



**Міністерство освіти і науки України
Національний університет «Запорізька політехніка»**

**МЕТАЛОЗНАВСТВО
ДЛЯ ЗВАРНИКІВ
навчальний посібник**

Запоріжжя • НУ «Запорізька політехніка» • 2023

УДК 621.79:669.017(075.8)
М54

*Рекомендовано до друку вченою радою
Національного університету «Запорізька політехніка»,
(Протокол № 3 від 6 листопада 2023 р.)*

Рецензенти:

Погрелюк І.М. – завідувач відділу матеріалознавчих основ інженерії поверхні Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України, доктор технічних наук, професор;

Дурагіна З.А. – завідувач кафедри матеріалознавства та інженерії матеріалів Національного університету «Львівська політехніка», доктор технічних наук, професор.

М54 **Металознавство для зварників:** навчальний посібник /
Укл.: О. В. Климов, О. В. Лисиця, Ю. І. Кононенко – Запоріжжя:
НУ «Запорізька політехніка», 2023. – 227 с.

ISBN 978-617-529-424-6

Посібник призначений для студентів навчальних закладів, в яких вивчають зварювання.

В навчальному посібнику описані атомно-кристалічна будова металів та сплавів; діаграми стану та зв'язок типу подвійної діаграми з техно-логічними та механічними властивостями; процес первинної кристалізації; вплив хімічного та фазового складу, структури, будови на властивості матеріалів. Розглянуто будову зварного з'єднання, від чого вона залежить та її вплив на властивості матеріалу. Ознайомившись з даним посібником студенти отримають необхідні знання про основні групи матеріалів на ос-нові заліза, нікелю, алюмінію, титану, магнію, міді, а також основи теорії та технології їх термічного оброблення.

УДК 621.79:669.017(075.8)

ISBN 978-617-529-424-6

© Климов О.В., Лисиця О.В., Кононенко Ю.І., 2023

© Національний університет
«Запорізька політехніка», 2023

ЗМІСТ

Вступ	5
1. Кристалічна будова металів та сплавів	6
2. Методи дослідження металів та сплавів	23
3. Первинна кристалізація	37
4. Діаграми стану	49
4.1 Подвійна діаграма стану з необмеженою розчинністю компонентів в твердому стані	52
4.2 Подвійні діаграми стану з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані та евтектичним перетворенням	58
4.3 Подвійні діаграми стану з проміжними фазами	65
4.4 Основні види нонваріантних рівноваг в двокомпонентних системах	68
4.5 Подвійні діаграми стану з поліморфними перетвореннями компонентів	69
4.6 Зв'язок між типом діаграми стану та властивостями сплавів (правило Курнакова-Бочвара)	70
4.7 Діаграми стану потрійних систем	73
5. Залізо та сплави на основі заліза	81
5.1 Метастабільна діаграма стану $Fe-Fe_3C$	83
5.2 Вуглецеві сталі	88
5.3 Чавуни	94
6. Структурні та фазові перетворення в сталях при нагріванні	104
7. Структурні та фазові перетворення в сталях при охолодженні	109
7.1 Перетворення аустеніту в перліт при охолодженні (перлітне перетворення $A \rightarrow P$)	110
7.2 Мартенситне перетворення	113
7.3 Проміжне (бейнітне) перетворення	117
8. Розпад мартенситу при нагріванні сталі (перетворення в сталі при нагріванні нижче температури A_1)	120

9. Будова зварного з'єднання вуглецевої сталі	124
10. Технологія термічного оброблення сталі	128
10.1 Відпалення	128
10.2 Гартування	135
10.3 Відпускання	142
10.4 Старіння	144
11. Поверхнєве гартування та хіміко-термічне оброблення (ХТО) сталей	148
11.1 Хіміко-термічне оброблення	148
11.2 Поверхнєве гартування	155
12. Леговані сталі	158
12.1 Конструкційні леговані сталі	168
12.2 Інструментальні леговані сталі	170
12.3 Сталі з особливими властивостями (корозійностійкі, жаростійкі, жароміцні, зносостійкі)	173
13. Сплави на нікелевій та залізонікелевій основі	189
14. Кольорові сплави на основі алюмінію, титану, магнію, міді	196
14.1 Алюміній та сплави на його основі	196
14.2 Титан та сплави на його основі	205
14.3 Магній та сплави на його основі	214
14.4 Мідь та сплави на її основі	216
Література	225

ВСТУП

Металознавство вивчає будову металів і сплавів, залежність їх експлуатаційних та технологічних властивостей від хімічного та фазового складу, структури.

Процес зварювання полягає в отриманні нероз'ємних з'єднань завдяки встановленню міжатомних зв'язків між частинами заготовок, які зварюють. Значна кількість видів зварювання базується на розплавленні зварювальних матеріалів в місці зварювання. Плавлення матеріалів під дією високої температури із наступним охолодженням супроводжуються фазовими переходами в них.

Зварне з'єднання зазвичай складається з трьох частин: 1) зварний шов; 2) зона сплавлення; 3) зона теплового впливу (ЗТВ). Кристалізація металу в зварному шві підпорядковується законам первинної кристалізації та залежить від умов плавлення та кристалізації розплавленого металу при зварюванні, від його хімічного складу, типу діаграми стану. На якість зони сплавлення впливає проплавлення сплаву, хімічний склад, фазові та структурні перетворення, дифузійні процеси на границях зони. Формування структури в зоні теплового впливу залежить від хімічного складу, фазових перетворень та структури при нагріванні та охолодженні.

Отже, процесами, що є вирішальними у формуванні зварного з'єднання та його властивостей, є металургійні та металознавчі процеси. Кристалічна будова зварного з'єднання, розмір зерен, властивості сплавів, що утворюються, дифузійні явища тощо, обумовлені закономірностями фізичного та прикладного металознавства. Особливе місце в забезпеченні працездатності зварних з'єднань приділяється їх термічному обробленню.

Основана мета навчального посібника – надати необхідні знання студентам, що вивчають зварювання, з будови металів, кристалізації, фазових перетворень, теорії та технології термічного оброблення, основних груп машинобудівних матеріалів, допомогти обирати економічно вигідніші матеріали та їх оброблення для конкретних умов роботи виробу.

1. КРИСТАЛІЧНА БУДОВА МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Метали – це тверді кристалічні тіла з металевим типом зв'язку. Отримані литвом метали мають полікристалічну будову та складаються із значної кількості дрібних кристалів ($10^{-1} \dots 10^{-5}$ см), що при кристалізації набувають неправильної форми. Такі кристали називають *кристалітами* або *зернами*.

Властивості металів в твердому та частково рідкому стані:

1. Високі тепло- та електропровідність.
2. Позитивний температурний коефіцієнт електричного опору. Підвищення температури приводить до зростання електричного опору. Значна кількість металів (~ 30) має надпровідність.
3. Термоелектронна емісія, тобто здатністю випускати електрони при нагріванні.
4. Добра відбивна здатність. Метали непрозорі та мають металевий блиск.
5. Здатність до пластичного деформування.

Атоми в кристалах металів розташовуються закономірно впорядковано, займаючи положення у вузлах кристалічної ґратки та утворюючи *просторову кристалічну ґратку* (рис.1.1, а). Найменший об'єм металу, який характеризує атомно-кристалічну будову всього об'єму називають *елементарною кристалічною коміркою* (рис.1.1, б). За допомогою переміщення цієї комірки в просторі вздовж трьох напрямків (координатних осей x , y , z) можна побудувати просторову кристалічну ґратку.

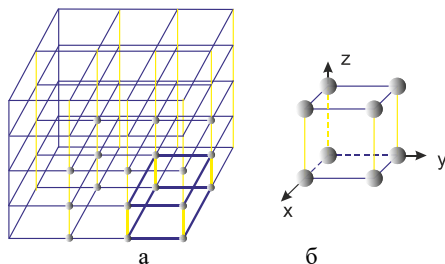


Рисунок 1.1 – Просторова кристалічна ґратка (а) та елементарна комірка кубічної сингонії (б)

Всього існує 230 можливих просторових груп, що складаються з 32 класів, які об'єднанні в 7 систем (сингоній). Базуючись на аналізі симетрії кристалів, Браве встановив, що всі існуючі

кристалічні структури в тривимірному просторі можуть бути описані чотирнадцятьма комірками, котрі є трансляційними, тобто при переміщенні їх вздовж певних векторних напрямків або координатних осей відтворюється вся структура.

Кожну елементарну комірку характеризують шість параметрів (рис.1.2):

1. *Лінійні* – відрізки до найближчих атомів по відповідним координатним осям. Називають періодами та позначають буквами a , b , c . Вимірюють в *нм* або *Ангстремах* (Å , $1 \text{ Å} = 0,1 \text{ нм}$). Ці параметри визначають розмір комірки.

2. *Кутові*. Вимірюють між відповідними відрізками та позначають першими буквами грецької абетки: α , β , γ . Ці параметри визначають форму комірки.

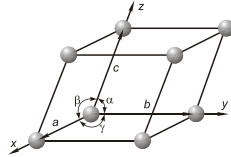
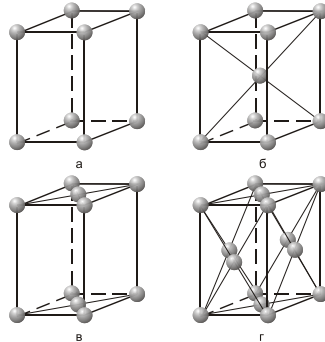


Рисунок 1.2 – Елементарна комірка кристалічної структури

За характером розташування атомів у комірці запропоновано одну примітивну (позначається буквою P) і три складні комірки з додатковими вузлами в центрі об'єму або в центрі граней комірки, рис.1.3. Це об'ємноцентрована (тип J), базоцентрована (тип C) та гранецентрована (тип F).



а – примітивна комірка (тип P); б – об'ємноцентрована (тип J);
в – базоцентрована (тип C); г – гранецентрована (тип F)

Рисунок 1.3 – Елементарні комірки Браве ромбічної сингонії

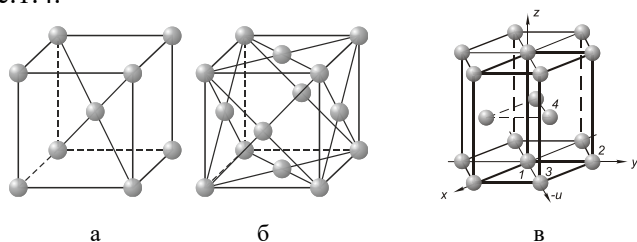
Типи просторових ґраток Браве наведено в табл.1.1.

Таблиця 1.1 – 14 елементарних комірок Браве

Сингонія ґратки	Параметри ґратки	Тип просторової ґратки Браве			
		Примітивна (P)	Базоцентрована (C)	Об'ємноцентрована (J)	Гранецентрована (F)
Триклінна	$a \neq b \neq c$ $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$	×			
Моноклінна	$a \neq b \neq c$ $\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$	×	×		
Ромбічна	$a \neq b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	×	×	×	×
Тригональна	$a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	×		×	
Тетрагональна	$a = b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	×			
Гексагональна	$a = b \neq c$ $\alpha = \beta = 90^\circ$; $\gamma = 120^\circ$	×			
Кубічна	$a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	×		×	×

Примітка. Існуючі типи комірок для різних сингоній позначені хрестиками.

Більшість кристалічних ґраток металів належать до кубічної та гексагональної сингонії: об'ємноцентрована кристалічна кубічна ґратка (ОЦК), гранецентрована кристалічна кубічна ґратка (ГЦК), гексагональна щільнопакована кристалічна ґратка (ГЦП), рис.1.4.



а – α -Fe, W, V, Mo, β -Ti, Ta, Cr, Na, K, Ru, інші;

б – Cu, Al, γ -Fe, Ni, Au, Pb, Pt, інші;

в – α -Ti, Mg, Co, Zn, Be, Cd, Hf, α -Zr, інші

Рисунок 1.4 – Найбільш поширені кристалічні ґратки металів

Визначення кристалографічних символів вузлів, напрямків та площин. Для їх позначення в кристалографії використовують спеціальні кристалографічні символи. Символ складається з трьох або чотирьох чисел, записаних у спеціальних для кожного структурного елемента дужках. Наприклад: $(\bar{2}10)$ – кристалографічний символ площини, індекси у круглих дужках вимовляються як «два з мінусом, один, нуль». Початок координат вибирають в будь-якому вузлі ґратки, а координатні осі в кожній сингонії проводять вздовж базисних векторів елементарної комірки.

Кристалографічні символи вузлів. Щоб знайти індекси вузла, треба визначити його координати в осьових відрізках a , b , c . Індокси вузлів можуть бути цілими, або у вигляді дроби, додатними та від’ємними (рис.1.5). Координати вузла по відповідним координатним осям (x , y , z) позначають m , n , p . Числа m , n , p записують у подвійні квадратні дужки (скобки). Так $[[mnp]]$ – кристалографічний символ вузла.

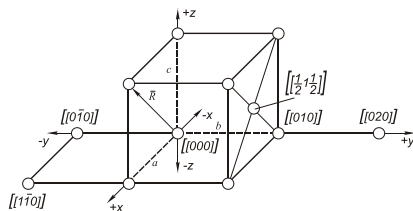


Рисунок 1.5 – Кристалографічні символи вузлів в кубічних ґратках

Кристалографічний напрямок (атомний ряд) – атоми, розташовані на прямій лінії. В загальному вигляді напрямки мають символ $[uvw]$. Для визначення символів початок координат розташовують в атомі з якого виходить напрямок та визначають координати атому в який входить напрямок, рис.1.6. Це і будуть індекси напрямку $[uvw]$.

Індокси напрямків – це цілі числа, які можуть бути як негативними так і позитивними. Якщо вузол має значення індоксів у вигляді дроби, їх треба привести до цілих чисел. Так вузол, розташований посередині верхньої грані, має символ $\left[\left[\frac{1}{2} \frac{1}{2} 1 \right] \right]$, а напрямок, що проходить через цей вузол – $[112]$.

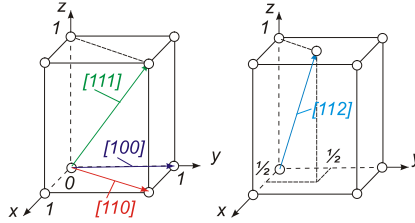


Рисунок 1.6 – Приклад індексації кристалографічних напрямків в ОЦК ґратці

Кристалографічні символи площин. Для позначення положення кристалографічних площин використовують індекси (hkl) . Це три цілих раціональних числа, що зворотні величинам відрізків які площина відсікає по осям координат x, y, z . Індеси hkl визначаються як співвідношення

$$h:k:l = \frac{1}{\text{відрізок по осі } x} : \frac{1}{\text{відрізок по осі } y} : \frac{1}{\text{відрізок по осі } z}, \text{ рис.1.7.}$$

Значення символів можуть бути як позитивними так і негативними.

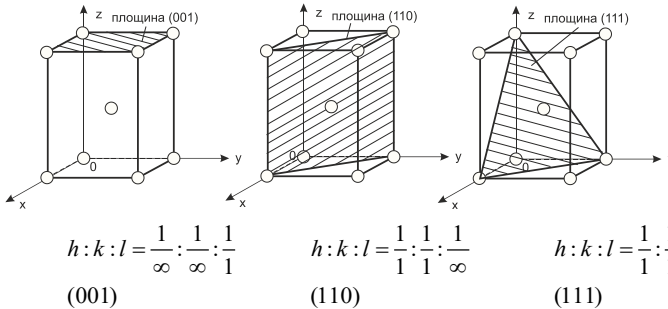


Рисунок 1.7 – Приклад індексації кристалографічних площин в ОЦК ґратці

Кристалографічні символи в ґратках гексагональної сингонії. При визначенні символів в ґратках гексагональної сингонії використовують чотири координатні осі згідно з геометрією ґратки ($0x, 0y, 0u$ і $0z$). Четверту допоміжну координатну вісь розташовують у горизонтальній площині і вона складає із осями $0x$ та $0y$ кут 120° (рис. 1.8).

Відповідний індекс i щодо цієї осі посідає третє місце у символі: для площин – (hki) або індекс t для напрямку – $[uvtw]$. Індекс i залежить від значення індексів h і k і пов'язаний з ними та-

кими рівняннями $h + k + i = 0$ або $u + v + t = 0$. Тоді $i = -(h + k)$ або $t = -(u + v)$.

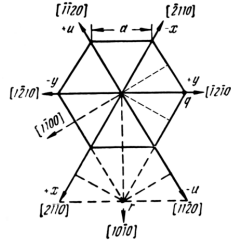


Рисунок 1.8 – Кристалографічні символи напрямків в гексагональній сингонії

На рис. 1.9 показано деякі площини в гексагональній ґратці.

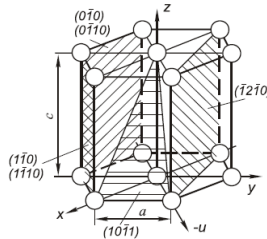
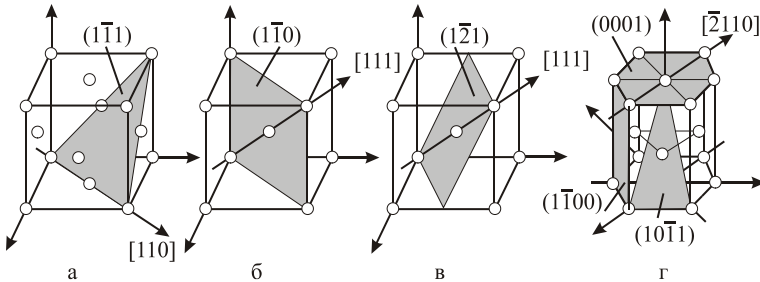


Рисунок 1.9 – Найважливіші площини в гексагональній сингонії

Найбільш щільнонаповнені площини та напрямки – це площини та напрямки з найбільшою кількістю атомів та найменшою відстанню між ними. Наприклад: ОЦК ґратка – (101) , $[111]$; ГЦК ґратка – (111) , $[110]$; ГЦП ґратка – (0001) , $[2\bar{1}10]$; де $\bar{1}$ читається як один з мінусом (рис.1.10).



а – ГЦК; б, в – ОЦК; г – ГЦП

Рисунок 1.10 – Системи ковзання в ґратках

Кількісні характеристики комірок.

1. Типи комірок відрізняються базисом. Базис (N) – це кількість атомів, котрі належать власне тільки одній комірці. При визначенні базису кількість атомів розраховується з врахуванням частки їх належності до комірки за допомогою коефіцієнтів: $1/8$ – для атомів, що знаходяться у вершинах; $1/2$ – для атомів на гранях комірки; 1 – для атома, розташованого всередині комірки. Так в примітивній ґратці кожен атом належить восьми коміркам одночасно, тому на одну комірку припадає тільки один атом: $N = 1/8 \cdot 8 = 1$ (рис.1.11).

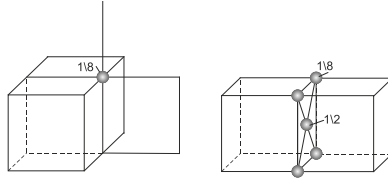


Рисунок 1.11 – Визначення кількості атомів, що належать примітивній (а) та гранецентрованої коміркам (б)

2. Базисна матриця – це сукупність координат базисних атомів, визначених в осьових відрізках. Для примітивної комірки базисна матриця позначається символом $[000]$, бо початок координат можна вибрати в будь-якому вузлі. За аналогією, знаходимо базисні атоми та їх координати і в складних ґратках (рис.1.12). Для гексагональної щільнопакованої ґратки (ГЩП) число базисних атомів дорівнює $2 \left(\frac{1}{6} \cdot 4 + \frac{1}{12} \cdot 4 + 1 \right)$, базисна матриця $\begin{vmatrix} 000 \\ 1 & 2 & 1 \\ 3 & 3 & 2 \end{vmatrix}$.

Маючи координати базисних атомів, що показують розташування атомів у просторі, можна зобразити всю просторову структуру в цілому.

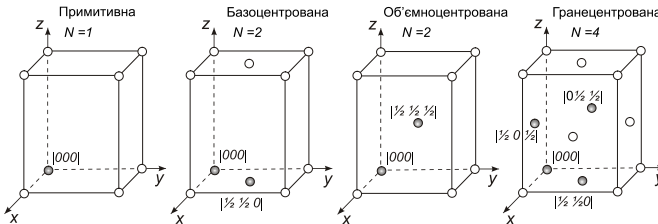


Рисунок 1.12 – Базис та базисна матриця

3. Координаційне число (K). Кількість атомів, які розташовуються на однаковій найменшій відстані від довільно обраного атому називають координаційним числом. Цей параметр характеризує щільність пакування атомів у ґратці. Так, в ОЦК ґратці кожен атом має вісім найближчих сусідів, розміщених на відстанях $\frac{a\sqrt{3}}{2} = 0,866a$, де a – параметр ґратки (рис.1.13). Позначається координаційне число символом $K\delta$. Для ґраток ГЦК та ГЦП координаційне число дорівнює $K12$.

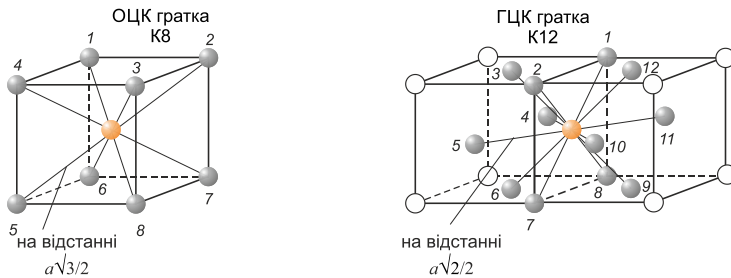


Рисунок 1.13 – Координаційне число для ОЦК та ГЦК кристалічних ґраток

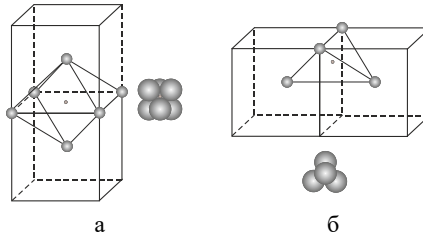
4. Коefіцієнт компактності – це частка об’єму комірки, котрий займають атоми (в %): $\eta = \frac{V_k}{V_a} \cdot 100\% = \frac{N \cdot V_0}{V_a} \cdot 100\%$ (де V_k – об’єм комірки, для кубічної сингонії $V_k = a^3$; V_a – об’єм базисних атомів; V_0 – об’єм одного атому, $\frac{4}{3}\pi r^3$, де r – радіус атома).

Для примітивної кубічної комірки коефіцієнт компактності дорівнює 52%, для ОЦК – 68%, для ГЦК і ГЦП – 74%. Надлишок об’єму комірки займають порожнини, або так звані пори.

В багатьох процесах, що відбуваються в металах та сплавах значну роль відіграють пусті місця між атомами в ґратках, що називають *порожнинними* або *порами*. Існує два виду пор: октаедрична і тетраедрична (рис.1.14).

Октаедричну пору оточують шість атомів і усі вони знаходяться в вершинах октаедра (рис.1.14, а). **Тетраедрична пора** – це пора між чотирма атомами (рис. 1.14, б), що в просторі утворюють тетраедр. Так, наприклад, октаедричну пору легко виявити усередині ГЦК ґратки, а в ОЦК ґратці вона розташована в центрі

граней. Тетраедричну пору в ГЦК гратці знаходимо на кожній з об'ємних діагоналей, а в ОЦК – на гранях.



а – октаедрична пора; б – тетраедрична пора
Рисунок 1.14 – Типи порожнин (пор) в ОЦК гратці

Пора – це сфера, що може бути розміщена між атомами. Радіус пор і їх кількість залежать від виду пори та типу гратки, а також від радіусу атома r (табл. 1.3).

Таблиця 1.3 – Розмір порожнин в гратках

Тип гратки	Радіус пори	
	тетраедрична	октаедрична
ОЦК	0,29 r	0,154 r
ГЦК, ГЦП	0,22 r	0,41 r

Типи кристалів. В залежності від умов кристалізації виділяють наступні типи кристалів:

1. Монокристал обмежений зовнішньою поверхнею. Внаслідок різної щільності атомів в різних кристалографічних площинах і напрямках властивості (механічні, фізичні, хімічні) різні, тому такий кристал називається *анізотропним*, а така різниця у властивостях називається *анізотропією властивостей*.

2. Полікристал – це велика кількість хаотично розорієнтованих кристалів (які називають зернами), що мають внутрішню границю поділу. В межах одного зерна кристали мають однакову кристалографічну орієнтацію, рис.1.15. Властивості *полікристалів* однакові у всіх напрямках, що пов'язано з хаотичним розорієнтуванням зерен, тому такий кристал називають *ізотропним*.

Під дією зовнішніх факторів (наприклад, пластична деформація прокатуванням) структура кристалів може змінюватися. Виникає **текстура**. **Текстурований кристал** характеризується збігом кристалографічного напрямку всіх зерен з напрямком дії

зовнішньої сили. Виникає текстура деформації, рис.1.16. Така структура також характеризується *анізотропією* властивостей.



Рисунок 1.15 – Схема, що показує різну орієнтацію кристалічних ґраток в полікристалі

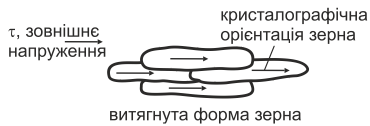


Рисунок 1.16 – Схематичне зображення текстурованого кристалу

Поліморфізм металів. В певному інтервалі температур та при певному тиску деякі елементи мають різний тип кристалічної ґратки. Це явище носить назву *поліморфізм*. Різні кристалічні структури одного і того самого елементу називають *поліморфними модифікаціями* (табл.1.4). Поліморфні модифікації позначають буквами грецької абетки.

Таблиця 1.4 – Поліморфізм деяких металів

Елемент	Символ	Модифікація	Тип ґратки
Залізо	Fe	α -Fe (<911°C)	ОЦК
		γ -Fe (911...1392°C)	ГЦК
		δ -Fe (>1392°C)	ОЦК
Титан	Ti	α -Ti (<882°C)	ГЦП
		β -Ti (>882°C)	ОЦК
Кобальт	Co	α -Co (<400°C)	ГЦП
		β -Ti (>400°C)	ГЦК
Цирконій	Zr	α -Zr (<862°C)	ГЦП
		β -Zr (>863°C)	ОЦК
Гафній	Hf	α -Hf (<1740°C)	ГЦП
		β -Hf (>1740°C)	ОЦК

При нагріванні поліморфне перетворення супроводжується поглинанням теплової енергії, а при охолодженні – її виділенням.

Крім теплового ефекту, поліморфне перетворення супроводжується також об'ємним ефектом, інколи досить значним, що призводить до виникнення істотних внутрішніх напружень у деталях, виготовлених з цього металу.

При поліморфному перетворенні різко (стрибком) змінюється чимало властивостей металів і сплавів: питомий об'єм, теплоємність, теплопровідність, електропровідність, магнітні, механічні, хімічні тощо.

Дефекти кристалічної будови. Реальні кристали на відмінну від ідеального мають недосконалості кристалічної будови. В залежності від розміру дефекти кристалічної будови ділять на **точкові, лінійні та поверхневі**.

Точкові дефекти. У всіх трьох вимірах (x, y, z) мають малі розміри, не більше кількох діаметрів атомів. **Точкові дефекти ділять на дві групи: власні та домішкові.** До власних відносяться: вакансії – вузол кристалічної ґратки, в якому відсутній атом; міжвузлові атоми – атоми, що перейшли з вузла ґратки в міжвузловий простір, рис.1.17. Згідно моделі Я. Френкеля вакансії можуть виникати завдяки флуктуаціям: атоми переходять з вузла ґратки у міжвузля, таким чином виникає *парний дефект Френкеля*, що складається з міжвузлового атома та вакансії. Модель Шоттки пояснює виникнення вакансії завдяки переходу атома з вузла ґратки на поверхню кристала або випаровуванням з поверхні. Вільний вузол ґратки може займати інший атом, який після себе залишає нове вакантне місце, що приводе до міграції вакансій. Цей процес відіграє важливу роль при дифузії (самодифузії), повзучості металу тощо.

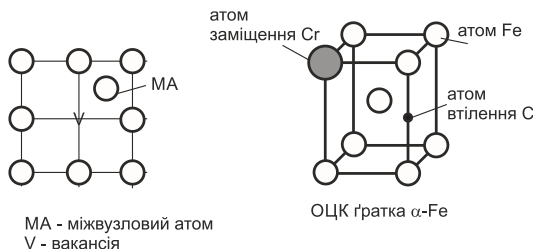


Рисунок 1.17 – Розташування точкових дефектів

Завдяки тепловим коливанням атомів у ґратці вакансії та міжвузлові атоми наявні у кристалах при будь-якій температурі, що

вище від абсолютного нуля. Такі вакансії називають тепловими, на відміну від тих, що можуть утворитися під впливом пластичного деформування, бомбардування поверхні кристала частинками високої енергії чи опромінювання жорстким випромінюванням.

Кожній температурі T відповідає рівноважна концентрація вакансій, яку можна визначити за формулою:

$$\frac{n}{N} = e^{-E/kT}$$

де n – кількість вакансій у кристалі з N атомами;

k – константа Больцмана;

E – енергія утворення однієї вакансії.

З формули видно, що за вищої температури (T) більша концентрація вакансій. Наприклад, якщо енергія утворення вакансій у міді дорівнює 1,1 еВ, рівноважна концентрація вакансій буде змінюватися від 10^{-19} при 300 К до 10^{-4} при 1350 К.

До *домішкових точкових дефектів* відносяться: атоми втілення – атоми неметалів (С, Н, N, та частково В), що розташовуються в пустотах (порах) між атомами основного металу; атоми заміщення – атоми металів (V, Мо, W, Cr), що заміщують атом основного металу в його кристалічній ґратці, рис.1.17.

Навколо вільного вузла, міжвузлового або домішкового атома кристалічна ґратка спотворюється, тобто точковий дефект є центром стиснення чи розширення в пружному середовищі (рис. 1.18).

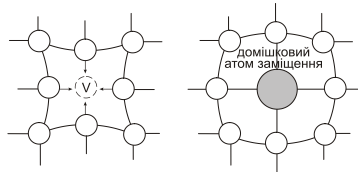
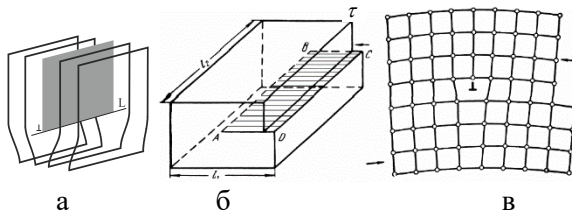


Рисунок 1.18 – Викривлення кристалічної ґратки навколо точкових дефектів

Лінійні дефекти. Мають малі розміри в двох вимірах та значний розмір в третьому вимірі, який можна порівняти з довжиною кристалу. Цей дефект називають *дислокацією*. Це особливий вид розташування атомів, коли порушено його періодичність. Розрізняють *крайові* та *гвинтові дислокації*.

Крайова дислокація може виникнути, наприклад, у процесі кристалізації при зрощуванні кристалів з різною орієнтацією просторових ґраток, при пластичному деформуванні (рис. 1.19, а).

Якщо верхню частину кристалу зсунути по площині ковзання ABCD (рис. 1.19, б) відносно нижньої на одну міжатомну відстань (період ґратки) у напрямку дії напруження (τ), то зафіксуємо момент, коли зсув відбувається не по всьому перерізу зразка, а лише до лінії АВ, що являє собою границю зсуву. В результаті, як це видно з атомної моделі кристала (рис. 1.19, в), з'явилася така вертикальна атомна площина, що не має продовження у нижній половині кристала. Таку «зайву» площину називають екстраплощиною. Поблизу краю екстраплощини кристалічна ґратка буде дуже спотворена внаслідок відхилення атомів від положення рівноваги. При цьому вище краю екстраплощини міжатомна відстань менша, а нижче краю – більша порівняно з звичайною. У площині рисунку область такого спотворення мала і становить декілька періодів ґратки. Але у напрямку, нормальному до площини рисунку область спотворення буде тягнутись вздовж усього краю екстраплощини, тобто буде за розміром макроскопічною. Крайовою дислокацією називають область спотворення кристала навколо лінії АВ (краю екстраплощини). Вона є границею зсуву всередині кристала і уявляє собою лінійний дефект. Якщо екстраплощина розташована зверху від площини ковзання, то дислокація називається позитивною і позначається знаком \perp (рис. 1.19, в), якщо ж екстраплощина знаходиться знизу, то дислокацію називають негативною і використовують знак \dashv .



а – екстраплощина;

б – схема виникнення дислокації;

в – розташування атомів у площині, перпендикулярній лінії АВ

Рисунок 1.19 – Геометрична та атомна модель крайової дислокації

Гвинтова дислокація. Зсув однієї частини кристала щодо іншої може відбуватись і за наступною схемою. Якщо в кристалі

зробити надріз з наступним зсувом однієї частини відносно іншої у напрямку дії напруження по площині ABCD, то у переднього краю (поблизу точки А) зсув відбудеться на один період ґратки, а при наближенні до точки В величина зсуву зменшиться аж до повного зникнення. Це призведе до появи на поверхні кристала сходинки або виступу зсуву, що закінчується по лінії АВ і на рис. 1.20, а позначено штриховкою. В результаті горизонтальні атомні площини будуть викривлені таким чином, що у переднього краю кристала кожна площина правої частини з'єднається з нижче розташованою площиною лівої частини. Якщо подивитись на кристалічну ґратку з боку правої грані кристала, то розташування атомів по обидва боки від площини зсуву ABCD буде мати вигляд, як показано на рис. 1.20, б.

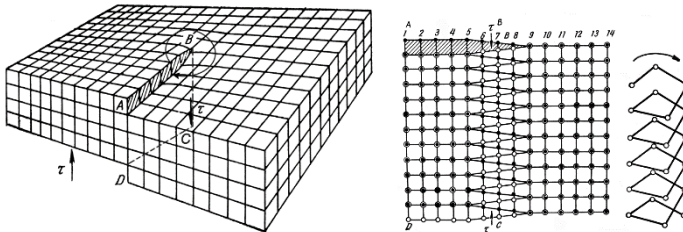


Рисунок 1.20 – Схема утворення гвинтової дислокації (а) та атомна модель гвинтової дислокації (б): ○ – атоми за площиною ABCD; ● – атоми над площиною ABCD

Якщо для крайової дислокації лінія дислокації і вектор зсуву взаємно перпендикулярні, то для гвинтової дислокації вони паралельні один одному. Гвинтова дислокація, як і крайова, – це дефекти, що можуть пересуватись в кристали. Навіть незначні зовнішні навантаження приводять до їх переміщення у нові положення.

Механізм утворення гвинтової дислокації при кристалізації повністю не з'ясовано. Виникнення сходинки, можливо, зумовлене домішками.

Криволінійні (змішані) дислокації. В загальному випадку лінія дислокації в площині ковзання має вигляд кривої лінії. Якщо окремі ділянки цієї кривої розташовані відносно напрямку вектора зсуву перпендикулярно, то це відповідає крайовій орієнтації, якщо паралельно – гвинтовій орієнтації дислокаційної лінії. Якщо ж ділянки кривої мають з вектором зсуву будь-який (не паралеле-

льний і не перпендикулярний) кут, то це відповідає дислокації змішаної орієнтації.

На відміну від точкових дефектів, концентрація яких є рівноважною для даної температури, дислокації при будь-яких температурах підвищують вільну енергію кристала внаслідок викривлення ґратки при їх утворенні і тому є термодинамічно нерівноважними дефектами. Критерієм викривлення кристалічної ґратки є вектор зсуву (*вектор Бюргерса*) \bar{b} . Принцип побудови такого контуру навколо крайової дислокації показано на рис. 1.21.

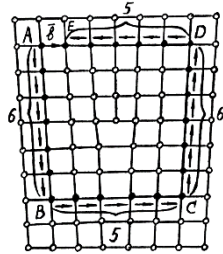


Рисунок 1.21 – Контур та вектор Бюргерса для крайової дислокації (чорні атоми розташовані на контурі Бюргерса)

Виберемо поблизу дислокації атом в початковій точці А. Зробимо обхід дислокації вздовж атомних рядів, але так, щоб по протилежним напрямкам кількість кроків була б однаковою (хоча і будь-якою). Так, зробивши 6 кроків донизу, прийдемо у точку В. Далі зробимо 5 кроків праворуч, досягнемо точки С. Від точки С зробимо вверх 6 кроків (точка D), а потім ліворуч 5 кроків. Прийдемо у точку Е, яка не співпадає з початковою точкою А, тобто контур буде незамкненим. Тоді вектор \bar{b} , проведений з точки А у точку Е для замкнення контура і є вектором Бюргерса.

Побудова контура Бюргерса для гвинтової дислокації зображена на рис. 1.22. З початкової точки А робимо 6 кроків до точки В, потім 9 кроків до точки С, знову 6 кроків (паралельно АВ) до точки D і нарешті 9 кроків (паралельно ВС) до точки Е. Залишається незамкненість контура АЕ, що відповідає вектору Бюргерса \bar{b} . Легко переконатись в тому, що вектори Бюргерса на рис. 1.21 і 1.22 є векторами зсуву.

локацій – до $10^6 \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Густина дислокацій та їх розташування значно впливають на властивості металу.

Поверхневі дефекти. Вони мають малі розміри тільки в одному вимірі. До них відносять *межі* зерен і структурних елементів, з яких складаються зерна. Полікристалічні тіла складаються з великої кількості дрібних ($10^{-1} \dots 10^{-5} \text{ см}$), по різному зорієнтованих щодо своїх сусідів, кристалітів (зерен), які, в свою чергу, поділяються на фрагменти, що розорієнтовані на декілька градусів. Фрагменти також складаються із *субзерен* (блоків мозаїки) розміром приблизно $10^{-5} \dots 10^{-6} \text{ см}$. *Межею зерен* вважають перехідну зону між зернами завширшки до 10 міжатомних відстаней, її називають *великокутовою*, тому що кути розорієнтації сусідніх зерен становлять декілька десятків градусів. Межу блоків зерен називають *малокутовою*, адже кути розорієнтування становлять декілька кутових хвилин або декілька десятків кутових секунд. Межі зерен і блоків характеризуються значною хімічною активністю, містять скупчення дислокацій та домішкових атомів, впорядкованість в розташуванні атомів порушена. Під впливом напружень, а особливо при підвищенні температури, межі можуть переміщуватися (мігрувати), що призводить до укрупнення зерен. Дифузія по межах зерен потребує меншої енергетичної активації порівняно з об'ємною дифузією.

До поверхневих відносять також *дефекти пакування*, що пов'язані з відхиленням від регулярності в розташуванні шарів атомів.

Поверхневі дефекти значно впливають на властивості кристалічних тіл, особливо на їх міцність, ударну в'язкість тощо.

Точкові, лінійні та поверхневі дефекти є мікроскопічними – мінімум в одному вимірі їхня протяжність вимірюється атомними діаметрами. На відміну від них об'ємні дефекти в атомному масштабі є макроскопічними – вони мають в усіх трьох вимірах відносно великі розміри, які не можна співставити з атомним діаметром. До об'ємних дефектів відносять пори, тріщини та подряпини. Якщо говорять про недосконалість металевих кристалів, то найчастіше всього мають на увазі мікроскопічні дефекти.

2. МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Методи дослідження, що використовують в металознавстві, можна поділити на дві групи:

- прямі методи (наприклад, металографічний, фрактографічний тощо), що дозволяють безпосередньо вивчати структуру металів та сплавів;

- непрямі методи (термічний, дилатометричний тощо) встановлюють зв'язок між структурою та властивостями матеріалів.

Прямі методи дослідження.

Серед структурних методів вивчення металів найпоширенішим є металографічний метод макро- та мікроскопічного дослідження структури. Між структурою металу та його властивостями здебільшого існує надійний зв'язок, тому за результатами цих досліджень можна встановити, як зміни в структурі будуть впливати на механічні, фізичні та інші властивості матеріалів.

Макроскопічний метод дослідження полягає у вивченні будови металу (його макроструктури) неозброєним оком, або за допомогою лупи чи бінокулярного мікроскопа при невеликих збільшеннях (до 30...50 разів). Це дозволяє спостерігати водночас велику поверхню заготовки або деталі та одержувати таким чином загальні відомості про якість матеріалу, а також вибрати ділянки для подальшого мікроскопічного аналізу. За допомогою макроаналізу виявляють: особливості будови литого або гарячедеформованого металу; характер руйнування матеріалу; газові пухирі, усадкові раковини, вкраплення, жухелі; якість та будову зварних з'єднань; характер оброблення, що застосовано для надання деталі кінцевої форми та властивостей (литво, оброблення тиском, різання, термічне та хіміко-термічне оброблення).

Макроаналіз проводять на *зламах* чи на спеціальних *макрошліфах*. Макроаналізом за виглядом зламу визначають характер руйнування матеріалу, яке може бути крихке, в'язке або втомне. За структурою (за зовнішнім виглядом) злами можуть бути волокнисті, кристалічні або змішані.

При оцінюванні зламу необхідно враховувати характер навантаження, що прикладають (ударне чи статичне), тому що один і той же матеріал може мати внаслідок статичного прикладання навантаження волокнистий злам, а при ударному навантаженні –

кристалічний.

Процес в'язкого та крихкого руйнування відбувається у дві стадії: зародження мікротріщини та її поширення. За механізмом зародження вони принципово не розрізняються. Відмінність пов'язана у швидкості поширення тріщини, що визначається структурою та властивостями матеріалу. При крихкому руйнуванні ця швидкість дуже велика і досягає 0,5 від швидкості поширення звуку в матеріалі. У випадку в'язкого руйнування тріщина розповсюджується з малою швидкістю, яка порівнюється із швидкістю деформації зразка.

У полікристалах тріщина під час руйнування може розповсюджуватися по тілу зерна, в такому випадку злам називають *внутрішньокристалітним або транскристалітним*, або вздовж межі зерна, в цьому випадку злам називають *міжкристалітним або інтеркристалітним*. Міжкристалітний злам завжди крихкий, внутрішньокристалітний спостерігається як при крихкому, так і при в'язкому руйнуванні.

В деталях, що працюють в умовах тривалих циклічних навантажень (вали, осі, шестерні, шатуни, ресори, пружини), може утворитися втомний злам. За цих умов руйнування може розвиватися при початковому напруженні, що значно нижче не лише границі міцності, а й границі плинності. Таке явище називають втомою металу, яке полягає в тому, що при багаторазових навантаженнях в місцях з найбільшою концентрацією напружень та з наявністю дефектів, різких переходів, перетинів, виникають мікротріщини.

Втомна тріщина зароджується в поверхневих шарах і потім поширюється вглиб деталі. Зазвичай цей процес тривалий і продовжується до того часу, доки переріз деталі не стає таким малим, що під дією наступного навантаження деталь руйнується. Руйнування при цьому частіше крихке, іноді (у дуже пластичних матеріалах) в'язке.

Макроаналіз за допомогою макрошліфа. Зразок із шліфованою та травленою спеціальним реактивом поверхнею називають *макрошліфом*. Зразок спочатку шліфують за допомогою абразивного круга, потім на наждачному папері, розміщеному на плоскій основі (склі), при цьому напрямок шліфування змінюють на 90°. Шліфування закінчують на папері з дрібним зерном. Під-

готовлену поверхню протирають спиртом і травлять у реактиві, склад якого залежить від металу або хімічного складу сплаву. Розглянемо деякі види макроаналізу.

Будову литої сталі та сталевого зливка вивчають на повздожних або поперечних перетинах (темплетах) після глибокого травлення, частіше за все у 50%-их водних розчинах концентрованих кислот: хлоридної – для вуглецевих та малолегованих сталей, нітратної – для середньо- та високолегованих при температурі 60...70°C впродовж 15...40 хв. Будова зливка залежить від чистоти металу, наявності легувальних елементів, температури лиття, швидкості охолодження, конфігурації та теплопровідності виливниці.

Для виявлення дефектів у металі після гарячого оброблення тиском, контроль проводять порівнянням макрошліфа з еталонами державних стандартів. Так визначають наступні види дефектів: центральні шпарини; підкіркові пухирі, які заповнені газами, що не встигли виділитися з рідкого металу при кристалізації; міжкристалітні тріщини, які мають зигзагоподібну форму та розташовуються переважно у центрі; ліквацію домішок, яка спричиняє неоднорідне травлення макрошліфа; флокени – дуже тонкі тріщини овальної або круглої форми розміром від частки міліметра до 100 мм у поперечному перерізі, що мають вид білих дрібних пластівців, схожих на пластівці снігу.

Макроаналіз дозволяє встановити хімічну неоднорідність – ліквацію шкідливих домішок сірки та фосфору в литому та гарячекатаному металі.

Макроаналіз також є одним із методів дослідження якості зварних з'єднань. Візуальний огляд зварного шва дозволяє виявити відхилення у розмірах та формі зварного шва, наявність газових шпарин, непроварів, тріщин. На макрошліфі, який вирізують поперек шва (іноді додатково і повздож) після травлення у водному 10...25%-ому розчині нітратної кислоти впродовж 3...5 хв. виявляють дендритну будову зварного шва, зону термічного впливу, непровари, тріщини, шпарини. Типова макроструктура зварного з'єднання зображена на рис. 2.1.

На рис.2.2 показані деякі дефекти, що можуть виникати в зварних з'єднаннях, які можна дослідити за допомогою макроаналізу: тріщини, пори, непровари, шлакові включення.

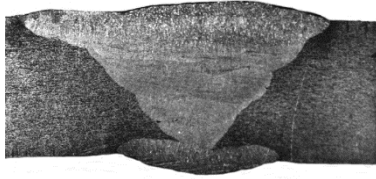
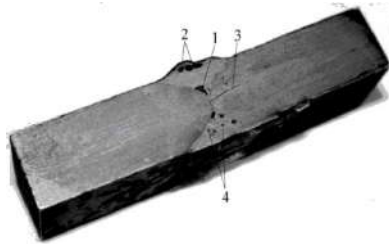


Рисунок 2.1 – Макроструктура якісного зварного з'єднання багатошаровою ручною електродуговою зваркою при Y-подібній підготовці крайок з підваренням кореня шва



1 – непровар; 2 – шлакові включення;
3 – тріщина в основному металі; 4 – газові пори
Рисунок – Дефекти в зварних з'єднаннях

Макроаналіз дозволяє також виявити товщину шару, наприклад, після хіміко-термічного оброблення – цементації. У поперечному перерізі такого зразка після травлення у 4%-ому розчині HNO_3 у спирті спостерігається зона з високим вмістом вуглецю, що має темніший колір, та порівняно світла серцевина, що містить менший вміст вуглецю.

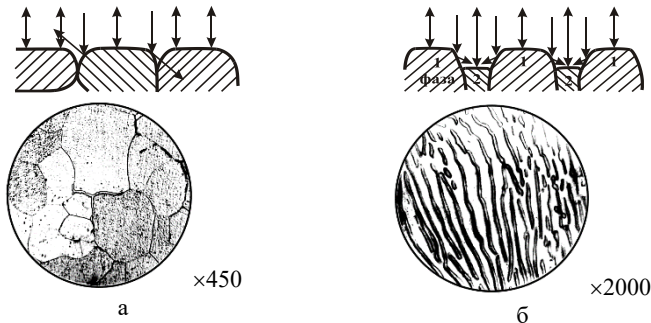
Мікроскопічний метод дослідження застосовують для вивчення мікроструктури за допомогою світлового мікроскопа при збільшеннях в 50...1500 разів. При використанні мікроскопічного аналізу виявляють форму та розмір зерен, зміни в структурі після гарячої та холодної деформації, термічного та хіміко-термічного оброблення; мікронефекти металу: тріщини, шпарини, раковини; неметалеві включення: сульфідні, оксидні, нітриди, алюмінати, силікати, графіт (у чавунах) тощо.

Поверхня зразка (мікрошліфа) має бути дзеркальною для достатньо інтенсивного відбиття променів, для цього після операції шліфування проводять полірування мікрошліфа на замші, фетрі чи тонкому сукні, що змочені водною суспензією дрібних

частинок оксидів алюмінію, хрому, заліза. Інколи застосовують електролітичне полірування. У всіх випадках після полірування шліф промивають водою, протирають спиртом та висушують.

Дослідження нетравлених шліфів дозволяє виявити неметалеві включення та мікрodefekти. Структура металу при цьому не виявляється. Неметалеві включення мають інший, ніж у металевій матриці, коефіцієнт відбиття, тому на світлому фоні вони виділяються темними ділянками (сірого, чорного, жовтуватого кольору) різної форми. За кольором та формою частинок визначають природу неметалевого включення, а за їх кількістю оцінюють ступінь забрудненості металу чи сплаву.

Для виявлення структури поверхню мікрошліфа травлять в розчинах кислот, лугів, солей в залежності від хімічного складу сплаву. Так, наприклад, для сталей і чавунів використовують травлення 2...5% розчином нітратної кислоти в етиловому спирті протягом 2...5 секунд. Ступінь травлення меж зерен та структурних складових різна, тому на поверхні утворюється мікрорельєф у вигляді западин та виступів (рис. 2.3).



а – ферит; б – фазова суміш перліт

Рисунок 2.3 – Схема утворення контрасту при мікроскопічних дослідженнях (при друкуванні зменшено в 1,5 рази)

Западини на межах зерен значно сильніше розсіюють промені, тому межі виглядають як темні лінії (рис. 2.3, а). У структурі перліту, що складається з двох фаз (фериту і цементиту), ферит розчиняється швидше цементиту. Цементит виступає та відбиває більше променів і в полі зору буде світлою складовою; друга фаза (ферит), навпаки, через більше розсіювання променів буде вигля-

дати темною. В результаті структура перліту має вигляд темних та світлих смуг (рис. 2.3, б).

Важливою характеристикою мікроскопа є його роздільна здатність ($r = 1/d$), яка визначається величиною, оберненою найменшій відстані d , на якій можливо розрізнити два сусідні елементи структури. Що менше d , то вище роздільна здатність і, відповідно, більше корисне збільшення мікроскопа M :

$$M = D/d,$$

де D – найменша відстань, що розрізняється людським оком (0,1...0,2мм).

У оптичного мікроскопа при використанні білого світла ($\lambda = 0,4...0,8$ мкм) d становить 0,2 мкм, і тому границя корисного збільшення дорівнює приблизно 1500 разів. Подальше збільшення лише укрупнює елемент структури, але не дозволяє виявити при цьому нові деталі.

Робоче збільшення мікроскопа V залежить від об'єктива та окуляра і дорівнює добутку їх збільшень:

$$V = V_{OK} \cdot V_{OB} = \frac{250}{F_{OK}} \cdot \frac{L}{F_{OB}},$$

де V_{OK} , V_{OB} – збільшення окуляра та об'єктива, відповідно;

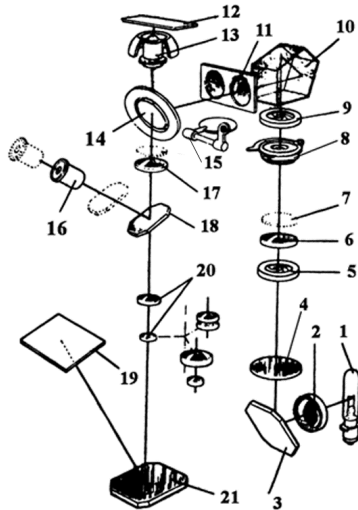
L – оптична довжина тубуса мікроскопа;

250 – відстань найкращого зору, мм;

F_{OK} , F_{OB} – фокусна відстань окуляра та об'єктива, відповідно.

На практиці робоче збільшення встановлюється комбінацією змінних окулярів та об'єктивів у відповідності з таблицею, що додається до мікроскопа.

Оптичний мікроскоп призначений для спостереження та фотографування структури. Основні системи мікроскопа: освітлювальна (джерело світла, конденсор, світлофільтри, діафрагми); оптична (об'єктив, окуляр, дзеркала, лінзи, призми) (рис. 2.4); механічна (штатив, тубус, макро- та мікрогвинти тощо) (рис. 2.5).

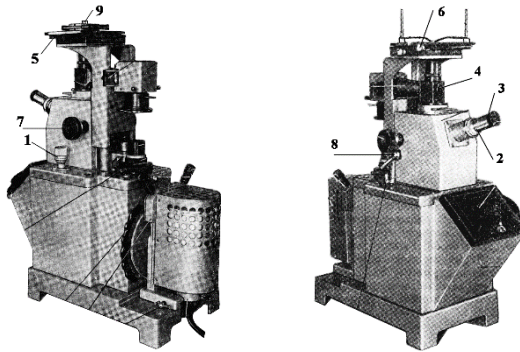


- 1 – електрична лампа; 2 – світлофільтр; 3 – дзеркало; 4 – лінза;
 5 – апертурна діафрагма; 6 – лінза; 7 – поляризатор; 8 – фотозатвор;
 9 – польова діафрагма; 10 – пентапризма; 11 – лінза; 12 – предметний столик;
 13 – об’єктив; 14 – віддзеркалювальна пластина; 15 – заслінка (при роботі
 у темному полі); 16 – окуляр; 17 – лінза; 18 – дзеркало; 19 – матове скло;
 20 – фотоокуляр; 21 – дзеркало

Рисунок 2.4 – Оптична схема мікроскопа МІМ-7

Для роботи на мікроскопі необхідно:

- вибрати збільшення та встановити відповідні об’єктив та окуляр,
- встановити предметний столик у такому стані, щоб об’єктив знаходився в центрі отвору кільця;
- розмістити досліджуваний шліф на столик полірованою поверхнею донизу;
- при спостереженні структури в окулярі 3 обертанням макрогвинта 7 провести грубе наведення на фокус та закріпити столик гвинтом 8. Точне фокусування здійснити обертанням в тому чи іншому напрямку мікрогвинта 1;
- дослідити структуру в різних ділянках шліфа, для чого переміщувати предметний столик за допомогою гвинтів 6.



1 – мікрогвинт; 2 – візуальний тубус; 3 – змінний окуляр;
 4 – алюмініаторний тубус зі змінним об'єктивом; 5 – предметний столик;
 6 – гвинти переміщення столика; 7 – макрогвинт;
 8 – фіксуючий гвинт; 9 – зразок

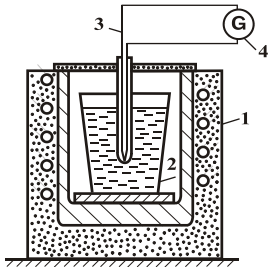
Рисунок 2.5 – Загальний вигляд мікроскопа МІМ-7

Непрямі методи дослідження.

Термічний метод. Термічний метод застосовують для визначення температур фазових перетворень в металах та побудови діаграм стану сплавів. На рис. 2.6 показано схему устаткування для проведення термічного аналізу. Термопара – це спаяні разом дроти двох різних металів або сплавів. Якщо нагріти спай термопари, то виникає термоелектрорушійна сила (ТЕРС), під дією якої струм відхиляє стрілку гальванометра. Від різниці між температурою гарячого та холодних кінців термопари залежить ТЕРС, абсолютне значення якої дозволяє визначити температуру сплаву. Сплав нагрівають до рідкого стану, а потім повільно охолоджують та фіксують температуру через кожні 20...30 с. Використовуючи ці дані, будують криві охолодження (або нагрівання) в координатах «температура – час» (рис. 2.7, а).

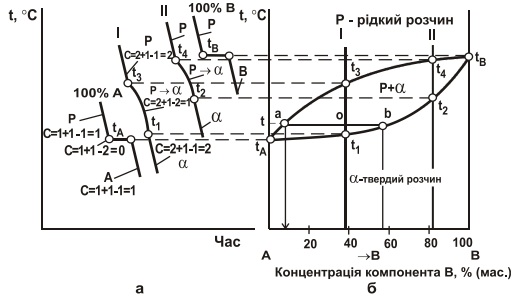
Фазові перетворення – плавлення (або кристалізація), зміна кристалічної ґратки, розчинення (або утворення) надлишкових фаз супроводжуються виділенням чи поглинанням тепла. Тому на кривих охолодження можна спостерігати температурні зупинки, якщо перетворення відбувається при постійній температурі, або перегини, якщо перетворення здійснюється в інтервалі температур (рис. 2.7). Наприклад, на кривих охолодження умовний чистий метал А кристалізується при температурі t_A , а сплав І

(38%B + 62%A) – в інтервалі температур $t_3 \dots t_1$, сплав II (81 % B, 19 % A) – в інтервалі $t_4 \dots t_2$. Ці температурні точки називають критичними для певних сплавів.



- 1 – електрод;
- 2 – тигель із металом;
- 3 – термопара;
- 4 – гальванометр

Рисунок 2.6 – Схема установки для термічного аналізу



- а – криві охолодження;
 - б – діаграма стану умовних металів А та В
- Рисунок 2.7 – Побудова діаграми стану за допомогою кривих охолодження

Критичні точки використовують для побудови *діаграми стану* сплавів у координатах «температура–хімічний склад сплавів». Діаграма стану – це графічні області стійкого існування фаз у залежності від хімічного складу сплавів та температури. Для побудови діаграми визначають критичні точки для цілої низки сплавів, наносять їх в зазначеній системі координат і з'єднують плавними лініями (рис. 2.7, б). Лінії відокремлюють зони із різними фазами, точки ліній характеризують хімічний склад фаз, що знаходяться в рівновазі; температури початку та кінця фазових перетворень. Діаграми стану є рівноважними і відповідні структури можна одержати лише при повільному охолодженні сплавів. Знання діаграми необхідне для визначення фазового складу сплавів, вибору раціональних режимів термічного оброблення та температур технологічних процесів.

Дилатометричний метод. В основі цього методу покладено зміну об'єму матеріалу при нагріванні чи охолодженні. При ізотропному розширенні зразка фіксується його довжина. Використовують метод для визначення коефіцієнтів лінійного термічного розширення металів та сплавів для різних температурних інтервалів, вивчення температур фазових перетворень у твердому стані.

За допомогою дилатометра записують дилатометричну криву, що показує зміну подовження зразка у залежності від температури (рис. 2.8) або в процесі ізотермічної витримки. Якщо в сплаві відсутні фази перетворення, то довжина зразка змінюється монотонно (рис.2.8, інтервал температур 20...911°C). При температурі 911°C (точка A_3) довжина зразка суттєво зменшується, оскільки ОЦК гратка $\alpha\text{-Fe}$ перетворюється в компактнішу ГЦК гратку $\gamma\text{-Fe}$.

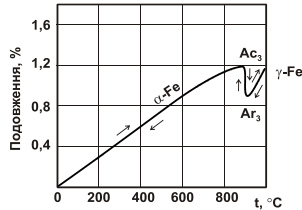


Рисунок 2.8 – Дилатометрична крива для чистого заліза

Подальше нагрівання приводить до збільшення довжини зразка зі структурою $\gamma\text{-Fe}$ внаслідок теплового розширення.

Найчастіше використовують диференційні дилатометри (рис.2.9), за допомогою яких фіксується різниця подовжень зразка та еталона (сплаву з відомим коефіцієнтом лінійного термічного розширення). Зразок 1 та еталон 2 розміщують в запаяні з одного кінця кварцові трубки 3 та 4. За допомогою кварцових стрижнів (6 та 7) подовження зразка та еталона передаються через металеві стрижні 8 рухомих опорам 10 та 11 трикутника, на якому розміщене дзеркало 5; третя опора – нерухома. Промінь світла від джерела 13 відбивається від дзеркала 5 і фокусується на матовому склі або фотоплівці 9. Дилатометричну криву одержують при переміщенні світлового променя внаслідок одночасного подовження зразка та еталона. Розташування кривої, а також кут її нахилу відносно горизонтальної осі визначається співвідношенням подовження зразка та еталона.

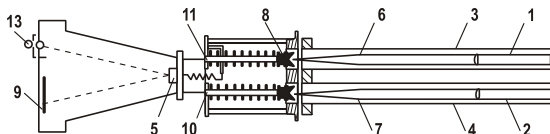


Рисунок 2.9 – Схема диференційного дилатометра

Метод електронної мікроскопії. Метод електронної мікроскопії дозволяє вивчати тонку структуру металів та сплавів при збільшеннях до 500 тис. разів і більше в залежності від мікроскопа та одержувати повніші знання про механізми фазових перетворень, пластичної деформації та руйнування металів, вивчати дефекти кристалічної будови. В електронному мікроскопі використовують електронні промені з малою довжиною хвилі та систему електромагнітних лінз. Мікроскоп складається із герметичної колони, в якій досягається високий вакуум (до $1,3 \cdot 10^{-5}$ Па) і розташована електронна оптика, та блоків живлення. На рис. 2.10 показана схема електронного мікроскопа для просвічування. Випромінювач електронів складається з катода 1, фокусуючого електрода 2 та анода 3. Конденсорна лінза 4 фокусує електронні промені на об'єкті 5. Об'єктивна лінза 6 дає збільшене проміжне зображення в площині селекторної діафрагми 7. Проміжна лінза 8 передає центральну ділянку зображення на предметну площину проєкційної лінзи 9, яка кінцеве зображення формує на екрані або фотопластинці 10. Об'єктивна та проєкційна лінзи збільшують приблизно у сто разів кожна.

Загальне збільшення мікроскопа (приблизно до 10^6 разів) визначається електромагнітними лінзами і регулюється величиною струму в їх обмотках. Прискорювальна напруга до 100 кВ, роздільна здатність (найменша частинка, деталі якої можна роздивитись) – 0,2 нм, товщина фольги для просвічування не більш, ніж 10^{-7} м (0,1...1 мкм). Таку фольгу виготовляють з товстішої пластини при електролітичному травленні в спеціальних розчинах. При проходженні електронів через фольгу контраст зображення виникає внаслідок розсіювання електронів на атомах, що зміщені із нормального положення в області дефекту (межі зерен, дислокації та інші дефекти кристалічної будови).

Непрямим методом за допомогою реплік можна вивчати поверхню масивних зразків. Репліка – це плівка (лакова, вугільна, оксидна тощо), яку наносять на поверхню зразка, а потім відділяють від зразка і досліджують. Репліка передає рельєф поверхні, в ній залишаються частинки надлишкових фаз, склад котрих можна визначити.

В останні роки широке розповсюдження знайшли растрові електронні мікроскопи, що дозволяють безпосередньо вивчати

рельєф зламів, мікроструктуру та хімічний склад зразка без виготовлення реплік або фольг, безпосередньо із плоского зразка.

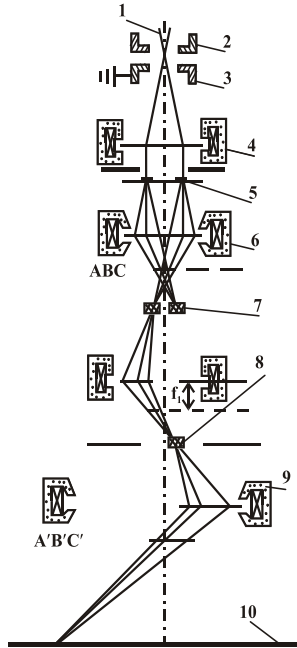


Рисунок 2.10 – Схема електронного мікроскопа

Рентгенографічні методи дослідження. В залежності від характеру використання рентгенівських променів всі методи розподіляють на рентгеноструктурний, рентгеноспектральний аналізи та рентгенівську дефектоскопію.

Рентгеноструктурний аналіз заснований на дифракції, яка виникає при розсіянні рентгенівських променів атомами ґратки. Розшифровують дифракційні картини за допомогою рівняння Вульфа-Брегга: $2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin \theta = n \cdot \lambda$. Дифракційні максимуми спостерігаються тоді, коли промені довжиною λ , віддзеркалені від паралельних площин з відстанню між ними d_{hkl} під кутом θ мають різницю ходу, що дорівнює цілій кількості довжин хвиль (довжина хвилі залежить від матеріалу анода рентгенівської трубки). Вимірюючи на рентгенограмах кути відбиття θ , визначають характеристику кристалічної ґратки – набір площин (d_{hkl}).

Дифракційна картина від монокристала характеризується закономірно розташованими точковими рефlekсами. Їх число, розташування, форма та інтенсивність дають можливість визначити орієнтацію монокристала, тип та розмір кристалічної ґратки.

Від полікристала дифракційні промені розповсюджуються у вигляді системи конічних поверхонь, тому в залежності від розташування плівки відносно первинних променів на рентгенограмі спостерігають кільця або лінії у вигляді відрізків дуг (рис. 2.11). Аналіз дифракційної картини і відповідні розрахунки дозволяють визначити: якісний та кількісний фазовий склад кристалічного зразка; тип і розмір кристалічної ґратки; внутрішні напруження; розпад пересичених твердих розчинів; орієнтацію зерен в текстурованих матеріалах тощо.

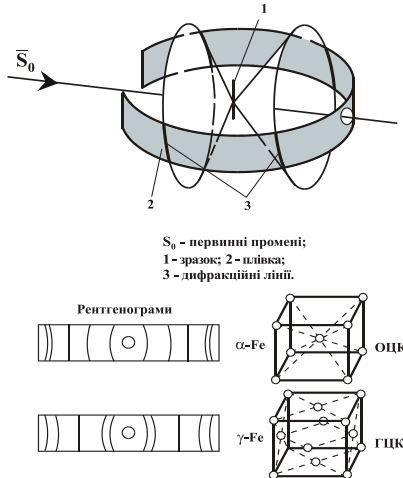


Рисунок 2.11 – Дифракційна картина від полікристала та схеми рентгенограм від ОЦК і ГЦК ґраток

Рентгеноспектральний аналіз дозволяє визначити хімічний склад матеріалу і базується на властивості кожного елемента випромінювати характеристичні рентгенівські промені, які з'являються при опроміненні зразка електронами достатньо високої енергії. Інтенсивність променів залежить від вмісту певного елемента. Використовуючи еталони, можна проводити і кількісний аналіз наявності певних елементів у зразку.

Сучасні мікроаналізатори дозволяють аналізувати у мікрооб'ємах (приблизно 3 мкм^3) практично всі елементи; чутливість визначення становить $0,1 \dots 10^{-6} \%$ в залежності від порядкового номера елемента та розміру електронного зонда. Ділянка для вивчення вибирається за допомогою мікроскопа, вісь якого збігається із точкою падіння електронного зонда на зразок. При переміщенні зонда можна записати зміну інтенсивності, яка відповідає концентрації елемента уздовж цього напрямку або площі сканування зонду. Рентгеноспектральний аналіз здійснюється за допомогою растрового електронного мікроскопа (РЕМ).

Рентгенівська дефектоскопія ґрунтується на різній здатності рентгенівських променів поглинатися при проходженні через матеріали різної товщини та щільності. Метод має високу чутливість та універсальність, застосовується для контролю якості виробів і дозволяє виявити раковини, пустоти, шпарини, непровари зварних швів, тріщини, вкраплення тощо. Схему просвічування показано на рис. 2.12. Дефекти на плівці виявляються у вигляді темніших або світліших областей порівняно із фоном.

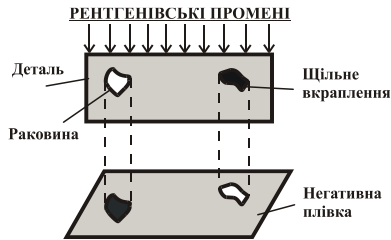


Рисунок 2.12 – Схема просвічування деталей

Щільне вкраплення поглинає промені, тому на рентгенограмі у відповідному місці буде світле забарвлення на загальному фоні. Там, де розташована раковина, спостерігається затемнення, тому що інтенсивність променів, що пройшли через деталь, більша.

3. ПЕРВИННА КРИСТАЛІЗАЦІЯ

Розплавлені метали та сплави утворюють окрему *групу металевих* рідин. Зв'язок між частинками рідини можливий внаслідок взаємодії позитивних іонів з вільними електронами. Як відомо, рідина за своїми характеристиками знаходиться поміж газоподібним та кристалічним станами. Умови існування того чи іншого агрегатного стану металу можна визначити за допомогою діаграми фазової рівноваги (рис. 3.1). При температурах і тисках, нижчих від лінії ABD , метал буде стійким у газоподібному стані. Рідкий стан буде стійким в області CBD , кристалічний – в області ABC . Лінії AB , BD і BC відповідають умовам двофазної рівноваги, а точка B – трифазної. Так, при температурах і тисках, що відповідають лінії BD , можливе співіснування рідкого та газоподібного станів, а по лінії BC – рівноважне існування рідини та кристалів.

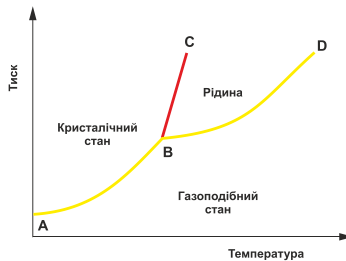


Рисунок 3.1 – Діаграми фазової рівноваги

Модель будови ідеального газу передбачає відсутність міжмолекулярної взаємодії, тому розташування та рух молекул ідеального газу характеризується повною хаотичністю та неупорядкованістю. Навпаки, модель будови ідеального кристала дозволяє розглядати його як «суцільну молекулу» з повною впорядкованістю, тобто з далеким порядком розташування іонів.

Складність модельних уявлень про будову рідини пов'язана з існуванням, з одного боку, взаємодії частинок і відносно міцним їх зчепленням, а з другого – підвищеною їх рухомістю та неупорядкованістю в розташуванні.

Однак за своїми будовою і властивостями рідина подібніша до твердого тіла, ніж до газу, особливо при температурах, близьких до температури кристалізації. Я.Френкель узагальнив експериментальні докази цього твердження:

1. При плавленні твердих тіл відносне збільшення об'єму становить не більше 10 %, тоді як при випаровуванні середні відстані між частинками речовини збільшуються в десятки і сотні разів.

2. Прихована теплота плавлення є набагато меншою за теплоту випаровування, тобто сили взаємодії між частинками при плавленні твердого тіла порівняно з їх зміною при випаровуванні слабшають відносно мало.

3. Теплоємність кристалів майже не змінюється при плавленні, тобто в рідині зберігається характер теплового руху частинок, що коливаються навколо тимчасових положень рівноваги.

4. За даними рентгеноструктурного аналізу, при температурах, що не набагато перевищують температуру плавлення, розташування частинок у рідині подібне до їх розташування у твердому стані. Про це свідчить подібність рентгенограм рідини та мікрокристалічних твердих тіл, що складаються з кристаликів розмірами близько 10^{-7} см і довільною орієнтацією в просторі.

Однак, на відміну від кристалічних тіл, що мають *дальний порядок* (розміщення атомів відповідає певному типу кристалічної ґратки та такий порядок розповсюджується на весь об'єм металу), основною характеристикою рідини є *близький порядок*, тобто впорядковане розташування атомів один до одного спостерігається на невеликих відстанях (кілька параметрів ґратки). По мірі віддалення від будь-якого атома, обраного за початок відліку, відхилення від близького порядку поступово зростають. На достатньо великих відстанях періодичність у розташуванні частинок зникає, рис.3.2.

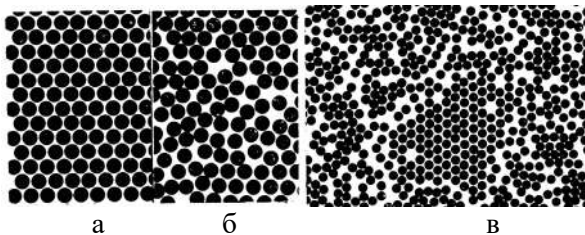


Рисунок 3.2 – Схеми кристалічної (а) та рідкої будови металу (б та в)

Первинна кристалізація – це процес переходу з рідкого стану в твердий (кристалічний). Може бути як при постійній температурі (чисті метали), так і в інтервалі температур (між лінією *ліквідус* та *солідус* для сплавів, див. розділ 4).

Процес кристалізації можливий тільки за умови, коли *система* (див. розділ 4) переходить до термодинамічно стабільнішого стану з меншою *вільною енергією* або термодинамічним потенціалом F , тобто коли вільна енергія кристалу менша за вільну енергію рідини. Вільна енергія сумарно складається з кінетичної та потенціальної енергії частинок. Енергія називається вільною, тому що вона може бути виділена з системи у вигляді тепла та перетворена на роботу. *Вільну енергію* можна розрахувати за формулою $F = H - TS$, де H – повна енергія системи, S – ентропія. Додаток TS називають ентропійним фактором або зв’язаною енергією. Вільна енергія F та ентропія S визначають рівновагу термодинамічної системи. При досягненні рівноваги F має мінімальне, а S максимальне значення. Підвищення температури призводить до зниження F . Залежність вільної енергії рідкого та твердого стану від температури наведено на рис.3.3.

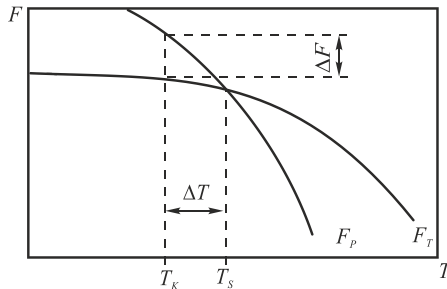


Рисунок 3.3 – Залежність вільної енергії рідкого (F_P) та твердого (F_T) металу від температури

При температурах вищих за рівноважну температуру кристалізації (T_S) або температуру плавлення стійким є твердий метал, а при нижчих температурах – рідкий метал. При температурі T_S обидві фази (тверда та рідка) мають однакову вільну енергію ($F_P = F_T$) і можуть існувати одночасно достатньо довго. Процес кристалізації здатний розвиватися лише за умови певного переохолодження нижче температури T_S , коли виникає різниця в вільних енергіях внаслідок зменшення енергії твердого металу. Так при температурі T_K (температура первинної кристалізації) можлива кристалізація, оскільки твердому стану відповідає менший рівень енергії ($F_T < F_P$). Різниця між температурами T_K та T_S називається *ступенем переохолодження*: $\Delta T = T_K - T_S$.

Процес кристалізації можна показати за допомогою кривих кристалізації (охладження) побудованих в координатах «температура, T – час, τ » (рис.3.4). При дуже повільному охолодженні та незначному ступені переохолодження кристалізація проходить при наближенні до рівноважної температури (T_{K1} , крива v_1 , рис.3.4). На кривій охолодження при температурі T_{K1} внаслідок виділення прихованого тепла спостерігається температурна зупинка. Зі зростанням швидкості охолодження (криві v_2 та v_3) збільшується ступінь переохолодження і процес кристалізації відбувається при температурах значно нижчих T_s . Крім того, тривалість кристалізації скорочується.

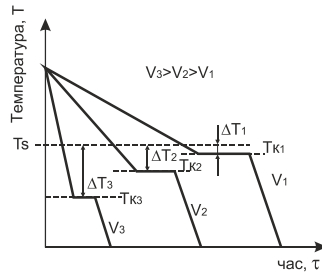


Рисунок 3.4 – Криві кристалізації чистих металів з різною швидкістю охолодження (v_1, v_2, v_3)

Ступінь переохолодження ΔT залежить від природи та чистоти металу. Що чистіший метал, то більша схильність до переохолодження. В звичайних умовах охолодження ΔT становить 10...30 °С. Максимальне ж переохолодження рідких металів, одержаних методом дрібних крапель, досягає для Pb – 80, Bi – 90, Sn – 118, Au – 230, Cu – 236, Fe – 295, Pt – 370 °С.

В загальному вигляді процес кристалізації у часі складається з двох елементарних процесів, рис.3.5:

1. Утворення центрів (зародків) кристалізації.
2. Ріст кристалів з цих центрів.

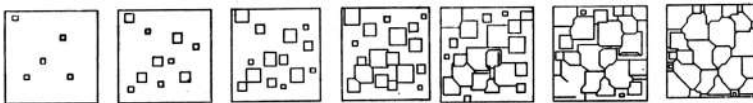


Рисунок 3.5 – Схема кристалізації металів

Кристали, що утворюються на початку кристалізації, ростуть вільно та мають доволі правильну форму. З розвитком кристалізації кристали збільшуються та стикаються один з одним, що зупиняє ріст граней та порушує правильність форми кристалів. Таким чином після затвердіння кристали набувають неправильної зовнішньої форми. Такі кристали називають *кристалітами* або *зернами*. Кристал росте пошарово, при цьому кожен шар має одноатомну товщину.

Кристалізація передбачає наявність дифузійних процесів, атоми повинні постійно переміщуватися, що можливе при підвищених температурах. При певних умовах охолодження утворюється аморфна складова (без типової кристалічної впорядкованої ґратки) – аморфні сплави.

При переохолодженні сплаву нижче T_s в об'ємі рідкого металу утворюються стійкі, здатні до росту кристалічні зародки, що мають назву *критичних*.

Здатний до росту в умовах даної температури мінімальний розмір зародку ($r_{кр}$) називається *критичним розміром зародку* або *рівноважним зародком*: $r_{кр} = 4\sigma/\Delta F$ (де σ – поверхневий натяг; ΔF – різниця між об'ємними вільними енергіями рідкого та твердого металу). Енергія, що витрачається на утворення критичного зародку: $F = 1/3S\sigma$ (де S – сумарна площа поверхні кристалів).

При температурах наближених до T_s розмір критичного зародку дуже великий та вірогідність його утворення мала. Підвищення ступеня переохолодження ΔT приводить до збільшення ΔF (рис.3.3), при цьому зміна σ незначна. Тобто, з підвищенням ΔT розмір критичного зародку і робота, необхідна для його утворення, зменшуються. Тому з підвищенням ΔT , коли до росту здатні кристали все меншого розміру, значно зростає кількість зародків кристалізації (*к.з.*) та швидкість їх росту (*ш.р.*), рис.3.6.

При незначних ΔT (рис. 3.6) швидкість утворення зародків невисока, тоді як швидкість росту кристалів є значною. В цих умовах з невеликої кількості зародків досить швидко виростуть великі кристали, тобто утвориться крупнозерниста структура. І навпаки, при значних ΔT , де *к.з.* велика, а *ш.р.* мала, із багатьох зародків відносно повільно будуть рости численні кристали. В таких умовах утвориться дрібнозерниста структура.

Розмір зерна є важливою характеристикою для забезпечення певних механічних властивостей: що менший розмір зерна, то кращі показники пластичності, в'язкості, міцності та твердості. Але жароміцність навпаки, вища, коли більший розмір зерна.

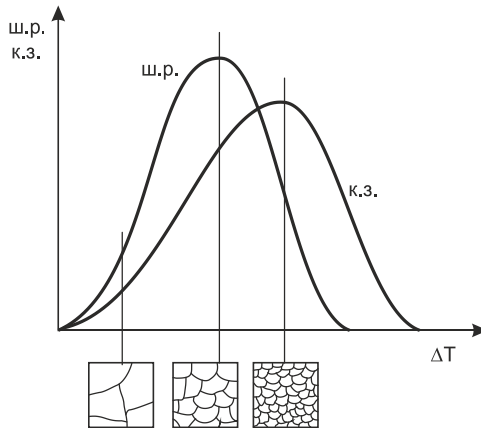


Рисунок 3.6 – Вплив ΔT на кількість зародків кристалізації (к.з.) та на швидкість росту (ш.р.) зародка (криві Таманна)

Первинна кристалізація буває гомогенна та гетерогенна.

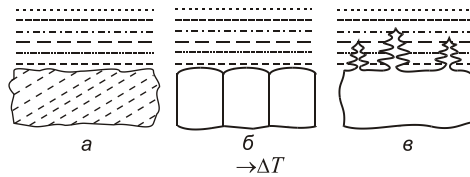
Гомогенна кристалізація (самодовільне зародження кристалів) – проходить в очищеній від домішок рідині та не враховує вплив стінок виливниці.

Гетерогенна кристалізація. В реальних умовах ступень переохолодження мало впливає на процес кристалізації та структуру сплаву. Він переважно залежить від готових центрів кристалізації: неметалевих включень, тугоплавких частинок, хімічних сполук, стінок виливниці. Наявність центрів кристалізації приводить до зменшення розміру кристалів при твердінні. Тому існує можливість вплинути на форму та розмір зерен за допомогою *модифікування*. В рідкий метал додають домішки (спеціальні речовини, що називають *модифікаторами*), вони слугують центрами кристалізації або розчиняються в металі, впливаючи на енергію утворення твердої фази.

Форма кристалів та будова сталевого зливка. Форма та розмір зерен при кристалізації залежать від умов їх росту, зокре-

ма від температури рідкого металу, напряму та швидкості відводу тепла, наявності домішок.

В умовах повільного охолодження формується рівноважна форма кристала – поліедрична. Такі кристали ростуть повільно, мають гладку поверхню зі сходишками, що необхідні для побудови граней (рис. 3.7, а). В таких умовах ріст відбувається в напрямку, перпендикулярному до менш щільно пакованих граней, внаслідок чого вони поступово заростають і кристали ограняються площинами з найщільнішим пакуванням атомів і мінімальною поверхневою енергією. При збільшенні ΔT та наявності домішок на поверхні виникає комірчаста структура (рис. 3.7, б). Якщо атоми мало розчиняються в ґратці кристала, вони нагромаджуються попереду фронту кристалізації, а потім попадають на межі комірок.



а – поверхня відносно гладка;
б – комірчаста структура; в – дендритна структура

Рисунок 3.7 – Поверхня поділу кристал–рідина при різних швидкостях охолодження

Внаслідок прискореного охолодження (рис.3.7, в), нарівні з найщільнопакованішими, виникають грані з менш щільним пакуванням і більшим поверхневим натягом, що сприяє утворенню дендритних, пластинчастих, голчастих та інших кристалів, але найчастіше – *дендритних* (дендрит в перекладі з грецької дерево). Дендритна форма кристалів є наслідком анізотропії їх росту, коли головні та бічні осі дендритів ростуть у певних кристалографічних напрямках. Наприклад, у металів з ГЦК ґраткою на перших етапах росту виникають шість гілок у трьох взаємно перпендикулярних напрямках. Ці гілки згодом перетворюються на головні осі дендрита – осі першого порядку (рис.3.8). Водночас з їх подовженням, перпендикулярно до них відростають осі другого порядку, на яких, в свою чергу, утворюються *осі (гілки) третього*

порядку. В останню чергу відбувається кристалізація ділянок між осями дендритів. Дендрити зростають до тих пір, поки не зіткнуться один з одним. Після цього остаточно заповнюється міжосний простір та дендрити перетворюються на кристали з неправильною зовнішньою огранкою.

Напрямок розвитку дендритних кристалів або, як їх ще називають, *дендритних колоній*, визначається не лише анізотропією швидкості росту, а й напрямком тепловідведення. Дендрити ростуть у напрямку, протилежному тепловідводу або, під невеликим кутом до нього.

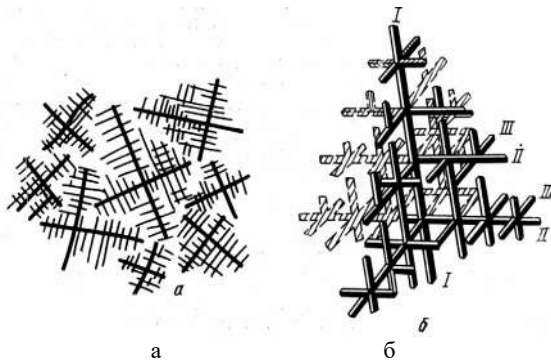
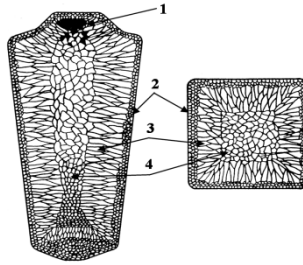


Рисунок 3.8 – Схема дендритного кристалу (а) та росту дендритів (б)

Утворення дендритів супроводжується значною *ліквацією* (хімічною неоднорідністю). Виділяють *внутрішньодендритну* та *міждендритну ліквацію*. Середня частина кристаліта формується раніше і порівняно з периферійними областями містить менше домішок. Хімічний склад центральних областей дендриту майже не відрізняється від середнього хімічного складу сплаву. При кристалізації у першу чергу в кристаліт переходять тугоплавкі компоненти, а рідкий сплав збагачується легкоплавкими компонентами. Тому периферійні області дендриту насичені легкоплавкими компонентами. Різниця в хімічному складі центральних та периферійних областей дендриту називається *мікроскопічною внутрішньодендритною ліквацією*. *Міждендритна ліквація* – різний хімічний склад дендритів та прошарків між ними. Оскільки ці прошарки кристалізуються в останню чергу з останніх порцій рідини, що збагачена на легкоплавкі елементи, то прошарки ме-

талу, що розділяють дендрити або що утворились при зрощення гілок дендритів, містять значну концентрацію домішок.

Дендритна структура є характерною ознакою литого металу. Металевий зливок найчастіше складається з трьох зон: дрібних кристалів на поверхні, крупних стовпчастих кристалів та рівновісних зерен у середині зливка (рис. 3.9).



- 1 – усадкова раковина;
- 2 – дрібнозерниста зона;
- 3 – зона стовпчастих зерен;
- 4 – рівноважні зерна

Рисунок 3.9 – Схема будови металевого зливка

Дрібнозерниста поверхнева зона товщиною у декілька міліметрів виникає при швидкому твердінні дуже переохолодженої рідини біля поверхні холодної виливниці (ливарної форми). В умовах тертя металу об стінки форми і високого ступеня переохолодження виникає багато зародків, які ростуть відносно повільно. До того ж ріст цих кристалів і взагалі усієї першої зони досить швидко припиняється завдяки виділенню великої кількості прихованої теплоти кристалізації. Зона стовпчастих кристалів складається із зерен, які дуже витягнуті у напрямку центру зливка. Довжина цих зерен (дендритів) може змінюватися у досить широких межах – від 1 до 10 см. Їх утворенню сприяє висока швидкість охолодження та спрямоване відведення тепла при ще досить значному ступені переохолодження. Оскільки тепловідведення спрямоване перпендикулярно стінці виливниці, то ростуть переважно ті кристали, у яких напрямок максимальної швидкості росту збігається з напрямком відведення тепла або наближений до нього. У металів з кубічними ґратками, у тому числі у сталі, стовпчасти кристали ростуть переважно у напрямку $[100]$. При швидкому охолодженні невеликих за поперечним перерізом зли-

вків та виливків спостерігається *транскристалізація* – проростання стовпчастих кристалів до самого центру зливка. Третя зона кристалів тут відсутня. У загальнішому випадку всередині зливка формується зона рівновісних дезорієнтованих зерен полігональної форми, розміром від 1 до 10 мм. Ця зона утворюється в умовах малої швидкості охолодження і малого ΔT за відсутності спрямованого відведення тепла.

Рідкий метал має більший об'єм ніж твердий, тому залитий метал в форму в процесі твердіння зменшується в об'ємі, що призводить до появи пустот, що називаються усадковими раковинами, вони можуть бути сконцентровані в одному місці або по всьому об'єму зливка або в окремій його частині. Недостатньо розкислена сталь (розкислена Mn, називається кипляча і позначається буквами *кп* наприкінці марки сталі, наприклад 08кп) має значну кількість пор у всьому об'ємі зливка. Добре розкислена сталь (розкислена Mn, Si, Al, називається спокійною та позначається буквами *сп* наприкінці марки, наприклад Ст2сп;) має усадкову раковину у верхній частині зливка та малу кількість пор в об'ємі зливку. Сталь розкислена Mn, Al (позначається буквами *пс* та називається напівспокійна, наприклад Ст3пс) має усадкову раковину меншу, ніж у спокійній сталі, та меншу кількість пор та раковин, ніж кипляча сталь.

На розмір зон та кристалів впливають форма та об'єм зливка, конструкція і матеріал виливниці, температура та хімічний склад сплаву тощо. Так, зона стовпчастих кристалів присутня в сталевих зливках, відлитих у чавунні виливниці, через те, що теплопровідність чавуну значно більша, ніж формувального піску. Холодна товстостінна виливниця суттєво збільшує температурний градієнт розплаву, що сприяє утворенню значної зони стовпчастих кристалів.

При дуговому та газовому зварюванні кристалізація рідкого металу зварювального шву відбувається за законами кристалізації рідкого металу. Відмінність полягає в швидкості процесу: швидкість охолодження зварювального шву десятки та сотні °C/с; швидкість охолодження зливків – градуси або частки градусів на хв. Крім того, при зварюванні кристалізація проходить на готових центрах кристалізації (оплавленні кристаліти основного металу, що знаходяться на межі рідкого та твердого металу).

Розглянемо кристалізацію одношарового шва, отриманого за один прохід. За допомогою електричної дуги або полум'я газового пальника розплавляють електродний або присадочний матеріал та частини основного металу. Джерело нагріву – дуга або полум'я пальника – переміщується вздовж шва. Кристалізація почнеться тоді, коли відвід тепла вглиб основного металу значно перевищить приток тепла від джерела нагріву. На кожному частково оплавленому зерні основного металу виростає група однаково орієнтованих дендритів, що утворюють стовбчастий кристаліт. Напрямок осей першого порядку співпадає з напрямком відводу тепла. Зазвичай вони ростуть перпендикулярно межі поділу твердої та рідкої фаз в напрямку до джерела тепла. На рис.3.10 зображена границя сплавлення першого шару зварного стику паропроводу із зовнішнім діаметром 273 мм та товщиною стінки 28 мм, виготовленого з легованої сталі 12Х1МФ. Зварювання стику проводили з попереднім та супутнім підігрівом. Кристалізація проходила повільно, тому стовбчасті кристали мають значний розмір.

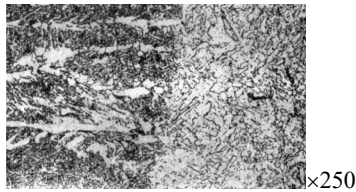


Рисунок 3.10 – Границя сплавлення основного металу та металу шва.
Праворуч основний метал, ліворуч – метал шва
(при друкуванні зменшено в 2 рази)

Зварювання вуглецевої сталі зазвичай проводять без підігріву і тому біля кореня шва утворюються дрібні дендрити, які мають осі тільки першого порядку. Більші дендрити розташовуються у верхній частині шва. Вони мають осі другого та третього порядку.

Для металу зварного шва характерна *ліквіація*. Механічні властивості зварного шва залежать від первинної кристалічної структури, тобто від структури, що отримали при переході металу із рідкого стану в твердий. При кристалізації зварного шва бажано отримувати дрібнокристалічну структуру з незначною хімічною неоднорідністю. Такий метал має високу міцність та пластичність.

В зварних швах можуть бути присутні неметалеві вклю-

чення: оксиди, сульфідиди, нітриди, шлакові включення. Вони потрапляють в метал з обмазки, флюса та внаслідок металургійних реакцій, що проходять в рідкому металі, тощо. Зазвичай вони при зварюванні видаляються в корку шлака, що покриває зварний шов, але інколи вони застрягають між гілками дендритів. Також в зварних швах можна спостерігати невеликі усадкові раковин та газові раковини з відносно гладкою поверхнею. Газові раковини мають округлу або витягнуту форму. Інколи вони утворюють значні скупчення. Джерелом газів можуть бути реакції, що відбуваються в металі, та гази, що розчинились в металі при високих температурах та виділились при охолодженні.

4. ДІАГРАМИ СТАНУ

Технічно чисті метали не можуть забезпечити багатьох властивостей (наприклад, більшість має низьку твердість та міцність). Тому широкого застосування вони не знайшли. В промисловості використовують *сплави*. Сплави отримують сплавленням або спіканням двох або більше металів або металів та неметалів.

Під *матеріальною системою* розуміють деяку частину простору, що заповнена речовиною. Матеріальна система може складатися з декількох частин. Якщо ці частини обмінюються енергією, то таку систему називають термодинамічною, якщо можливий обмін не тільки енергією, а і речовиною, то систему називають фізико-хімічною. В металознавстві та металургії до фізико-хімічних (або металевих) систем відносяться чисті метали та їх сплави, тобто прості та складні за складом речовини, в котрих під впливом зовнішніх параметрів (температура та тиск) відбуваються різні перетворення (наприклад, плавлення, кристалізація, перехід з одної кристалічної форми в іншу тощо). Металеві сплави утворюють не тільки метали, а й метали з неметалами. Металеві системи можуть складатися з однієї фази (гомогенна система) або з декількох фаз (гетерогенна система).

Фаза – однорідна частина системи, що має однаковий хімічний склад, кристалічну будову та властивості і відокремлена від інших фаз поверхнею поділу, при переході через яку хімічний склад та будова речовини різко змінюються. *Компонент* – хімічно чиста речовина (хімічні елементи або прості хімічні сполуки), що утворюють систему. Система може складатися з двох (подвійна система, наприклад діаграма стану Fe-Fe₃C) та більше компонентів (наприклад, потрійна система Mg-Al-Zn, ізотермічний та політермічний перерізи (Fe-C-4%W)).

Властивості сплавів насамперед визначаються хімічним складом фаз та їх кількісним співвідношенням за масою. Відомості про фази можна отримати при аналізі *діаграм фазових рівноваг (діаграм стану)*. *Діаграма стану* – область існування фаз при певних зовнішніх параметрах. Діаграми стану експериментально будують при дуже повільному охолодженні сплавів, тому вони відповідають майже рівноважному стану системи. Використовують *термічний* (див. розділ 2), *металографічний*, *дилатометричний*, *рентгеноструктурний та інші методи у сукупності*.

Фази в металевих системах:

1. Порівняно чисті метали (компоненти). Наприклад: Al, Pb, Cu, Si, інші. Компоненти є фазами у випадку, якщо вони не здатні до взаємного розчинення в твердому стані. Наприклад, в системі *Cu-Pb*, і *Cu*, і *Pb* виступають фазами.

2. Тверді розчини. Твердий розчин – фаза змінного хімічного складу, яка має однакові властивості в деякому інтервалі концентрацій компонентів та однаковий тип кристалічної ґратки. Позначають тверді розчини буквами грецької абетки: α , β , γ , δ , θ та інші. Тверді розчини бувають втілення та заміщення. Твердий розчин заміщення утворюється, коли атом другого компоненту заміщує атом основного компоненту в його кристалічній ґратці (рис.4.1, а). В кристалічній ґратці атоми заміщення розташовуються неупорядковано. Тверді розчини заміщення бувають з необмеженою та обмеженою розчинністю компонентів. Необмежений твердий розчин може утворитись при виконанні наступних умов: компоненти повинні бути ізоморфними, тобто мати однаковий тип кристалічної ґратки (наприклад, у Cu і Ni ґратки ГЦК); різниця в розмірах атомів не повинна перебільшувати 8...15% ($r_{Cu} = 0,128$ нм, $r_{Ni} = 0,124$ нм) і при цьому повинна бути ідентичною електронна структура атомів.

Твердий розчин втілення утворюється при введенні в металеву систему компонента з малим атомним радіусом (наприклад, неметалів C, N, H, O). Атоми розчиненого компоненту розташовуються у міжвузлі (в порах) між атомами основного компоненту (рис. 4.1, б). Тверді розчини втілення завжди мають обмежену розчинність.

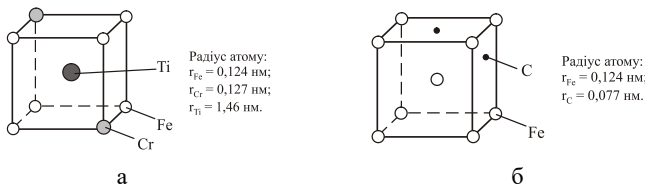


Рисунок 4.1 – Твердий розчин заміщення атомів Cr, Ti в ОЦК-ґратці α -Fe (а) та твердий розчин втілення атомів C в ОЦК-ґратці α -Fe (б)

3. Проміжні фази – фази, які утворюються різними елементами та мають власний тип кристалічної ґратки, що відрізняється від ґраток вихідних компонентів. Проміжні фази бувають постій-

ного хімічного складу – хімічні сполуки (наприклад: Ni_3Al , $Cr_{23}C_6$, TiN). Буквами грецької абетки їх не позначають, бо в ґратці цих сполук атоми інших компонентів не розчиняються, тобто на основі кристалічної ґратки цих сполук твердий розчин не утворюється. Проміжні фази змінного хімічного складу – тверді розчини на основі ґратки хімічних сполук. В цьому випадку ці фази позначають буквами грецької абетки.

Структурні складові металевих систем – характерні ділянки мікроструктури, які при середніх збільшеннях мікроскопа мають одноманітну, відмінну від інших ділянок, будову. До структурних складових відносяться фази та фазові суміші (евтектоїдні та евтектичні). *Структура* системи (сплаву) – це форма, розмір та характер взаємного розташування відповідних фаз (рис.4.2).

Дві структурні складові
(одна - темного кольору,
друга - білого)



Рисунок 4.2 – Схематичне зображення мікроструктури сплаву.

Діаграми стану подвійних систем будують в координатах «температура, $^{\circ}C$ – хімічний склад, % (мас., ат.)», рис.4.3.

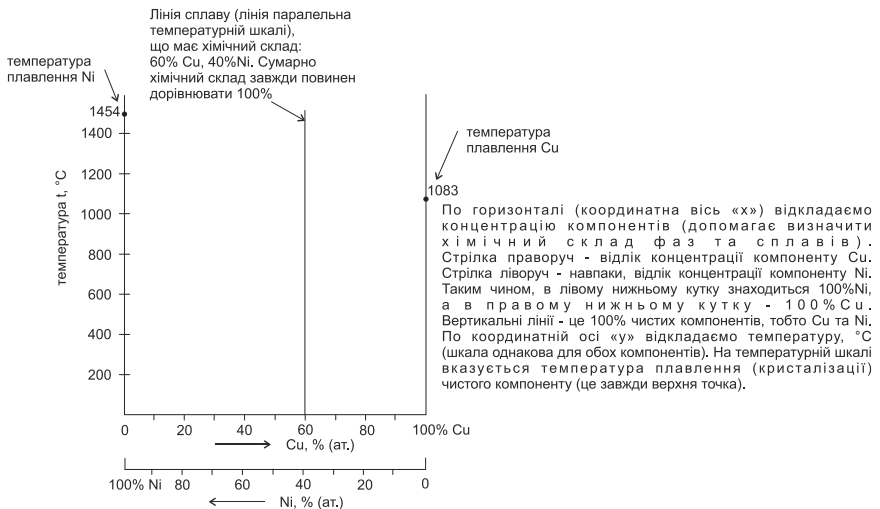


Рисунок 4.3 – Координати подвійної діаграми стану Cu-Ni з необмеженою розчинністю компонентів в рідкому та твердому стані

4.1 Подвійна діаграма стану з необмеженою розчинністю компонентів в твердому стані (розглянуто на прикладі діаграми стану системи Cu-Ni, рис.4.4). На діаграмі стану *Cu-Ni* існують три фазові області (відмічено в квадратних дужках), що обмежені певними лініями діаграми.

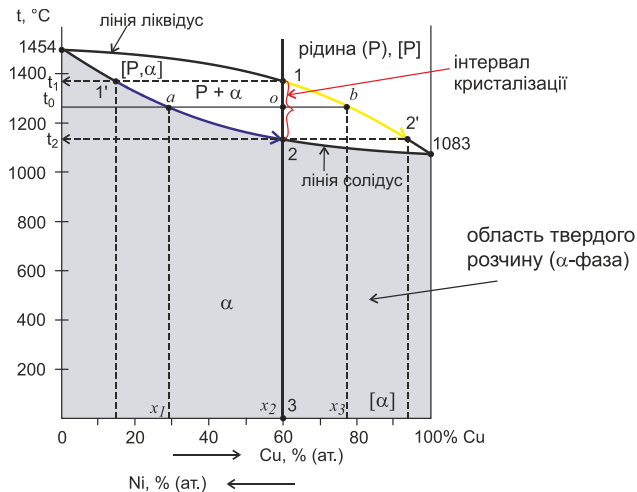


Рисунок 4.4 – Діаграма стану системи Cu-Ni (обидва компоненти мають однаковий тип кристалічної ґратки – ГЦК)

Верхня лінія діаграми називається лінією *ліквідус* (в перекладі з латині *liquidus* – рідкий). Ця лінія відокремлює однофазну область існування рідкої фази. Вище цієї лінії всі сплави знаходяться в рідкому стані (фаза [P]). Лінія ліквідус відповідає за хімічний склад рідкої фази. Під лінією ліквідус розташовується лінія *солідус* (в перекладі з латині *solidus* – твердий). Нижче цієї лінії знаходиться однофазна область твердої фази [α], тобто нижче лінії всі сплави в твердому стані. *α-фаза* – необмежений твердий розчин заміщення атомів компонентів (як Cu, так і Ni) в кристалічній ґратці ГЦК один одного. Лінія солідус відповідає за хімічний склад твердої фази в інтервалі первинної кристалізації. Лінії ліквідус та солідус сходяться в температурах плавлення (кристалізації) чистих компонентів. Таким чином, вище лінії ліквідус розташовується однофазна область рідини (перша область), а нижче лінії солідус однофазна область твердої фази (друга об-

ласть). Між лініями *ліквідус* та *солідус* знаходиться третя область. Оскільки вона розташована між однофазними областями, то складається з фаз, що утворюють ці області, тобто з P та α . Тому ця область є двофазною. В цій області поступово відбувається твердіння сплаву: з рідини виділяється тверда фаза α , тобто проходить процес *первинної кристалізації*. Первинна кристалізація в сплавах завжди відбувається в інтервалі температур між лініями *ліквідус* та *солідус*. Так, сплав хімічного складу 60%Cu, 40%Ni (рис.4.4), починає кристалізуватися при температурі t_1 ($\sim 1370^\circ\text{C}$, t_1), а завершує кристалізуватися при температурі t_2 ($\sim 1120^\circ\text{C}$, t_2). *Інтервал первинної кристалізації* (Δt) дорівнює: $\Delta t = t_1 - t_2 = 1370 - 1120 = 250^\circ\text{C}$.

При постійній температурі кристалізуються чисті компоненти: 1454°C (нікель), 1083°C (мідь).

Правило концентрацій та відрізків (правило важеля) – дозволяє проводити кількісний аналіз процесів, що відбуваються при *фазових перетвореннях* в сплавах. *Фазові перетворення* – це зміна фазового складу сплаву при нагріванні та охолодженні. Вони зазвичай супроводжуються дифузійними процесами.

Розглянемо використання *правила концентрацій* на прикладі сплаву хімічного складу 60%Cu, 40%Ni (рис.4.4).

Визначення хімічного складу фаз. Точка o – *фігуративна точка* сплаву при t_0 ($\sim 1270^\circ\text{C}$), що знаходиться в двофазній області $P + \alpha$. Необхідно визначити хімічний склад фаз P та α при вказаній температурі. Для цього через точку o проводять лінію, що паралельна концентраційній лінії. Ця лінія називається *конода*. Конода проводиться до найближчих ліній діаграми, тобто в даному випадку до лінії, що обмежує область P фази (ліквідус) та до лінії, що обмежує область α -фази (солідус). Таким чином отримуємо точки a та b . Вийде *конода aob*. Якщо опустити з точок a та b перпендикуляри на концентраційні лінії, то можна визначити хімічний склад фаз:

- точка a відповідає за хімічний склад твердої α -фази (29%Cu, 71%Ni);

- точка b відповідає за хімічний склад рідкої фази (77%Cu, 23%Ni).

Використовуючи правило концентрацій (відрізків) можна встановити, що хімічний склад рідкої фази змінювався по частині

лінії ліквідус (жовтого кольору) від точки 1 до точки 2', а склад твердої α -фази по частині лінії солідус (синього кольору) – від точки 1' до точки 2. Точка 1 – хімічний склад рідкої фази на початок кристалізації (60%Cu, 40%Ni – співпадає з хімічним складом сплаву), точка 2' – хімічний склад рідкої фази на кінець кристалізації (94%Cu, 6%Ni), точка 1' – хімічний склад α -фази на початок кристалізації (15%Cu, 85%Ni), точка 2 – хімічний склад α -фази на кінець кристалізації (60%Cu, 40%Ni – співпадає з хімічним складом сплаву).

Розрахунок кількості (маси) фаз. Кількість фази позначають буквою Q . При t_0 (~1270°C) сплав має двофазну структуру P + α . Відрізок (конода) aob – сумарна кількість фаз сплаву за масою і вона становить 100%. У випадку розрахунку Q правило відрізків ще називають правилом протилежних відрізків. Сутність цього правила: якщо область фази знаходиться праворуч від лінії сплаву, то за її кількість відповідає відрізок, що знаходиться ліворуч від лінії сплаву і навпаки. Наприклад, область рідкої фази знаходиться праворуч від лінії сплаву (хімічний склад рідини визначається т. b), відповідно за її кількість відповідає відрізок, що знаходиться ліворуч (рис.4.5). Тобто відрізок ao показує кількість рідкої фази. А ось відрізок ob – відповідає за кількість твердої α -фази.

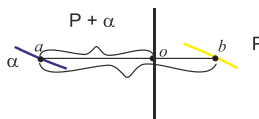


Рисунок 4.5 – Схема визначення кількості фази за правилом відрізків

Таким чином:

$$Q_P = \frac{ao}{aob} \cdot 100\% = \frac{x_2 - x_1}{x_3 - x_1} \cdot 100\% \quad Q_\alpha = \frac{ob}{aob} \cdot 100\% = \frac{x_3 - x_2}{x_3 - x_1} \cdot 100\%$$

Щоб знайти довжину відрізків, з точок a , o та b необхідно опустити перпендикуляри на концентраційну лінію. Отримуємо точки x_1 , x_2 , та x_3 , що відповідають концентрації Cu (рис.4.4), тоді замість x_1 , x_2 , та x_3 підставляємо концентрацію міді:

$$Q_P = \frac{ao}{aob} \cdot 100\% = \frac{60 - 29}{77 - 29} \cdot 100\% = 64,58\%$$

$$Q_\alpha = \frac{ob}{aob} \cdot 100\% = \frac{77 - 60}{77 - 29} \cdot 100\% = 35,42\%$$

Кількість α -фази також можна знайти з рівняння:
 $Q_\alpha = 100\% - Q_P = 100\% - 64,58\% = 35,42\%$.

Кристалізація і структура сплавів системи Cu-Ni (на прикладі сплаву хімічного складу 60%Cu, 40%Ni). Точки 1, 2 та 3 називають *критичними точками*. *Критичні точки* – точки перетину лінії сплаву з лініями діаграми, це рівноважні температури, при яких починаються або завершуються фазові перетворення в складі сплаву як при нагріванні, так і охолодженні. Фазові перетворення в сплавах при охолодженні (нагріванні) можуть відбуватися тільки при деякому переохолодженні (або перенагріванні) відносно рівноважної температури.

До t_1 (t_1) сплав в рідкому стані. Рідина не насичена. При t_1 рідина знаходиться в рівновазі з першим зародком α -фази. В інтервалі температур t_1-t_2 при деякому переохолодженні відносно t_1 відбувається процес первинної кристалізації, рис.4.6, а. Рідина в цьому інтервалі змінює свій хімічний склад по лінії ліквідус від точки 1 до точки 2', а α -фаза – по лінії солідус від точки 1' до точки 2. Сплав має двофазну структуру P + α . В інтервалі кристалізації t_1-t_2 відбувається постійна зміна хімічного складу фаз із збільшенням маси твердої фази α . При переохолодженні нижче t_2 сплав знаходиться в твердому однофазному стані (α -фаза), рис.4.6, б. В інтервалі температур t_2-t_3 фазові перетворення в сплаві відсутні. Сплав має однофазну структуру α -фази.

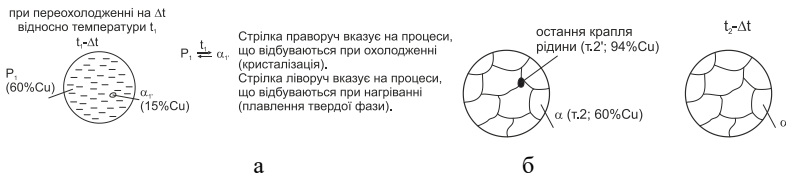


Рисунок 4.6 – Фазові перетворення при кристалізації сплаву хімічного складу 60%Cu, 40%Ni

Правило фаз. Види рівноваг. Правило фаз або правило Гібса – це математична формула:

$$C = K - \Phi + 2,$$

де C – кількість ступенів вільності (варіантність системи);

K – кількість компонентів;

Φ – кількість фаз;

2 – зовнішні фактори рівноваги (температура, $t^{\circ}\text{C}$, та тиск, p).

В металевих системах зміна тиску суттєво змінює температуру при переході рідина–газ ($\sim 300^{\circ}\text{C}$). Але зміна тиску не змінює температуру критичних точок при переході тверда фаза–рідина ($\sim 0,3^{\circ}\text{C}$), тому правило фаз використовує один фактор рівноваги – температуру:

$$C = K - \Phi + 1$$

Число ступенів вільності показує, за яких умов існує рівновага, тобто не зникають старі фази та не з'являються нові, табл.4.1.

Таблиця 4.1 – Види рівноваг в подвійній системі

Система	Можлива кількість		Рівновага	Параметри, що змінюються
	Φ	C		
Двокомпонентна ($K = 2$)	3	0 ($2-3+1=0$)	нонваріантна	не змінюються ні температура, ні хімічний склад фаз
	2	1 ($2-2+1=1$)	моноваріантна	температура або хімічний склад змінюються в інтервалі температур
	1	2 ($2-1+1=2$)	біваріантна	змінюється як температура, так і хімічний склад фаз

За допомогою *правила фаз* будують криву охолодження сплавів. Вона описує фазові перетворення в сплаві при кристалізації. Криву охолодження будують в координатах «температура, $^{\circ}\text{C}$ – час (τ), с (секунди)». Умовну температуру, з якої починають процес охолодження, зазвичай позначають t_0 . Температурна шкала кривої охолодження повинна бути такою ж самою, як і у діаграмі. В кожній області діаграми розраховують кількість ступенів вільності. Коли $C = 1$ або $C = 2$, на кривій охолодження спостерігаються перегини, а при $C = 0$ – температурна зупинка.

Розраховуємо C для компоненту «мідь». Критична температура 1083°C (температура плавлення або кристалізації). Від t_0 до температури кристалізації (плавлення) 1083°C :

$C_{0-1083^{\circ}\text{C}} = 1 (\text{Cu}) - 1$ (рідка мідь) + 1 = 1 (система моноваріантна).

При температурі 1083°C :

$C_{1083} = 1 (\text{Cu}) - 2 (\text{рідка та тверда мідь}) + 1 = 0$ (система нон-варіантна).

Від 1083°C до кімнатної температури 20°C :

$C_{1083-20^\circ\text{C}} = 1 (\text{Cu}) - 1 (\text{тверда мідь}) + 1 = 1$ (система моноваріантна).

Переносимо т.0 та 1083°C в координати кривої охолодження (рис.4.7).

Розрахуємо С для сплаву хімічного складу 60%Cu, 40%Ni.

Від т.0 до температури початку кристалізації (т.1):

$C_{0-1} = 2 (\text{Cu, Ni}) - 1 (\text{P}) + 1 = 2$ (система біваріантна).

Від т.1 до температури завершення кристалізації (т.2):

$C_{1-2} = 2 (\text{Cu, Ni}) - 2 (\text{P, } \alpha) + 1 = 1$ (система моноваріантна).

Від т.2 до температури повного охолодження сплаву (т.3):

$C_{2-3} = 2 (\text{Cu, Ni}) - 1(\alpha) + 1 = 2$ (система біваріантна).

Переносимо т.0, т.1, т.2, т.3 в координати кривої охолодження (рис.4.7).

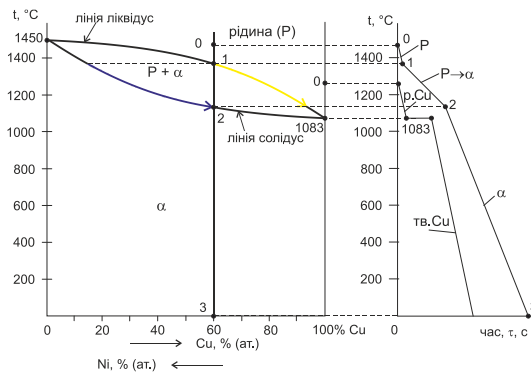


Рисунок 4.7 – Діаграма стану Cu-Ni та побудова кривих охолодження

Нерівноважна кристалізація. Нерівноважний солідус. Рівноважна кристалізація проходить при дуже повільному охолодженні з піччю. При швидкому охолодженні перші зародки твердої α -фази в своєму складі містять підвищену концентрацію тугоплавкішого компоненту В (т.1'). При швидкому охолодженні вміст компоненту А буде збільшуватися, а вміст компоненту В зменшуватись (див. рис. 4.8). При певній температурі (t) хімічний склад α -фази відповідає т.f і буде відрізнятися від рівноважного

стану (t_e), бо не встигає пройти дифузійний обмін атомами компонентів А та В між рідкою і твердою фазами при швидкому охолодженні. В інтервалі кристалізації що нижча температура, то більше відставання хімічного складу α -фази від рівноважного стану. Солідус відхиляється та утворюється *нерівноважний солідус* і кристалізація завершується при температурі t_3 . *Нерівноважний солідус* – 1'f3. При нерівноважному солідусу інтервал кристалізації збільшується: замість t_1 - t_2 буде t_1 - t_3 (рис.4.8).

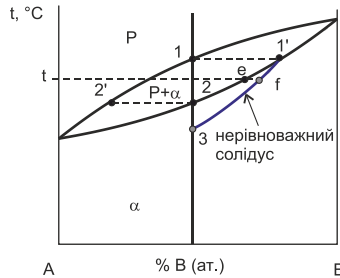


Рисунок 4.8 – Нерівноважна кристалізація

Після нерівноважної кристалізації центральна частина сплаву збагачена тугоплавким компонентом (t_1). Периферійні області мають хімічний склад, що відповідає точці 3. Виникає хімічна неоднорідність – *внутрішньокристалітна ліквідація (дендритна ліквідація)*. Ліквідація має негативний вплив на властивості. Для її усунення використовують термічне оброблення, яке називається *гомогенізаційний (або дифузійний) відпал*: нагрівання до високих температур (трохи нижче лінії солідус), тривала витримка при цих температурах та повільне охолодження з піччю. Внаслідок дифузії атомів компонентів між фазами усувається хімічна неоднорідність та ліквідаційні зони зникають.

4.2 Подвійні діаграми стану з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані та евтектичним перетворенням. Якщо компоненти мають різні типи кристалічних ґраток або значну відмінність в атомних розмірах, а також коли у компонентів є схильність до утворення хімічних сполук, то розчинність компонентів в кристалічних ґратках один одного буде обмежена і на основі кожного з компонентів буде утворюватись область твердого розчину (рис.4.9).

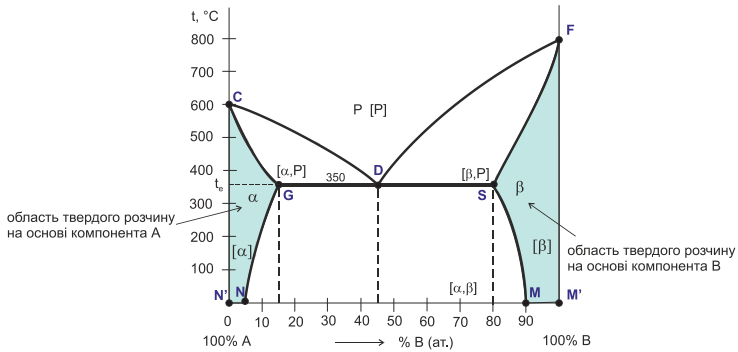


Рисунок 4.9 – Діаграма стану системи А-В (А і В умовні компоненти метали мають кристалічні ґратки ГЦК та ГЦП відповідно)

Лінія *ліквідус* складається з двох частин: лінії CD та DF , тобто загально CDF . Лінія *солідус* складається з трьох частин: ліній CG , GDS (ізотерма – лінія постійної температури 350°C) та SF , тобто загально $CGDSF$.

На даній діаграмі існує три однофазні області:

Вище лінії CDF розташовується однофазна область рідкої фази.

Лініями CG , GN , NN' та $N'C$ обмежена область існування α -фази. α -фаза – обмежений твердий розчин заміщення атомів компоненту В в ГЦК кристалічній ґратці компоненту А. Обмежений, тому що *максимальна розчинність атомів компоненту В становить 15% (т. G)*.

Лініями FS , SM , MM' та MF обмежена область існування β -фази. β -фаза – обмежений твердий розчин заміщення атомів компоненту А в ГЦП кристалічній ґратці компоненту В. Обмежений, тому що *максимальна розчинність атомів компоненту А становить 20% (т. S)*.

Між однофазними областями розташовуються двофазні області, їх також три:

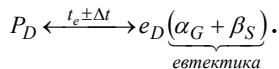
Область діаграми, що обмежена лініями CD , DG та GC , розташована між фазами P та α і відповідно структури в цій області складаються з цих фаз $[\alpha, P]$.

Область діаграми, що обмежена лініями FS , SD та DF , розташована між фазами P та β і відповідно структури в цій області складаються з цих фаз $[P, \beta]$.

Область діаграми, що обмежена лініями GD , DSM , MN та NG , розташована між фазами α та β і відповідно структури в цій області складаються з цих фаз $[\alpha, \beta]$.

Лінії GN та SM називають лініями *сольвус*, рис.4.9, це лінії обмеженої розчинності. Вони вказують на зміну концентрації компонентів в α - та β -фазах в твердому стані. *Лінія GN* – на зміну концентрації компоненту B в α -фазі при зниженні температури від 350 до 20°C (від точки G до точки N : від 15 до $5\%B$). Ця лінія вказує на початок *вторинної кристалізації*: із зниженням температури з α -фази виділяється надлишок компонента B у вигляді вторинної β -фази $\alpha \rightarrow \beta_{II}$. При нагріванні навпаки, відбувається розчинення вторинної β_{II} ($\beta_{II} \rightarrow \alpha$) в α -фазі та насичення α -фази компонентом B . *Лінія SM* – на зміну концентрації компоненту A в β -фазі при зниженні температури від 350 до 20°C (від точки S до точки M : від 20 до $10\%A$). Вона вказує на початок *вторинної кристалізації* α -фази з β -фази: $\beta \rightarrow \alpha_{II}$.

Лінія GDS (ізотерма) – лінія *евтектичного перетворення* при температурі 350°C (t_e). *Евтектос* в перекладі з грецької – легкоплавкий. При температурі (t_e , 350°C , рис.4.9) одночасно існують три фази постійного хімічного складу: рідина (т. D ; $45\%B$, $55\%A$), α -фаза (т. G , $15\%B$, $85\%A$), β -фаза (т. S ; $20\%A$, $80\%B$). При переохолодженні трохи нижче цієї лінії з рідини одночасно кристалізуються дві тверді фази α та β , утворюючи фазову суміш, що називається *евтектикою*. Реакція евтектичного перетворення:



Якщо розрахувати $C = 2(A, B) - 3(P, \alpha, \beta) + 1 = 0$, то можна побачити що реакція відноситься до нонваріантних.

Точку D називають *евтектичною, постійну температуру 350°C також називають евтектичною*.

У всіх сплавах, що мають хімічний склад між точками G та S , проходить евтектичне перетворення. В т. G та т. S евтектичне перетворення відсутнє.

Структура евтектичних сплавів. Евтектика, що складається з двох фаз, кристалізується при постійній температурі. Спочатку кристалізується одна фаза на основі або тугоплавкішого компоненту (в прикладі β -фаза, рис.4.10) або із складною кристалохімічною структурою. Ця фаза називається ведучою. На ній кристалізується інша фаза (α -фаза), яка називається веденою. Вони проростають і утворюють бікристал з розвиненим розташуванням обох фаз в об'ємі.

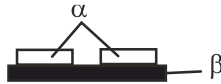


Рисунок 4.10 – Схема утворення евтектики

Евтектична фазова суміш може мати пластинчасту, сотову (глобулярну), голчасту або скелетоподібну будову.

Після визначення всіх точок та ліній діаграми, фазових областей, можна записати структури сплавів (рис.4.11).

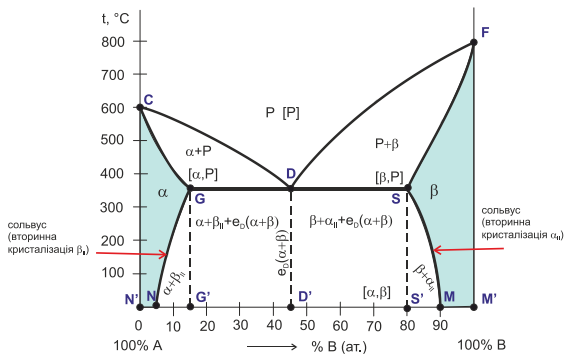


Рисунок 4.11 – Діаграма стану системи A-B з евтектикою

Фази в системі A-B: P, α , β .

Структурні складові в системі A-B: P, α , β , α_{II} , β_{II} , $e_D(\alpha_G + \beta_S)$.

Кристалізація сплавів (рис.4.12). Сплав 1 (10%B; 90%A).

До т.1 (t_1) сплав в рідкому однофазному стані ($C_{0,1} = 2$ (A, B) – 1(P) + 1 = 2; система біваріантна). Температурний інтервал t_1 - t_2 – інтервал первинної кристалізації: P → α ($C_{1,2} = 2 - 2$ (P, α) + 1 = 1; система моноваріантна). Інтервал температур t_2 - t_3 – однофазна область α -фази ($C_{2,3} = 2$ (A, B) – 1(α) + 1 = 2; система біваріантна).

Фазові перетворення в цьому інтервалі відсутні. В інтервалі температур t_3 - t_4 відбувається вторинна кристалізація $\alpha \rightarrow \beta_{II}$. Сплав набуває двофазної структури $\alpha + \beta_{II}$ ($C_{3-4} = 2 - 2(\alpha, \beta) + 1 = 1$; система моноваріантна). Схематичне зображення структури сплаву наведено на рис.4.13, а.

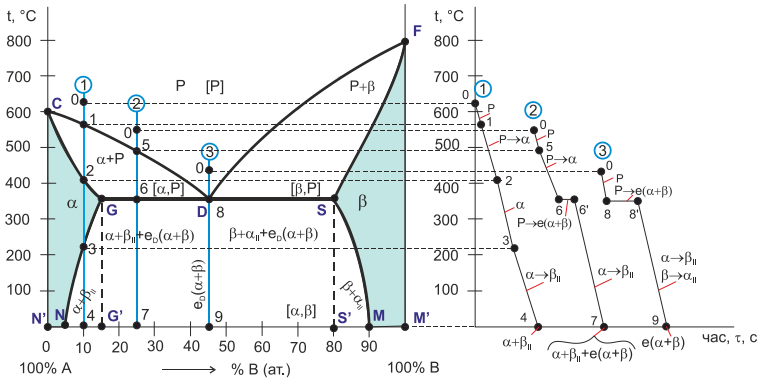


Рисунок 4.12 – Діаграма стану системи А-В та криві охолодження сплавів 1, 2 та 3

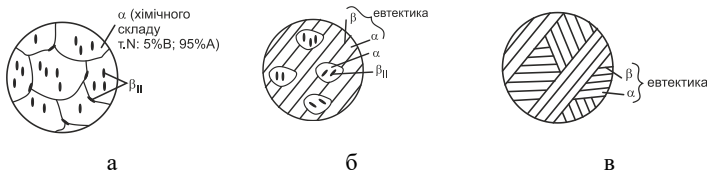
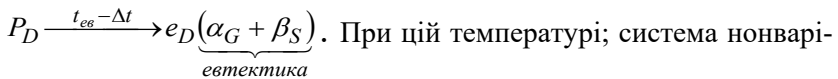


Рисунок 4.13 – Схематичне зображення структури сплаву 1 (а), сплаву 2 (б) та сплаву 3 (в)

Сплав 2 (25%B; 75%A). До t_5 (t_5) сплав в рідкому однофазному стані ($C_{0-5} = 2(A,B) - 1(P) + 1 = 2$; система біваріантна). Інтервал температур t_5 - t_6 – інтервал первинної кристалізації: $P \rightarrow \alpha$ ($C_{5-6} = 2 - 2(P, \alpha) + 1 = 1$; система моноваріантна). При температурі t_6 (температура евтектичного перетворення): рідина, що залишилася після перетворення $P \rightarrow \alpha$ буде мати евтектичну концентрацію $t.D$ і повністю закристалізується з утворенням евтектичної фазової суміші: $P_D \xrightarrow{t_{ев} - \Delta t} e_D(\underbrace{\alpha_G + \beta_S}_{\text{евтектика}})$. При цій температурі ($C_{6-6'} = 2 - 3(P, \alpha, \beta) + 1 = 0$; система нонваріантна) і на кривій охолодження

спостерігається температурна зупинка (горизонтальна сходинка), тобто перетворення займає деякий час, а температура і хімічний склад фаз постійний. На постійність температури вказує позначення т.6 та б'. В інтервалі температур t_6-t_7 відбувається вторинна кристалізація. По завершенню евтектичного перетворення сплав має двофазну структуру $\alpha + e_D(\alpha + \beta)$. При подальшому охолодженні з α -фази виділяється вторинна β_{II} ($\alpha \rightarrow \beta_{II}$). В цьому інтервалі сплав має двофазну структуру $[\alpha, \beta]$: $C_{6'-7} = 2 - 2(\alpha, \beta) + 1 = 1$; система моноваріантна. Внаслідок фазових перетворень після остаточного охолодження сплав при кімнатній температурі буде мати двофазну структуру: $\alpha + \beta_{II} + e_D(\alpha + \beta)$, $[\alpha, \beta]$. Схематичне зображення структури сплаву 2 наведено на рис.4.13, б.

Сплав 3. До т.8 (t_8) сплав в рідкому однофазному стані ($C_{0-8} = 2(A, B) - 1(P) + 1 = 2$; система біваріантна). При температурі t_8 (температура евтектичного перетворення) вся рідина, що має евтектичну концентрацію, повністю закристалізується з утворенням евтектичної фазової суміші:



антна ($C_{8-8'} = 2 - 3(P, \alpha, \beta) + 1 = 0$) і на кривій охолодження спостерігається температурна зупинка (горизонтальна сходинка), тобто перетворення займає деякий час, а температура і хімічний склад фаз постійний. Інтервал температур t_8-t_9 – інтервал вторинної кристалізації $\alpha \rightarrow \beta_{II}$ та $\beta \rightarrow \alpha_{II}$, що спостерігається в евтектичних фазах α та β . Сплав має двофазну структуру $[\alpha, \beta]$: $C_{8'-9} = 2 - 2(\alpha, \beta) + 1 = 1$; система моноваріантна. Внаслідок фазових перетворень після остаточного охолодження сплав при кімнатній температурі буде мати двофазну структуру: $e_D(\alpha + \beta)$, рис.4.13, в.

Класифікація сплавів за структурою (рис.4.14):

- області сплавів зі структурою твердих розчинів. Область I ($0 < X \leq G'$, де X – хімічний склад сплаву) структура α або $\alpha + \beta_{II}$. Область V ($100 > X \geq S'$) структура β або $\beta + \alpha_{II}$;

- доевтектичні сплави (область II, $G < X < D$). Структура $\alpha + \beta_{II} + e(\alpha + \beta)$;

- евтектичний сплав (область III). Має хімічний склад, що співпадає з т.D ($X = D$). Структура $e(\alpha + \beta)$.

- заевтектичні сплави (область IV, $D < X < S$). Структура $\beta + \alpha_{II} + e(\alpha + \beta)$.

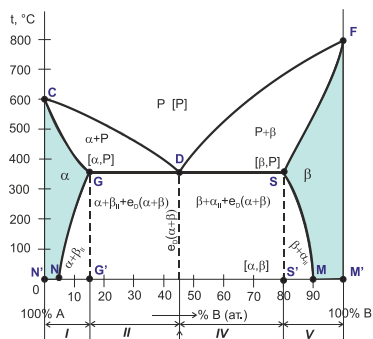


Рисунок 4.14 – Класифікація сплавів системи А-В

Якщо розчинність другого компонента з температурою практично не змінюється, сольвуси EK та FS будуть вертикальними (рис. 4.15, а) і нижче температури евтектики α - і β -фази мають постійний склад: α_E та β_F . Виділення вторинних фаз не спостерігаємо.

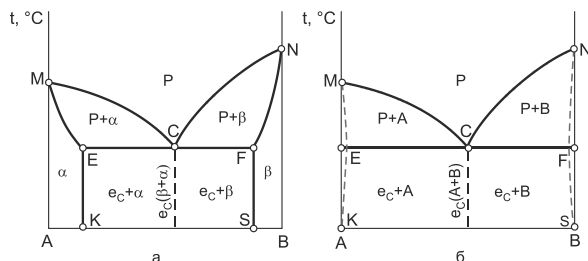


Рисунок 4.15 – Діаграми стану з постійною розчинністю компонентів (а) та незначною розчинністю у твердому стані (б)

В металевих системах існують діаграми з дуже незначною розчинністю у твердому стані, що позначено пунктиром (рис. 4.15, б). Особливістю такої діаграми є відсутність областей твердих розчинів. Треба зважити на те, що абсолютно чистих металів не існує, але умовно припускається при заповненні діаграми ставити чисті компоненти А і В замість твердих розчинів α і β , що підкреслює незначну взаємну розчинність компонентів А і В у твердому стані.

4.3 Подвійні діаграми стану з проміжними фазами. *Проміжні фази* утворюються в інтервалі концентрацій між чистими металами або твердими розчинами на їх основі. *За хімічним складом та областю гомогенності їх ділять на:*

- проміжні фази постійного хімічного складу, наприклад, A_2B (де «А» та «В» – компоненти). Це хімічна сполука, яку на діаграмі стану зображують вертикаллю;

- проміжні фази змінного хімічного складу. Це тверді розчини на основі кристалічних ґраток хімічних сполук. На діаграмі зображують областю та позначають грецькими буквами (α , β , δ , γ , інші).

За характером плавлення проміжні фаз поділяють на:

- стійкі (фази, що конгруентно плавляться). Хімічний склад проміжної фази на момент плавлення співпадає з хімічним складом рідкої фази, що при цьому утворюється;

- нестійкі (фази, що інконгруентно плавляться). Хімічний склад проміжної фази на момент плавлення не співпадає з хімічним складом рідкої фази, що при цьому утворюється (це проміжні фази, що утворюються за реакцією перитектичного перетворення).

Діаграма стану з відсутністю розчинності в твердому стані та проміжними фазами постійного хімічного складу. Магній та нікель взаємно не розчиняються в ґратці один одного в твердому стані (Mg має ґратку ГЦП, Ni – ГЦК ґратку) та не утворюють області твердого розчину (лінії сольвус відсутні). Але компоненти здатні утворювати проміжні фази, рис.4.16.

На діаграмі стану присутні дві проміжні фази постійного хімічного складу Mg_2Ni та $MgNi_2$ (зазвичай на наявність проміжних фаз вказують стрілки, що знаходяться зверху над лінією ліквідус; стрілки вказують на стехіометричний склад фази відповідно до валентності компонентів).

Лінія ліквідус – ABCDFG. Лінія солідус – AHBJKLNFMG.

Фази в системі: P, Mg, Ni, Mg_2Ni , $MgNi_2$.

Структурні складові: P, Mg, Ni, Mg_2Ni , $MgNi_2$, e_B , e_F .

Фаза $MgNi_2$ – проміжна фаза постійного хімічного складу (вертикаль $DNLL$). Кристалізується (плавиться) при постійній температурі 1147°C (т.D), утворюється безпосередньо з рідини. На момент плавлення хімічний склад рідини та фази співпадають

(т. D; 67%Ni, 33%Mg): $MgNi_{2,D} \xrightarrow{1147^{\circ}C+\Delta t} P_D$. Така фаза називається *стійкою (конгруентною)*.

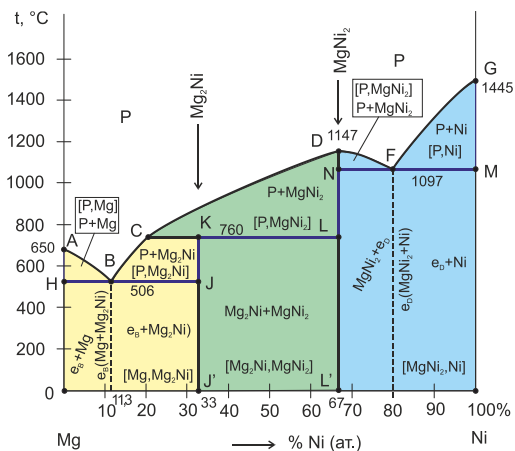


Рисунок 4.16 – Діаграма стану системи Mg-Ni

Фаза Mg_2Ni – проміжна фаза постійного хімічного складу (вертикаль KJJ). Утворюється за *перитектичною реакцією*: $P_C + MgNi_{2,L} \xrightarrow{760^{\circ}C-\Delta t} Mg_2Ni_K$. Як видно з реакції хімічний склад фази Mg_2Ni на момент плавлення ($760^{\circ}C$) буде відповідати точці K (33%Ni; 67%Mg), а рідкої фази – точці C (20%Ni; 80%Mg). Тобто хімічний склад фаз не співпадає, тому фаза називається *нестійкою (інконгруентною)*.

Перитектична рівновага – це рівновага рідини з кристалами твердої фази, що вже виділилися з неї, та кристалами іншої твердої фази, котрі утворюються навколо кристалів вихідної твердої фази. Перитектичне перетворення (перитектика) спостерігається у системах, в яких температура плавлення компонентів значно відрізняється між собою. Перетворення називається *перитектичним*, коли з рідкої та твердої фаз утворюється тверда фаза.

На *діаграмі присутні два евтектичних перетворення* (рис.4.16):

- лінія HBJ ($506^{\circ}C$): $P_B \xrightarrow{506^{\circ}C-\Delta t} e_B(Mg_H + Mg_2Ni_J)$;
- лінія NFM ($1097^{\circ}C$): $P_F \xrightarrow{1097^{\circ}C-\Delta t} e_F(MgNi_{2,N} + Ni_M)$.

Діаграма стану з обмеженою розчинністю та проміжними фазами змінного хімічного складу (рис.4.17). Лінія ліквідус – *CDSFHJ*. Лінія солідус – *CKLERFTHMJ*. Лінії сольвус *KH, LX, RW, TQ* та *MN* вказують на вторинні та третинну кристалізації фаз α , β , ε та δ .

Фази в системі А-В: α , β , δ , ε , P.

Структурні складові в системі А-В: α , β , δ , ε , P, ε_{II} , α_{II} , β_{II} , δ_{II} , ε_{III} .

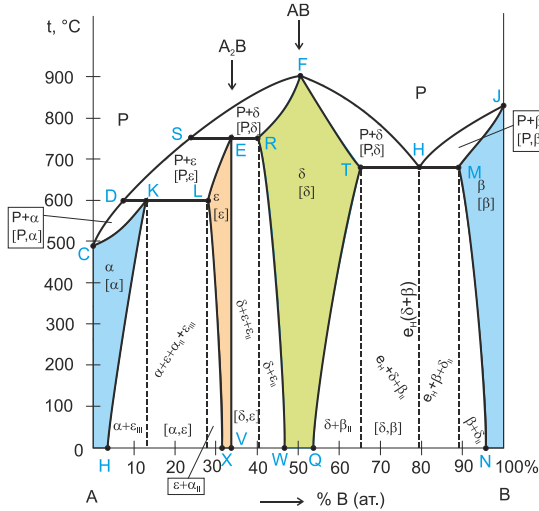


Рисунок 4.17 – Діаграма стану системи А-В з проміжними фазами змінного хімічного складу

Характеристика проміжних фаз.

δ -фаза – проміжна фаза змінного хімічного складу, твердий розчин атомів компонентів А та В в ґратці хімічної сполуки АВ. Фаза стійка (з конгруентним плавленням, т. F), рис.4.18, а.

ε -фаза – проміжна фаза змінного хімічного складу, твердий розчин атомів компоненту А в ґратці хімічної сполуки A_2B . Фаза нестійка (з інконгруентним плавленням), утворюється за перитетичною реакцією, рис.4.18, б: $P_S + \delta_R \rightarrow \varepsilon_E$.

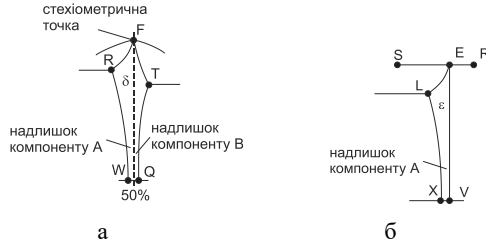


Рисунок 4.18 – Проміжні фази в системі А-В

В системі А-В наявні наступні неваріантні рівноваги:

- перитектичне перетворення (лінія SER) $P_S + \delta_R \rightarrow \varepsilon_E$;
- перитектичне перетворення (лінія DKL) $P_D + \varepsilon_L \rightarrow \alpha_K$;
- евтектичне перетворення (лінія THM) $P_H \rightarrow e_H(\delta_T + \beta_M)$.

4.4 Основні види неваріантних рівноваг в двокомпонентних системах (рис.4.19). *Перитектичне перетворення:* при взаємодії твердої та рідкої фаз утворюється тверда фаза. *Евтектичне перетворення:* з рідкої фази утворюється фазова суміш, що складається з двох твердих фаз та називається евтектичною. *Перитектоїдне перетворення:* при взаємодії двох твердих фаз утворюється третя тверда фаза. *Евтектоїдне перетворення:* з однієї твердої фази утворюється фазова суміш, що складається з двох твердих фаз та називається евтектоїдною.

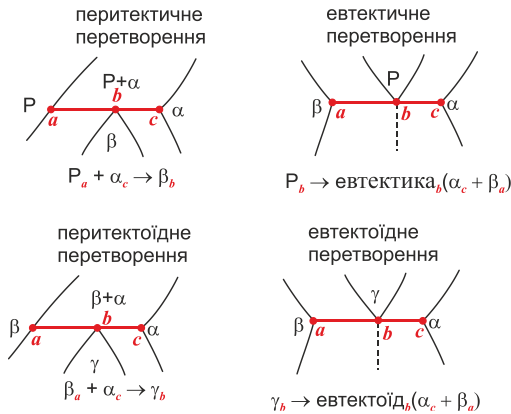
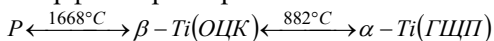


Рисунок 4.19 – Нонваріантні рівноваги

4.5 Діаграми стану з поліморфними перетвореннями компонентів. Розглянемо на прикладі системи Ti-Ta (рис.4.20). Титан має поліморфне перетворення:



α -Ti та β -Ti – низькотемпературна та високотемпературна поліморфні модифікації титану, які відповідно мають кристалічні ґратки ГЦП та ОЦК. Температура 882°C (точка *G*, рис.4.20) – температура поліморфного перетворення. Кристалічна ґратка танталу – ОЦК.

Фази в системі Ti-Ta: P, α , β .

α -фаза – обмежений твердий розчин заміщення атомів Ta в ГЦП ґратці низькотемпературної поліморфної модифікації α -Ti. Розчинність Ta в α -фазі змінюється за лінією *GN* (рис.4.20). Розчинність Ta зростає із зниженням температури: від 0% (при 882°C) до 10% (при кімнатній температурі).

β -фаза – необмежений твердий розчин заміщення атомів Ta в ОЦК ґратці високотемпературної поліморфної модифікації β -Ti та атомів Ti в ОЦК ґратці Ta (необмежено розчиняються в ґратці один одного).

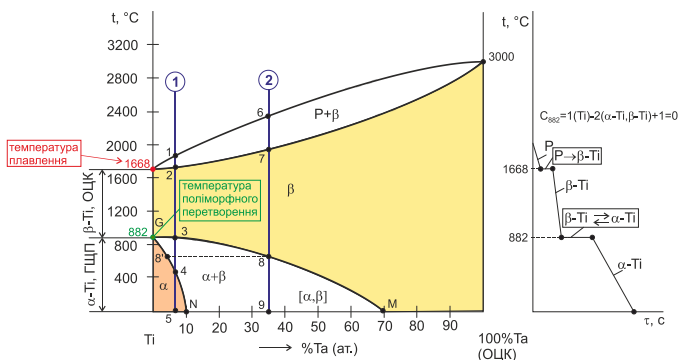


Рисунок 4.20 – Діаграма стану системи Ti-Ta та крива охолодження титану

Кристалізація титану. Крива охолодження для титану наведена на рис.4.20. Температура 1668°C – температура кристалізації (плавлення) титану. До цієї температури титан знаходиться в рідкому стані ($C = 1(\text{Ti}) - 1(\text{P}) + 1 = 1$). При 1668°C починається процес первинної кристалізації $P \rightarrow \beta\text{-Ti}$: $C = 1(\text{Ti}) - 2(\beta\text{-Ti}, P) + 1 =$

0. В інтервалі температур 1668...882°C стабільна модифікації β -Ti: $C = 1(\text{Ti}) - 1(\beta\text{-Ti}) + 1 = 1$. Температура 882°C – температура поліморфного перетворення $\beta\text{-Ti} \rightarrow \alpha\text{-Ti}$: $C = 1(\text{Ti}) - 2(\beta\text{-Ti}, \alpha\text{-Ti}) + 1 = 0$. В інтервалі температур 882...20°C стабільна модифікації титану α -Ti: $C = 1(\text{Ti}) - 1(\alpha\text{-Ti}) + 1 = 1$.

Кристалізація сплаву 1. Температурний інтервал t_1 - t_2 – інтервал первинної кристалізації $P \rightarrow \beta$. В цьому інтервалі сплав має двофазну структуру $P + \beta$. По завершенні кристалізації нижче температури t_2 (інтервал t_2 - t_3) фазові перетворення відсутні. Сплав набуває однофазної структури β . При подальшому охолодженні в температурному інтервалі t_3 - t_4 проходить поліморфне перетворення $\beta \rightarrow \alpha$. Сплав набуває двофазної структури: $\beta + \alpha$. Температури t_3 та t_4 відповідно початок і кінець поліморфного перетворення. При охолодженні від температури t_4 до температури t_5 фазові перетворення в сплаві відсутні. Сплав буде мати однофазну структуру α . Таким чином, в інтервалі t_3 - t_4 поліморфне перетворення проходить повністю.

Кристалізація сплаву 2. До температури t_8 кристалізація сплаву проходить аналогічну кристалізації сплаву 1 (до температури t_3). При переохолодженні нижче температури t_8 починається поліморфне перетворення $\beta \rightarrow \alpha$. Але, на відміну від сплаву 1, воно не закінчується при охолодженні до температури t_9 . Сплав буде мати двофазну структуру $\beta + \alpha$. В цьому сплаві поліморфне перетворення іде не до кінця: t_8 початок, але t_9 не кінець поліморфного перетворення.

4.6 Зв'язок між типом діаграми стану та властивостями сплавів (правило Курнакова-Бочвара). Залежність твердості від типу діаграми наведена на рис.4.21. Варіант **I** – діаграма з необмеженою розчинністю в твердому та рідкому стані. В області твердого розчину із збільшенням концентрації другого компоненту B твердість та міцність підвищуються, а пластичність може як зростати так і знижуватись. Підвищення твердості пояснюється наявністю атомів іншого сорту, що утворюють твердий розчин та спотворюють кристалічну ґратку компонента розчинника. Характер залежності – криволінійний, тому що хімічний склад α -фази змінюється (рис.4.21, **I**). Варіанти **II та III** – діаграми з евте-

критичним перетворенням. При наявності евтектики характер залежності в області діаграми з існуванням евтектики – *прямолінійний* (рис.4.21, **II** та **III**), що пояснюється постійним хімічним складом фаз, з яких складається евтектика. В двофазній області, наприклад, із збільшенням % В кількість β -фази буде зростати, а хімічний склад α - та β -фаз залишатиметься незмінним. Прямолінійна залежність також спостерігається при наявності евтектоїдного, перитектоїдного перетворення.

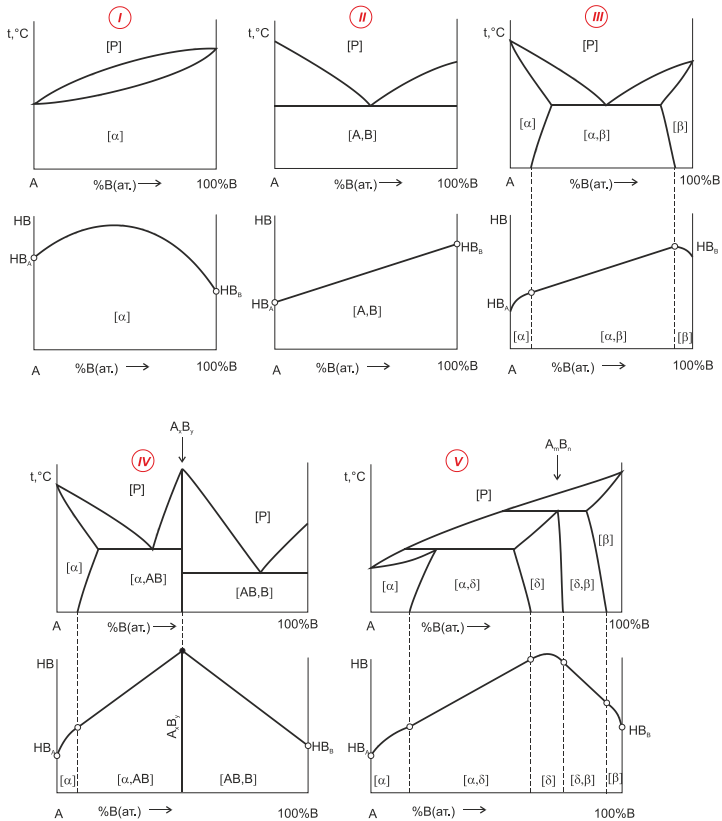
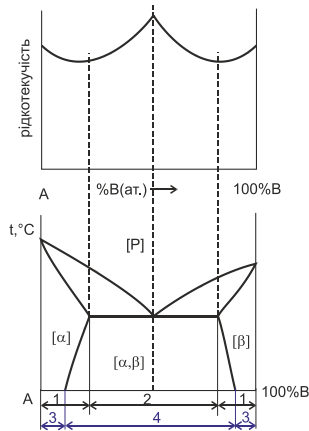


Рисунок 4.21 – Залежність твердості сплавів від типу діаграми
(HB_A та HB_B – твердості чистих компонентів;
штрихові лінії відокремлюють фазові області при кімнатній температурі)

Варіанти **IV та V** – діаграми з проміжними фазами. Проміжні фази, порівняно з чистими компонентами та твердими розчинами на основі компонентів, мають найбільшу твердість, але вони і крихкіші. При побудові залежності максимальна твердість завжди буде припадати на проміжну фазу. Якщо проміжна фаза постійного хімічного складу, то максимальна твердість на вертикалі проміжної фази позначається точкою (рис.4.21, **IV**), а якщо змінного складу – характер залежності криволінійний (рис.4.21, **V**).

Технологічні властивості, встановлені Бочваром, дозволяють обрати технологію виготовлення та оброблення деталей. Так, сплави з наявністю евтектики порівняно зі сплавами із структурою твердого розчину, мають кращу рідкотекучість (рис.4.22). Тобто це сплави з добрими ливарними властивостями, тому деталі з них виготовляють литвом. Найкращий ливарний сплав – евтектичний.



1 – деформівні сплави; 2 – ливарні сплави;

3 – сплави, що не зміцнюються термічним обробленням;

4 – сплави, що можуть зміцнюватися термічним обробленням
(крім евтектичного)

Рисунок 4.22 – Вплив евтектичного перетворення на рідкотекучість та деформівність сплавів. Класифікація сплавів по здатності до зміцнення термічним обробленням

Сплави з наявністю евтектоїда або евтектики мають пониженою пластичність, деформуються погано. Сплави зі структурою твердого розчину пластичні, легко деформуються. Деталі з них

виготовляють пластичною деформацією (наприклад, штампування, вальцювання). Наявність змінної лінії сольвусу, евтектоїдного перетворення дозволяє застосувати до сплавів зміцнювальне термічне оброблення.

4.7 Діаграми стану потрійних систем. На відміну від подвійних систем, які є плоскими, потрійні діаграми стану є просторовими, їх зображують у вигляді тригональної призми (рис.4.23). Основа призми – *рівносторонній трикутник*, який називають *концентраційним трикутником*. Його використовують для зображення хімічного складу потрійних сплавів.

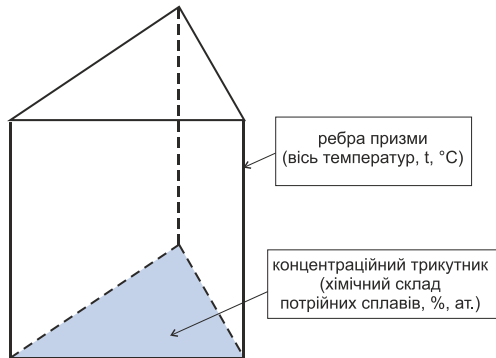


Рисунок 4.23 – Тригональна призма для зображення потрійної діаграми стану

Властивості концентраційного трикутника:

- у вершинах трикутника розташовуються чисті компоненти;
- на сторонах трикутника – подвійні сплави;
- всередині трикутника – потрійні сплави.

Користування концентраційним трикутником (рис.4.24):

- 1) точки **1**, **2**, **3** – *фігуративні точки сплавів*.
- 2) точкою **1** позначено двокомпонентний сплав, що знаходиться на стороні трикутника АВ. Хімічний склад сплаву визначають як для звичайного двокомпонентного сплаву (**70%B; 30%A**).
- 3) точкою **2** позначено сплав, що знаходиться всередині трикутника. Це потрійний сплав, який складається з компонентів А, В та С. Для визначення хімічного складу сплаву необхідно:
 - а) щоб знайти концентрацію компонента А через т.2 проводять лінію, що паралельна стороні трикутника, яка знаходиться

навпроти кута компонента А (сторона ВС) – отримаємо лінію $2r$ ($\sim 43\%A$).

б) щоб знайти концентрацію компонента В через т.2 проводять лінію, що паралельна стороні трикутника, яка знаходиться навпроти кута компонента В (сторона АС) – отримуємо лінію $2f$ ($\sim 35\%B$).

в) щоб знайти концентрацію компонента С через т.2 проводять лінію, що паралельна стороні трикутника, яка знаходиться навпроти кута компонента С (сторона АВ) – отримуємо лінію $2s$ ($\sim 22\%C$).

г) таким чином, хімічний склад сплаву **2** становить: $\sim 43\%A$; $\sim 35\%B$; $\sim 22\%C$.

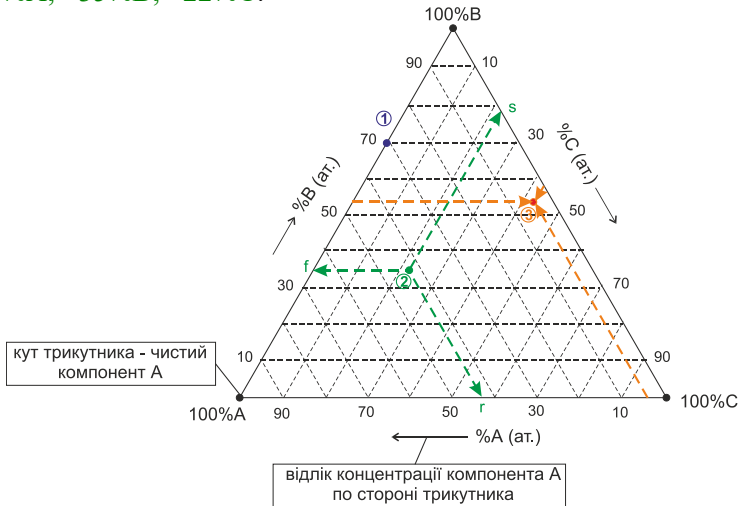


Рисунок 4.24 – Концентраційний трикутник потрійної системи А-В-С

4) необхідно показати фігуративну точку сплаву **3**, що має хімічний склад: $4\%A$; $54\%B$; $42\%C$. Для того, щоб знайти фігуративну точку, проводимо дії протилежні тим, що наведені в п.3. Тобто, на стороні трикутника, яка відповідає за концентрацію компонента А (сторона СА) відмічаємо $4\%A$. Через цю точку проводимо лінію, яка паралельна стороні трикутника, що знаходиться навпроти кута компонента А. Подібним же чином проводимо лінії для $54\%B$ та $42\%C$. В точці перетину проведених ліній буде знаходитися фігуративна точка сплаву **3**.

Діаграми стану з необмеженою розчинністю компонентів як в твердому, так і в рідкому станах (діаграма стану систем з біваріантними рівновагами). Умови утворення такого типу діаграми такі ж як і для подвійної діаграми: всі три компоненти мають однаковий тип кристалічної ґратки; наближені атомні розміри (8...15%); споріднену електронну будову атомів.

Три лінії ліквідусу ab , bc , ca утворюють поверхню ліквідусу (рис.4.25, б), яка випуклістю розташована до рідини. Всі сплави вище цієї поверхні знаходяться в рідкому стані. Також три лінії солідусу утворюють поверхню солідусу (рис.4.25, в) нижче температур якої всі сплави знаходяться в твердому стані. Поверхня солідусу випуклістю розташована в бік твердої фази. Між поверхнями ліквідус та солідус знаходиться інтервал кристалізації.

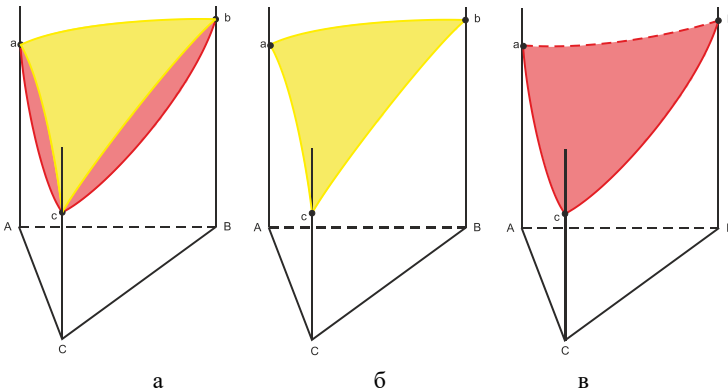


Рисунок 4.25 – Просторова діаграма стану системи А-В-С з необмеженою розчинністю

Фазовий склад системи А-В-С: Р та α -фаза. α -фаза – необмежений твердий розчин заміщення атомів компонентів А, В та С в кристалічних ґратках один одного.

Розглянемо кристалізацію сплаву, що позначений т.М. Лінія сплаву перетинає поверхню ліквідусу в т.1', поверхню солідусу в т.2'' (рис.4.26) та проектується на концентраційний трикутник в точку М. Між точками т.1' та т.2'' (інтервал t_1-t_2) проходить первинна кристалізація сплаву. Склад рідкої фази змінюється по лінії ліквідусу 1'2', що проектується на концентраційний трикутник в лінію М2. Склад твердої α -фази змінюється по лінії солідусу

1"2". Вона на концентраційному трикутнику позначається як 1M.

Таким чином, $P_{M-2} \xrightarrow{t_1-t_2} \alpha_{1-M}$.

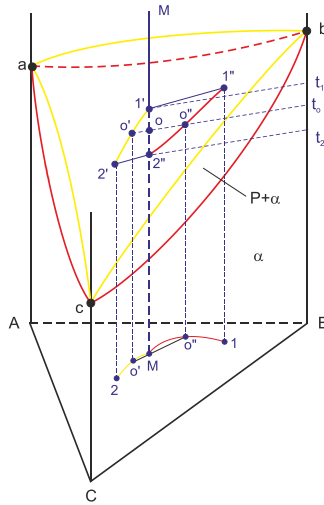


Рисунок 4.26 – Просторова діаграма стану системи А-В-С з необмеженою розчинністю компонентів

Побудова просторової діаграми стану для потрібної системи – складний процес. Частіше користуються перерізами, що проводять паралельно концентраційному трикутнику для певної температури та називають *ізотермічними горизонтальними перерізами* або паралельно температурній осі, які називають *вертикальними політермічними перерізами*.

Горизонтальні (ізотермічні) перерізи в системі з необмеженою розчинністю компонентів. Розглянемо, наприклад, переріз при температурі 1100°C (рис.4.28, а). Переріз перетинає поверхню ліквідус по лінії $e'f'$ (проекція на концентраційному трикутнику – лінія ef). Сплави, що розташовуються ліворуч від лінії ef знаходяться в рідкому стані, оскільки поверхня ліквідус нижче перерізу. Лінію ef (в просторі $e'f'$) називають ізотермою ліквідусу. Всі сплави що знаходяться на цій лінії починають кристалізуватися при температурі 1100°C. Переріз перетинає поверхню солідус по лінії $k'd'$, яка проектується на концентраційний трикут-

ник лінією kd . Сплави, що розташовані праворуч від лінії kd при температурі перерізу (1100°C) знаходяться в твердому стані (структура представлена α -фазою). Лінія kd (в просторі $k'd'$) називають ізотермою солідусу. Всі сплави що знаходяться на цій лінії завершують процес кристалізації при температурі 1100°C .

Ізотерми ліквідуса та солідуса показують на окремих концентраційних трикутниках, або на одному (рис.4.28, б). Їх використовують для визначення температури початку та завершення плавлення (кристалізації) потрібних сплавів.

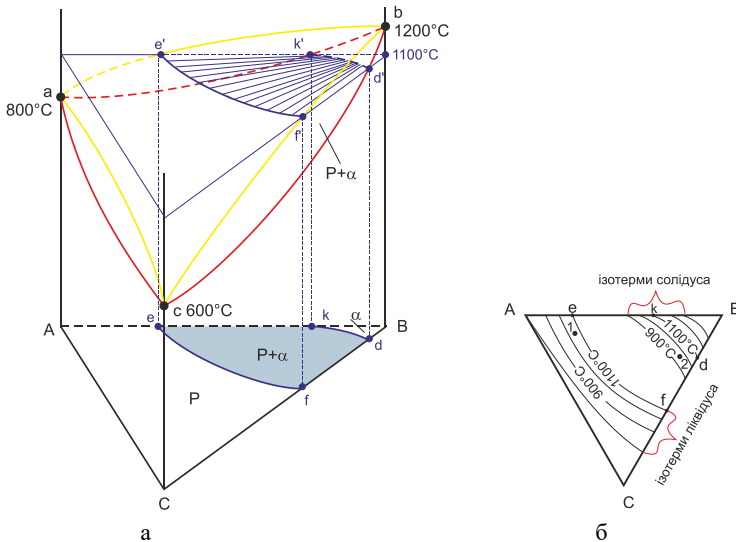


Рисунок 4.28 – Побудова ізотермічного перерізу (а) та концентраційний трикутник системи А-В-С з лініями ліквідуса та солідуса (б)

Вертикальні (політермічні) перерізи в системі з необмеженою розчинністю компонентів. Політермічні перерізи наведені на рис.4.29. Політермічні перерізи нагадують подвійні діаграми, але є суттєва відмінність: не можна проводити коноди і використовувати правило відрізків, бо конода не знаходиться в площині перерізу.

Політермічний переріз по лінії Af наведено на рис.4.30, а. Політермічний переріз по лінії nm наведено на рис.4.30, б. В будь-якому сплаві, що лежить на лінії Af на політермічному перерізі, можна визначити температури фазових перетворень.

Сплав 1 (рис.4.30, а). Вище температури t_1 сплав знаходиться в рідкому стані. В інтервалі температур t_1 - t_2 проходить первинна кристалізація $P \rightarrow \alpha$. Нижче температури t_2 сплав знаходиться в твердому стані, фазові перетворення в сплаві відсутні. Структура сплаву представлена α -фазою.

На рис.4.30, б наведено політермічний переріз системи А-В-С с постійним вмістом компонента В (70%). На концентраційній лінії nm відкладаємо вміст компонента А від 0 до 30%.

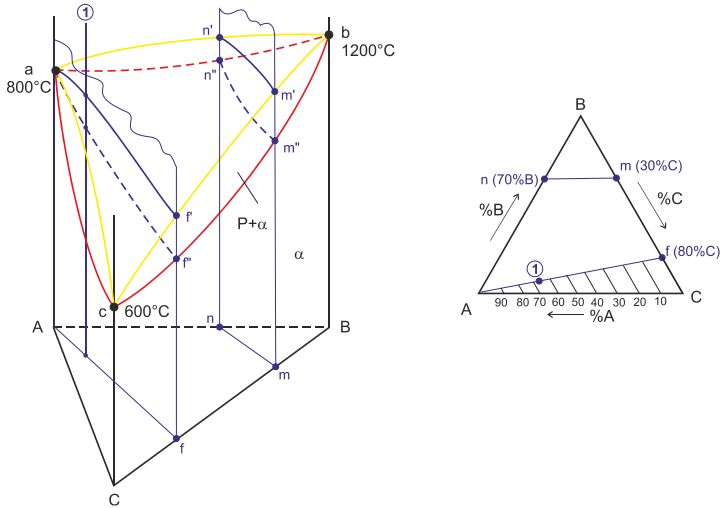


Рисунок 4.29 – Побудова політермічного перерізу

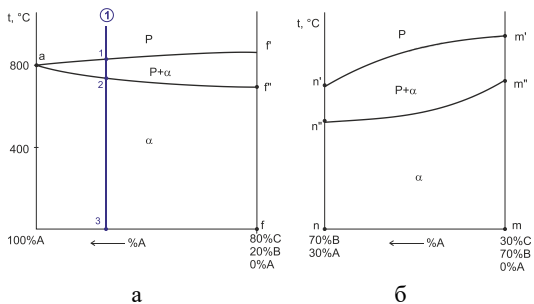


Рисунок 4.30 – Політермічні перерізи по лінії Af (а) та nm (б)

Діаграми стану з майже відсутньою розчинністю компонентів в твердому стані і утворенням потрійної евтектики (діаграми з моно-, бі- та нонваріантними рівновагами). Діаграма стану наведена на рис.4.31, а. На основі компонентів А, В та С тверді розчини не утворюються. Точки А', В' та С' – температури плавлення відповідних компонентів. Лінія **kd** – лінія евтектики в подвійній системі В-А (рис.4.31, б). Лінія **mn** – лінія евтектики в подвійній системі В-С. Лінія **qr** – лінія евтектики в подвійній системі А-С. Сплави складу e_1 , e_2 , e_3 – евтектичні сплави. Кристалізація чистих компонентів починається з відповідних поверхонь ліквідуса кожного з компонентів. $E'e'_1V'e'_2E'$ – поверхня ліквідус, початок кристалізації компонента В. Вона проектується на концентраційний трикутник Ee_1Ve_2E (рис.4.32). $E'e'_2C'e'_3E'$ – поверхня ліквідус, початок кристалізації компонента С (проекція Ee_2Ce_3E). $E'e'_1A'e'_3E'$ – поверхня ліквідус, початок кристалізації компонента А (проекція Ee_1Ae_3E). Попарно кожна з цих поверхонь перетинається по лініям подвійних евтектик: e'_1E' – лінія подвійної евтектики $e_1(A + B)$; e'_2E' – лінія подвійної евтектики $e_2(B + C)$; e'_3E' – лінія подвійної евтектики $e_3(A + C)$. Трикутник **abc** (див.рис.4.31), що відповідає температурі кристалізації потрійної евтектики для всіх потрійних сплавів, називають *солідусним трикутником*. Подвійні евтектики кристалізуються при вищих температурах порівняно з потрійною (рис.4.31), тому їх будова грубіша. Відповідно, будова потрійної евтектики дисперсніша.

Структура сплавів потрійної системи А-В-С наведена на концентраційному трикутнику (рис.4.32). Стрілки вказують на зниження температури.

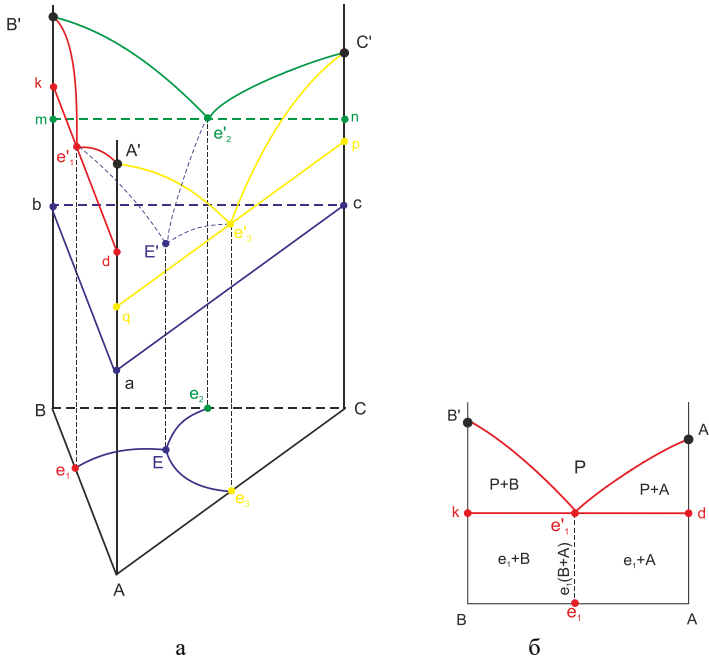


Рисунок 4.31 – Просторова діаграма стану системи А-В-С з відсутньою розчинністю компонентів в твердому стані і утворенням потрійної евтектики (а) та подвійна діаграма стану системи В-А

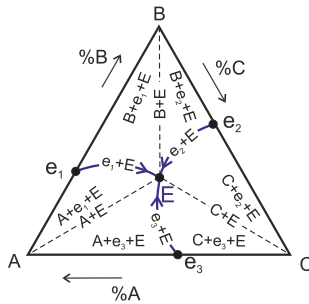


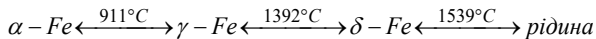
Рисунок 4.32 – Концентраційний трикутник системи А-В-С

5. ЗАЛІЗО ТА СПЛАВИ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА

Серед металевих матеріалів у машинобудуванні найпоширеніше використовуються сплави заліза з вуглецем – сталі та чавуни (на 90% від загальної кількості матеріалів). Визначити структуру цих сплавів у стані рівноваги, температури фазових перетворень, вибрати температуру термічного оброблення дозволяють метастабільна діаграма стану «залізо–цементит» ($Fe-Fe_3C$) та стабільна діаграма стану «залізо–вуглець» ($Fe-C$).

Компоненти, фази та структурні складові залізвуглецевих сплавів. Компоненти системи – залізо та вуглець.

Залізо – перехідний метал з температурою плавлення 1539°C , густина становить $7,86 \text{ г/см}^3$. Атомний радіус $0,127 \text{ нм}$. Залізо – поліморфний метал. У чистому залізі при температурах 911°C (т. *G*) та 1392°C (т. *N*) відбуваються поліморфні перетворення:



Нижче 911°C та в інтервалі $1392\dots1539^\circ\text{C}$ залізо має ОЦК ґратку з параметром $0,286 \text{ нм}$ при 20°C , компактність ґратки – 68%. Низькотемпературна модифікація позначається $\alpha\text{-Fe}$, а високотемпературна – $\delta\text{-Fe}$. В інтервалі температур $911\dots1392^\circ\text{C}$ існує $\gamma\text{-Fe}$ з ГЦК ґраткою, параметр якої $0,3645 \text{ нм}$, компактність ґратки – 74%.

Між атомами заліза існує металевий тип зв'язку. Нижче 768°C (точка Кюрі) $\alpha\text{-Fe}$ феромагнітне, а вище – парамагнітне (його позначають як $\beta\text{-Fe}$).

Залізо характеризується низькими значеннями міцності, твердості та високою пластичністю ($\sigma_{\text{в}} = 150\dots200 \text{ МПа}$, $\delta \geq 60\%$, $\text{НВ } 60\dots70$).

Вуглець – неметал з температурою плавлення 3500°C та атомним радіусом $0,077 \text{ нм}$; має в звичайних умовах складну гексагональну шарувату ґратку – модифікація графіт, за умови високого тиску існує у вигляді алмазу.

В системі «залізо–вуглець» розрізняють такі фази: рідкий розчин (Р), ферит (Ф), аустеніт (А), цементит (Ц) і графіт (Г).

Ферит – твердий розчин втілення атомів вуглецю в ОЦК ґратці заліза. Розрізняють низькотемпературний $\alpha\text{-ферит}$ (Φ_α) з

граничною розчинністю вуглецю 0,02% при 727°C, та високотемпературний δ -ферит (Φ_{δ} , 0,1% C при 1499°C). Низька розчинність вуглецю у фериті зумовлена малим радіусом порожнин в ОЦК гратці (0,037 нм). Механічні властивості фериту наближаються до властивостей чистого заліза: $\sigma_{\text{в}} = 200 \dots 250$ МПа, $\delta = 40 \dots 50\%$, НВ = 80...100. У мікроструктурі ферит виявляється у вигляді світлих поліедричних зерен.

Аустенит – твердий розчин втілення вуглецю та інших елементів в γ -Fe. В ГЦК гратці радіус міжатомних порожнин дорівнює 0,052 нм. Цим зумовлена підвищена, порівняно з феритом, розчинність вуглецю в аустеніті – 2,14% при 1147°C. Аустеніт має наступні механічні властивості: $\delta = 50 \dots 60\%$, НВ = 160...200, фаза м'яка, парамагнітна.

Тверді розчини втілення, крім вуглецю, можуть утворювати азот, кисень, водень, частково бор; тверді розчини заміщення – кремній, хром, нікель і інші метали.

Цементит – хімічна сполука заліза з вуглецем (Fe_3C), містить 6,67 %C. Гратка складна ромбічна (рис.5.1, а), характеризується металевим зв'язком між атомами заліза та іонним зв'язком між атомами вуглецю та заліза. Тому цементит має високу твердість (НВ ≥ 800), крихкість і практично нульову пластичність. Цементит – метастабільна фаза. Температура плавлення точно не встановлена і складає приблизно 1250°C. До температури 210°C (точка Кюрі) цементит феромагнітний. При дуже повільному охолодженні замість нього може утворюватися графіт у сплавах із підвищеним вмістом вуглецю ($> 2,14\%$).

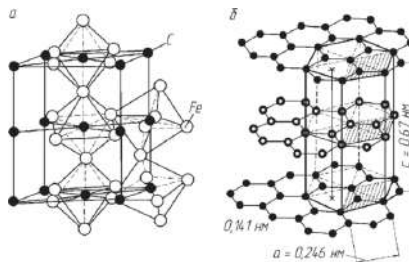


Рисунок 5.1 – Кристалічні ґратки цементиту (а) та графіту (б)

Графіт – стабільна модифікація вуглецю, має гексагональну складну кристалічну ґратку (рис.5.1, б). Відстань між атомами в одному шарі складає 0,141 нм, між шарами значно більше – 0,335 нм. У першому випадку зв'язок реалізується за рахунок ковалентних сил, в іншому – за рахунок слабких сил Ван-дер-Ваальса. Густина графіту – 2,26 г/см³, твердість – 3...5 НВ, він має значну крихкість, пластичність практично відсутня.

Ферит, аустеніт, цементит можуть існувати в сплавах у структурно вільному вигляді або входити до складу фазових сумішей (ледебуриту чи перліту).

Ледебурит – евтектична фазова суміш цементиту та аустеніту в інтервалі температур 1147...727°C, перліту і цементиту при температурах нижче 727°C.

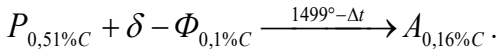
Евтектичний сплав з 4,3%С має структуру ледебуриту, що містить 64% цементиту (за масою) і 36% фериту, тому ледебурит твердий та крихкий (НВ ≥ 600 МПа, δ ≈ 0%). Утворюється в сплавах (> 2,14%С).

Перліт – евтектоїдна фазова суміш фериту та цементиту, що містить 0,8%С. Властивості перліту залежать від дисперсності ферито-цементитної суміші та форми частинок цементиту. Грубоголочастий перліт має властивості $\sigma_{\text{в}} = 500...900$ МПа, δ = 8...15%, НВ = 160...250. Перліт, що утворений дисперснішою ферито-цементитною сумішшю, має більшу міцність та меншу пластичність.

5.1 Метастабільна діаграма Fe-Fe₃C. Складність діаграми *Fe-Fe₃C* (рис. 5.2) зумовлена тим, що в сплавах *Fe-C*, крім первинної кристалізації (рідина–тверда фаза) проходять процеси вторинної кристалізації в твердому стані, які пов'язані з поліморфними перетвореннями заліза та зменшенням розчинності вуглецю у фериті та аустеніті.

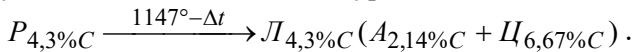
Початок кристалізації всіх сплавів відбувається при температурах лінії ліквідусу *ABCD* (*AB* – початок кристалізації високо-температурного фериту, *BC* – аустеніту, *CD* – цементиту). Первинна кристалізація завершується при досягненні температур лінії солідусу *AHJECF*.

HJB – лінія утворення аустеніту за перитектичною реакцією, коли внаслідок взаємодії рідини складу точки В з δ -феритом складу точки Н, утворюється аустеніт складу точки J:



Перитектичне перетворення спостерігається в сплавах з вмістом вуглецю $0,1\% < C < 0,51\%$. При температурі 1499°C в рівновазі знаходяться три фази (Р, Ф та А).

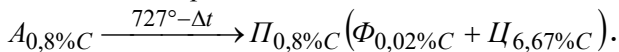
ECF – лінія евтектичного перетворення. При деякому переохолодженні нижче 1147°C із рідини складу точки С одночасно кристалізується аустеніт та цементит, утворюючи евтектичну фазову суміш, яка називається ледебуритом:



Евтектичне перетворення відбувається у сплавах з вмістом вуглецю $2,14\% < C < 6,67\%$. При температурі 1147°C спостерігається неваріантна рівновага ($c = 0$). В рівновазі знаходяться три фази (Р, А, Ц).

Нижче лінії солідус при охолодженні в сплавах відбувається низка фазових перетворень.

PSK – лінія евтектоїдного перетворення. У твердому стані, при деякому переохолодженні нижче 727°C , із аустеніту складу точки S одночасно утворюються ферит та цементит. Ця фазова суміш називається перлітом:



Евтектоїдне перетворення спостерігається в сплавах із вмістом вуглецю $0,02\% < C < 6,67\%$. При температурі 727°C існує неваріантна рівновага трьох фаз (А, Ц, Ф).

В евтектичному сплаві із вмістом $4,3\%C$, який має структуру ледебуриту, при охолодженні нижче температури 727°C аустеніт ледебуриту відповідно до евтектоїдної реакції перетворюється у перліт.

В структурі сплавів з $2,14\% < C < 6,67\%$ присутня *евтектична складова – ледебурит*, який в інтервалі температур $1147\dots 727^\circ\text{C}$ складається із аустеніту та цементиту, а нижче 727°C – із перліту та аустеніту.

В сплавах $0,1\% < C < 0,51\%$ поліморфне перетворення $\Phi_\delta \rightarrow A$ відбувається при постійній температурі 1499°C . У сплавах із концентрацією вуглецю $< 0,16\%$ високотемпературний Φ_δ перетворюється в A в інтервалі температур між лініями NH і HJ . Поліморфне перетворення аустеніту у ферит при охолодженні у низькотемпературній області відбувається між лініями GS і GP (відповідно початок та кінець). У сплавах з $0,02\% < C < 0,8\%$ поліморфне перетворення здійснюються в інтервалі температур від лінії GS до PSK . У сплавах з $C \geq 0,8\%$ перетворення аустеніту у ферит спостерігається при постійній температурі 727°C .

Лінії ES і PQ (сольвуси) вказують на зменшення розчинності вуглецю відповідно в аустеніті та фериті, з пониженням температури. Тому при охолодженні нижче температур лінії ES із аустеніту виділяється цементит вторинний (Ц_{II}); нижче лінії PQ із фериту – цементит третинний (Ц_{III}); Ц_{II} і Ц_{III} не відрізняються за властивостями та будовою від цементиту первинного (Ц_{I}), що кристалізується із рідини за лінією CD , просто існують в різних температурних інтервалах. Вміст вуглецю в $m.Q$ при температурі 600°C складає $0,01\%$, а при 20°C – $0,006\%$.

Структурні складові у твердому стані: Φ , A , Ц , П та L . Фазовий склад залізвуглецевих сплавів: P , Φ , A та Ц .

Перетворення в сплавах при охолодженні та нагріванні.

Перетворення при охолодженні розглянемо на прикладі сплаву X_1 , що містить $0,45\%$ C (рис. 5.3, а). При охолодженні від температури t_0 до t_1 сплав знаходиться у рідкому стані. При t_1 починається кристалізація δ -фериту. При охолодженні в інтервалі t_1-t_2 склад рідкої фази змінюється за лінією IB , а δ -фериту – за лінією $I'H$, внаслідок чого при t_2 фази мають склад, необхідний для здійснення перитектичної реакції: вмісту вуглецю в рідкій фазі відповідає точка B , в δ -фериті – точка H . При t_2 – система нонваріантна, тому що в рівновазі знаходяться три фази: P_B , Φ_H , A_J . В сплаві після перетворення є надлишок рідкої фази, з якої в інтервалі t_2-t_3 кристалізуються кристали аустеніту. В інтервалі температур t_3-t_4 існує одна фаза – аустеніт.

При t_4 починається $\gamma \rightarrow \alpha$ ($A \rightarrow \Phi$) перетворення, тому в інтервалі t_4-t_5 сплав двофазний. Склад фериту змінюється при цьому по лінії $4'P$, аустеніту – $4S$, тобто при t_5 склад аустеніту відпо-

відає евтектоїдному і при цій температурі утворюється перліт. В інтервалі t_5-t_6 сплав двофазний, його структура перлітно-феритна. Внаслідок зменшення розчинності вуглецю в фериті в інтервалі t_5-t_6 виділяється цементит третинний із Φ по лінії сольвус PQ .

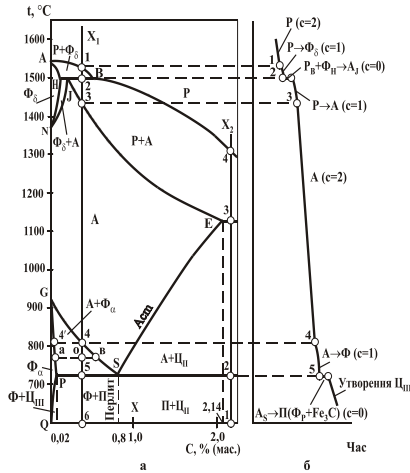


Рисунок 5.3 – Сталева частина діаграми $Fe-Fe_3C$ (а) та крива охолодження сплаву X_1 (б)

Крива охолодження (див. рис. 5.3, б) побудована на підставі розрахунків ступенів вільності з використанням правила фаз.

Перетворення при нагріванні розглянемо на прикладі сплаву X_2 із 2,2%С (див. рис. 5.3, а). При кімнатній температурі структура сплаву складається із перліту, ледебуриту та цементиту вторинного. З підвищенням температури до 727°C зростає концентрація вуглецю у фериті до 0,02%С внаслідок розчинення C_{III} в α -фериті. При деякому перегріванні відносно лінії PSK структурно вільний перліт і перліт ледебуриту перетворюються в аустеніт. В інтервалі температур $727\dots 1147^\circ\text{C}$ концентрація вуглецю в аустеніті збільшується від 0,8 до 2,14% завдяки розчиненню C_{II} .

При деякому перегріванні сплаву X_2 вище 1147°C евтектична складова структури (ледебурит) розплавляється – $L(A_{2,14\%C} + C_{6,67\%C}) \rightarrow P_{4,3\%C}$. Це перетворення відбувається при постійній температурі, тому що в рівновазі знаходяться три фази: аустеніт, цементит, рідкий розчин. В інтервалі температур t_3-t_4

між лініями *PSK* та *BC* кристали аустеніту поступово розплавляються. Вище t_4 сплав знаходиться повністю в рідкому стані.

В залежності від вмісту вуглецю всі залізовуглецеві сплави поділяють на сталі та чавуни.

5.2 Вуглецеві сталі. *Сталі* – сплави заліза з вуглецем, що містять до 2,14%С, а також корисні домішки Mn, Si і шкідливі домішки P, S, O₂, H₂, N₂. Від концентрації вуглецю в сталі залежать її структура, властивості та призначення.

Кремній (до 0,4%) та марганець (до 0,8%) є корисними домішками в сталях. Вони розкислюють сталь, тобто з'єднуючись із киснем оксиду заліза FeO, у вигляді оксидів переходять в шлак. Кремній і марганець, які залишилися в твердому розчині (фериті) після розкислення, збільшують його міцність і твердість. Сірка є шкідливою домішкою в сталі, викликаючи явище червоноламкості: по межах зерен утворюється легкоплавка евтектика Fe + FeS ($t_{пл} = 988^\circ\text{C}$), яка при гарячій пластичній деформації (1000...1200°C) розплавляється і утворюються тріщини. Марганець різко зменшує явище червоноламкості через утворення більш тугоплавкої сполуки MnS ($t_{пл} = 1620^\circ\text{C}$), але велика кількість крапель MnS різко окричує сталь. В залежності від якості сталі вміст сірки не перевищує 0,035...0,060%. Вміст фосфору в залежності від якості сталі не повинен перевищувати 0,025...0,045%. Фосфор суттєво підвищує поріг холодноламкості сталі (кожний 0,01% P збільшує його на 20...25°C) та зменшує роботу розповсюдження тріщини. Фосфор також має значну схильність до ліквідації. Кисень, водень та азот – шкідливі приховані домішки. Їх присутність в сталі призводить до різкого зниження пластичності та збільшення схильності сталі до крихкого руйнування.

Класифікація сталей за структурою у рівноважному стані. Діаграма стану Fe-Fe₃C дозволяє визначити структуру в стані рівноваги, тобто після відпалення (дуже повільне охолодження разом із піччю). За структурою сталі поділяють на групи, див.рис.5.2, рис.5.4:

- *технічне залізо* – $\leq 0,02\%C$. Структура: ферит або ферит з цементитом третинним, який розташовується на межах феритних зерен, його вміст не перевищує 0,3% відносно всієї маси сплаву. Його можна виявити тільки при збільшенні в 400...600 разів. Це-

ментит погано травиться і має блискучий вигляд. Після травлення в 4 %-ому розчині HNO_3 ферит і цементит мають світлий колір. Для ідентифікації використовують лужний розчин пікрату натрію, після травлення в якому цементит набуває колір від темно-бурого до чорного забарвлення, а ферит залишається світлим;

- *доевтектоїдні сталі* – $0,02\% < C < 0,8\%$. Структура: ферит (світлого кольору) та перліт (темного). З підвищенням вмісту вуглецю кількість фериту в об'ємі сплаву зменшується, а перліту – збільшується. При значній кількості ферит розташовується у вигляді масивних виділень, при малій кількості – по межах зерен перліту;

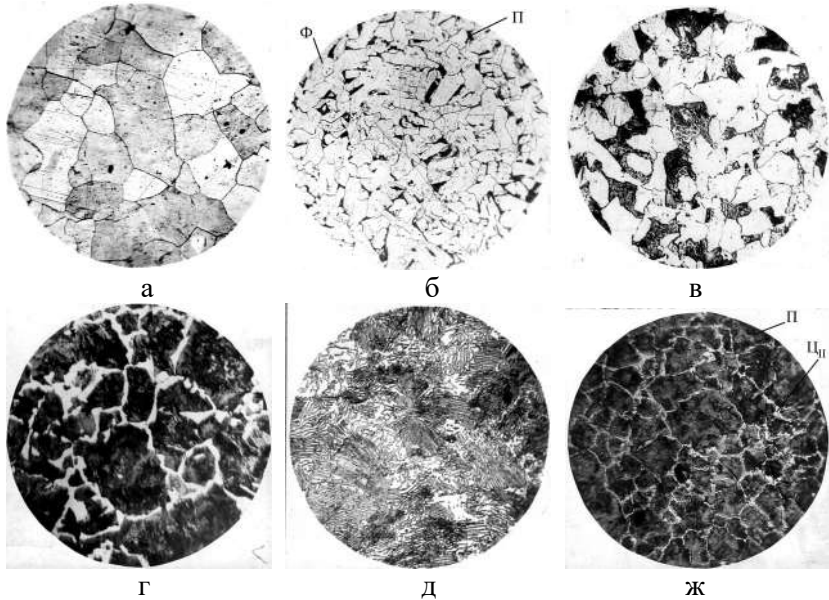
- *евтектоїдна сталь* – $0,8\% \text{C}$. Структура: перліт. Внаслідок неоднакового полірування та травлення фериту і цементиту, утворення рельєфу на поверхні шліфа можна спостерігати пластинчасту будову перліту при значному збільшенні (~500 разів). Пластинки цементиту розташовані вище пластинок фериту і утворюють тінь на площині шліфа. При невеликих збільшеннях перліт має вигляд темної складової;

- *заевтектоїдні сталі* – $0,8\% < C \leq 2,14\%$. Структура: перліт та цементит вторинний, який розташовується у вигляді світлої сітки, що оточує темнішу перлітну складову.

Механічні властивості вуглецевих сталей при кімнатній температурі залежать від кількісного співвідношення фаз фериту та цементиту, структурних складових, властивості яких наведені в табл.5.1.

Таблиця 5.1 – Властивості структурних складових залізовуглецевих сплавів

Структурні складові	Властивості		
	Твердість, HB	Границя міцності σ_w , МПа	Відносне видовження, δ , %
Технічне залізо	600...700	150...200	60
Ферит	800...1000	200...250	40...50
Аустеніт	1600...2000	-	50...60
Цементит	≥ 8000	30...35	0
Перліт	1600...2500	500...900	8...15
Ледебурит	≥ 6000	-	0



- а – технічне чисте залізо (0,01%С; $\times 340$);
 б – доєвтектоїдна сталь (0,1%С; $\times 100$);
 в – доєвтектоїдна сталь (0,25%С; $\times 340$);
 г – доєвтектоїдна сталь (0,50%С; $\times 340$);
 д – евтектоїдна сталь (0,8%С; $\times 340$);
 ж – заєвтектоїдна сталь (1,0%С; $\times 340$)

Рисунок 5.4 – Мікроструктура технічно чистого заліза та вуглецевих сталей (при друкуванні зменшено в 2 рази)

Класифікація сталей за призначенням. Маркування сталей. Сталі поділяють на *конструкційні* та *інструментальні*.

Конструкційні: 0,02...0,8 %С. Мають структуру ферит та перліт (доевтектоїдні сталі) або перліт (евтектоїдна сталь). *Конструкційні сталі поділяють на сталі звичайної якості та якісні.*

Сталі звичайної якості широко використовують в будівництві і для слабконавантажених деталей машин та предметів широкого використання. Сталь виготовляють гарячекатаною – сортовою, фасонною, товсто- та тонколистовою і холоднокатаною. Із цих сталей виготовляють труби, поковки, штамповки, дріт тощо. Сталі маркують «Ст» і цифрою (від 0 до 6), що вказує на номер марки. Що більший номер, то вища концентрація вуглецю і тим вища міц-

ність (300...600 МПа), але нижча пластичність (22...14 %). Ступінь розкислення позначається індексами в марці сталі (табл.5.2), наприклад, Ст5пс. В таблиці 5.3 наведені вуглецеві конструкційні сталі звичайної якості, їх хімічний склад та приклади використання. Сталі звичайної якості містять 0,06...0,49%С та домішки: 0,25...0,8%Mn, 0,05...0,3%Si, S ≤ 0,05% та P < 0,04%.

Таблиця 5.2 – Класифікація сталей за розкисленням

Сталь	Індекс в позначенні	Розкислення	Звичайний вміст кремнію, % (мас.)
Спокійна	сп	Mn+Si+Al	0,14...0,30
Напівспокійна	пс	Mn+Al	0,05...0,10
Кипляча	кп	Mn	< 0,05

Таблиця 5.3 – Сталі вуглецеві конструкційні звичайної якості (ДСТУ 2651:2005)

Марка сталі	Вміст елементів, %					Використання
	C	Mn	Si	≤ P	≤ S	
Ст0	≤ 0,23	-	-	0,07	0,06	Конструкції невідповідального призначення; загородження, прокладки, шайби тощо. Добра зварюваність
Ст1кп	0,06... 0,12	0,25 ... 0,50	0,05	0,04	0,05	Для деталей, що вимагають високої в'язкості та низької твердості: анкерні болти, арматура тощо. Добра зварюваність
Ст3сп	0,14... 0,22	0,4... 0,15	0,15... 0,3	0,04	0,05	Балки, ферми, корпуси посудин, що працюють під тиском; деталі, що цементують: шестерні, вісі тощо. Добра зварюваність
Ст5Гпс	0,22... 0,30	0,8... 1,2	0,15	0,04	0,05	Для деталей, що витримують невеликі напруження: вали, вісі, серги ресор тощо
Ст6сп	0,38... 0,49	0,5... 0,8	0,15... 0,30	0,04	0,05	Деталі підвищеної міцності: вісі, вали, тяги, пальці траків, шпінделі тощо

Примітка. В марці Ст5Гпс підвищений вміст марганцю (0,8...1,2 %) позначено буквою Г.

Вуглецеві якісні сталі на відміну від сталей звичайної якості містять меншу кількість домішок та неметалевих включень. Для них гарантуються хімічний склад та механічні властивості як в стані постачання (гарячекатані, ковані), так і після термічного оброблення та нагартування. Маркують двозначними числами 05, 08, 10, 15, ..., 80, що вказують на середній вміст вуглецю в сотих частках відсотка. Перед двозначними цифрами допускається писати слово «сталь». Наприклад, сталь 10 (або 10) містить 0,1 %С.

Індексом маркують напівспокійні – «пс» та киплячі – «кп» сталі. Спокійні сталі маркуються без індексу. Ці сталі використовують досить широко через відносно невисоку вартість та задовільну технологічність при обробленні.

В таблиці 5.4 наведено приклади використання вуглецевих конструкційних якісних сталей.

Таблиця 5.4 – Сталі вуглецеві конструкційні якісні (ДСТУ 7809:2015)

<i>Група сталі</i>	<i>Маркування</i>	<i>Використання</i>
Низьковуглецеві (0,05...0,08 % С)	05, 08	Мають малу міцність та високу пластичність, використовуються без термічного оброблення для холодного штампування, холодного вичавлювання: кузови автомобілів, корпуси приладів, прокладки, трубки тощо
Маловуглецеві (0,10...0,30 % С)	10, 15, 20, 25	Для деталей, що піддають цементації (ціануванню) та працюють на зношування без великих навантажень: втулки, осі кулачкових валиків, кільця ланцюгів тощо
Середньовуглецеві (0,30...0,50 % С)	30, 35, 40, 45, 50	Після нормалізації, поліпшення чи поверхневого гартування для деталей, що зазнають згинання, обертання, зношування, ударного навантаження: колінчасті та розподільні вали, плунжери, шестерні та вали редукторів тощо
3 вмістом вуглецю 0,55...0,80 %	55, 60, 65, 70, 75, 80	Після гартування та середньотемпературного відпускання мають високі пружні властивості та використовуються для виготовлення невеликого розміру у перерізі пружин, ресор тощо
Примітка. Вміст сірки $\leq 0,04$ %, фосфору $\leq 0,035$ %. Маркуються двома цифрами, що вказують на середній вміст вуглецю в сотих частках відсотка.		

Автоматні сталі – це конструкційні сталі, що добре обробляються різанням внаслідок утворення ламкої стружки. До складу цих сталей вводять сірку (до 0,3%), фосфор (до 0,15%) або свинець (до 0,3%) та селен (0,1%), що сприяють утворенню ламкої стружки, букви С і Е позначають додаток свинцю та селену, відповідно. Маркують: А12 – автоматна сталь, що містить 0,12%С; А35Е – автоматна сталь, що містить 0,35%С, 0,1% селену. В таблиці 5.5 наведені приклади використання автоматних сталей.

Інструментальні вуглецеві сталі 0,7...1,3%С – переважно евтектоїдні або заевтектоїдні сталі. Вони бувають якісними У7, У8, ...,

У13 та високоякісними У7А, У8А, ..., У13А. Буква «У» вказує, що сталь вуглецева інструментальна, а число – середній вміст вуглецю у десятих частках відсотка, наприклад, У10 – вуглецева інструментальна сталь, що містить 1,0%С, У12А – вуглецева інструментальна високоякісна сталь, що містить 1,2%С. Буква «А» в кінці марки означає, що сталь високоякісна і має знижений вміст сірки та фосфору ($\leq 0,018 \% S, \leq 0,025 \% P$). Їх використовують для виготовлення інструменту різального, вимірювального та штампового і для деформування. Інструмент використовують після термічного оброблення. В таблиці 5.6 (ДСТУ 3833-98) наведено приклади використання вуглецевих інструментальних сталей.

Таблиця 5.5 – Автоматні сталі (ДСТУ 8968:2019)

<i>Група сталі</i>	<i>Маркування</i>	<i>Використання</i>
Вуглецева, що містить сірку	A10, A12, A20, A30, A35	Деталі складної конфігурації з вимогами високої точності розмірів та низької шорсткості поверхні: шестерні, валики, заслінки, клапани, кільця, пальці, ходові гвинти металорізальних верстатів, деталі кріплення тощо
Вуглецева, що містить свинець	AC14, AC40	Те саме

Таблиця 5.6 – Сталі вуглецеві інструментальні

<i>Група</i>	<i>Маркування</i>	<i>Використання</i>
1	У7, У7А, У8, У8А	Інструменти для слюсарно-монтажних робіт та оброблення деревини: сокири, пили, фрези, молотки тощо
2	У9, У9А, У10, У10А	Для оброблення металу: штампи для холодного штампування, фрези, зенкери, відкрутки, калібри
3	У12, У12А, У13, У13А	Інструменти, що не піддаються ударним навантаженням: напильники, шабери, інструмент для гравірування

Вплив вмісту вуглецю на механічні властивості вуглецевих сталей. Зі збільшенням в сталі вмісту вуглецю зростає кількість фази Fe_3C (див.рис.5.1), яка має високу твердість і крихкість. Частинки цементиту є перепоною на шляху переміщення дислокацій. Внаслідок цього зростають міцність і твердість сталі, знижуються показники ударної в'язкості та пластичності (рис.5.4). Зменшення міцності заевтектоїдних сталей зумовлено наявністю крихкої сітки структурно вільного цементиту, розташованого по межах зерен перліту. Твердість сталі монотонно зростає зі збільшенням вмісту вуглецю.

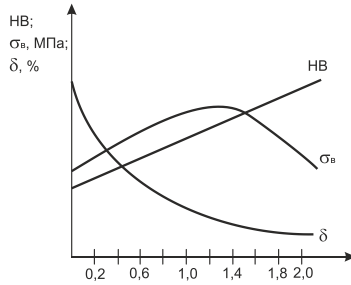


Рисунок 5.4 – Вплив вмісту вуглецю на механічні властивості (σ_v , δ , НВ) сталі

5.3 Чавуни. Чавунами називають сплави заліза з вуглецем, що містять більше 2,14 %С. Крім вуглецю чавун містить корисні домішки Si (0,8...3,8%), Mn (0,5...1,0%), а також шкідливі домішки P (0,2...0,3%), $S \leq 0,15\%$. Чавуни мають невелику вартість, добрі ливарні властивості, достатні міцність, зносостійкість.

Класифікація чавунів:

1. За станом вуглецю (вільний – у вигляді графіту або зв'язаний – у вигляді цементиту Fe_3C): білий, половинчастий, сірий, ковкий, високоміцний.

2. За формою включень графіту – сірий з пластинчастим графітом (СЧ), високоміцний чавун з кулястим графітом (ВЧ), чавун з вермікулярним графітом (ЧВГ), ковкий чавун (КЧ) з пластівчастим графітом. Механічні властивості чавунів залежать від форми, розміру графітних частинок та структури основи.

3. За типом металевої основи (матриці) – феритний, ферито-перлітний, перлітний.

4. За хімічним складом – нелеговані та леговані чавуни.

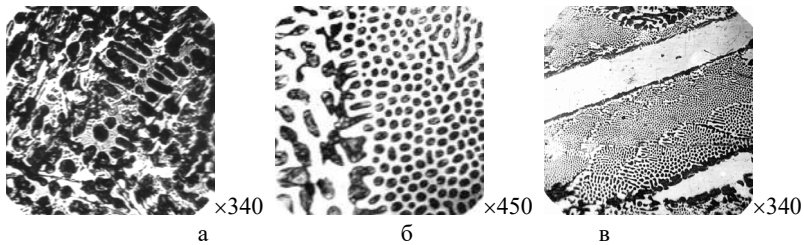
Фази та структурні складові чавунів. В чавунах (як в сталях) можуть бути присутніми такі фази та структурні складові як ферит, аустеніт, цементит, перліт та графіт. Внаслідок вищого, порівняно з вуглецевими сталями, вмісту кремнію, твердість та міцність фериту та перліту в чавуні вищі, ніж у сталі. Твердість фериту при вмісті кремнію 0,8% складає 900 МПа, а при 2,3% Si твердість сягає 1250 МПа. Міцність фериту при 2,0% Si складає 400 МПа. Твердість перліту в чавуні при 2,0% Si знаходиться в межах 2100...3300 МПа, міцність сягає 700 МПа.

Механічні властивості чавунів залежать від структури металевої основи, від форми, розмірів та кількості графіту.

Білий чавун. В білому чавуні весь вуглець знаходиться у зв'язаному стані у вигляді цементиту Fe_3C . Цементит надає зламу білого, блискучого вигляду. Процеси кристалізації та структурні перетворення в білих чавунах визначаються за допомогою метастабільної діаграми «залізо-цементит» ($\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$).

Імовірність утворення в рідкій фазі (або аустеніті) метастабільного цементиту, який містить 6,67%С, значно більша ніж графіту (100%С). Тому в умовах прискореного охолодження кінетично вигідніше утворення цементиту, незважаючи на те, що при всіх температурах кристалізації термодинамічно стабільнішою фазою є графіт.

Вміст вуглецю визначає структурні класи білих чавунів: доєвтектичні ($2,14\% < \text{C} < 4,3\%$), евтектичний (4,3%), заєвтектичні ($> 4,3\%$). Мікроструктура білих чавунів наведена на рис.5.5.



а – доєвтектичний чавун (структура Л + П + Ц_п);
б – евтектичний чавун (структура Л(П + Ц));
в – заєвтектичний чавун (структура Л + Ц_п)

Рисунок 5.5 – Мікроструктура білого чавуну
(при друкуванні зменшено в 2 рази)

Велика кількість цементиту в структурі білих чавунів (64% при 4,3%С) зумовлює їх високу твердість (540...550 НВ), низьку пластичність ($\delta \approx 0,1 \dots 0,2\%$), крихкість та неможливість оброблення різанням. Їх велика твердість зумовлює підвищену зносостійкість в умовах абразивного зносу. Через усе це досить обмежено використовують лише доєвтектичні білі чавуни: прокатні валки, кулі млинів для помолу руди тощо.

Білі чавуни не маркуються.

Сірий чавун. Це сплав, в якому вуглець частково або повністю знаходиться у вільному стані в вигляді пластинчастого графіту. Графіт надає зламу сірого забарвлення. Найширше викорис-

товуються чавуни із вмістом 3,4...3,8% С. Що вищою є концентрація вуглецю в чавунах, то більше утворюється графіту і нижчими є його механічні властивості. Структура сірих чавунів формується при дуже повільному охолодженні відповідно до стабільної діаграми рівноваги Fe-C (рис.5.6).

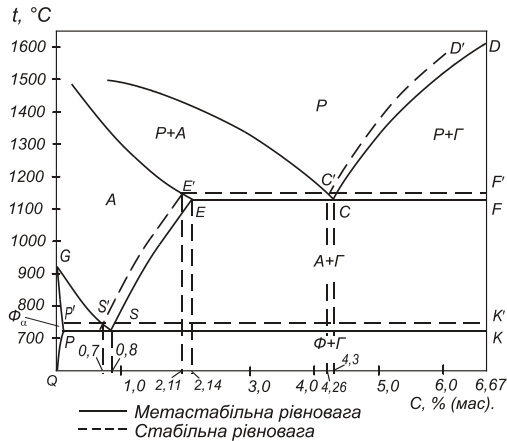


Рисунок 5.6 – Стабільна діаграма стану Fe-C

Виділення графіту із рідини або із аустеніту відбувається у вузькому інтервалі температур між лініями стабільної та метастабільної діаграми, в умовах малих переохолоджень. На процес графітизації (виділення графіту) впливає не тільки швидкість охолодження, але й хімічний склад чавуну. Елементи Si , Ni , Cu та Al називають *графітизаторами*. Вони розширюють інтервал між лініями стабільної та метастабільної діаграми і збільшують можливість утворення в сплаві графіту. Основний графітизатор – кремній. Вміст кремнію у сірому чавуні складає 1...3%. Елементи карбідоутворювачі Mn , Cr , Mo та W , навпаки, сприяють утворенню цементиту.

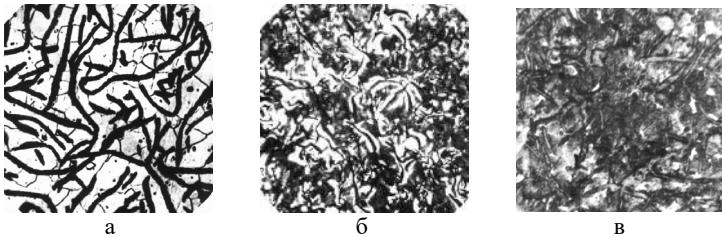
Структура сірих чавунів (СЧ) формується внаслідок виділення аустеніту та графіту. В доевтектичних чавунах кристалізація починається з виділення кристалів аустеніту, а в заевтектичних чавунах твердіння починається з виділення графіту первинного і закінчується в обох випадках евтектичним перетворенням. При підвищеній швидкості охолодження та певному хімічному складі евтектична кристалізація може проходити з одночасним виділенням графіту та цементиту. Такі чавуни називають полови-

нчастими. Кінцеву структуру металевої основи СЧ визначає евтектоїдне перетворення. В залежності від складу та умов охолодження аустеніт розпадається згідно стабільній діаграмі за евтектоїдною реакцією $A \rightarrow \Phi + \Gamma$ і матриця має феритну структуру, або $A \rightarrow \Phi + \Pi$, тоді формується перлітна основа, якщо одночасно відбуваються обидві евтектоїдні реакції, тоді в СЧ утворюється ферито-перлітна основа.

Графіт в СЧ має пластинчасту форму, яка в площині шліфа має вигляд пластин.

Структура чавуну залежить від вмісту вуглецю та кремнію, а також швидкості кристалізації. Змінюючи швидкість охолодження та вміст основних елементів (вуглецю та кремнію) можна отримати чавун з різною структурою та властивостями – від білого до феритного сірого чавуну.

За будовою металевої основи СЧ поділяють на феритні (структура $\Phi + \Gamma$), ферито-перлітні (структура $\Pi + \Phi + \Gamma$), перлітні (структура $\Pi + \Gamma$). Мікроструктура наведена на рис.5.7.



а – феритний чавун (структура $\Phi + \Gamma$);
 б – ферито-перлітний чавун (структура $\Phi + \Pi + \Gamma$);
 в – перлітний чавун (структура $\Pi + \Gamma$)

Рисунок 5.7 – Мікроструктура сірого чавуну
 ($\times 340$, при друкуванні зменшено в 2 рази)

Пластинчаста форма графіта є своєрідним надрізом (мікротріщиною), що знижує границю міцності при розтягуванні, при цьому що дисперсніші графітні частинки, то вищі властивості чавуну. Введення в чавун модифікаторів першого роду приводить до збільшення кількості центрів графітизації та подрібнення частинок графіту.

Структура металевої основи впливає на границю міцності при стисненні, твердість, зносостійкість, які підвищуються при

збільшенні кількості перліту. Ферит, навпаки, зменшує міцність та зносостійкість чавунів.

Згідно ДСТУ 8833:2019 сірі чавуни маркують буквами та цифрами (СЧ100, СЧ150). Цифра відповідає мінімальному значенню границі міцності при розтягуванні ($\sigma_B = 100\text{МПа}$ та 150МПа).

Сірий чавун застосовують для виготовлення сільськогосподарських машин, верстатів, автомобілів, тракторів, металургійного устаткування.

Модифікування – це додавання спеціальних речовин при плавленні або розливанні сплавів для поліпшення їх структури та властивостей. За впливом на процеси кристалізації чавуну розрізняють *модифікатори I та II роду*. До *модифікаторів I роду* відносяться силікокальцій, титан, цирконій, феросиліцій або силікоалюміній (0,5...0,8 %). Вони призначені для подрібнення зерен та включень графіту. *Модифікатори II роду* – це поверхнево-активні речовини, що мають атомний розмір значно більший за розмір атомів заліза, внаслідок чого вони знаходяться не в твердому розчині, а на міжфазній поверхні. Через це поверхнево-активні елементи знижують поверхневу енергію межі поділу «рідина–тверда фаза», що зменшує критичний розмір зародка та змінює його форму. Так, наприклад, введення в ківш, в струмінь розплаву або в ливарну форму поверхнево-активних елементів *магнію, церію* сприяє глобуляризації частинок графіту у чавуні.

Високоміцний чавун. Чавун, в якому вуглець частково або повністю знаходиться у вільному стані у вигляді кулястого (глобулярного) графіту. Кристалізаційні процеси проходять відповідно до стабільної діаграми Fe-C (рис.5.5). Структуроутворення в високоміцних чавунах при первинній та вторинній кристалізаціях аналогічні процесам в сірому чавуні. Високоміцний чавун отримують шляхом введення у рідкий сірий чавун *модифікаторів II роду* (Mg чи Ce в концентрації 0,03...0,07%). Кількість модифікаторів визначається вмістом в чавуні вуглецю, кремнію та сірки. Поверхнево-активні речовини, осідаючи на поверхні фаз, що кристалізуються, зменшують поверхневу енергію на межі поділу «рідина–тверда фаза», критичний розмір зародка та його форму. Внаслідок дії модифікаторів графіт в процесі кристалізації набуває не пластинчастої, а кулястої форми.

Високоміцний чавун має високі механічні властивості, що зумовлено кулястою формою графіту, який значно менше, ніж пластинчастий в сірому чавуні, послаблює металеву основу. Відносне видовження високоміцних чавунів у залежності від марки може змінюватися від 2 до 12%. Структура металевої основи високоміцних чавунів може бути феритною, перлітно-феритною або перлітною. Мікроструктура наведена на рис.5.8.



- а – феритний чавун (структура Ф + Г);
 б – ферито-перлітний чавун (структура Ф + П + Г);
 в – перлітний чавун (структура П + Г)

Рисунок 5.8 – Мікроструктура високоміцного чавуну
 (×340, при друкуванні зменшено в 2 рази)

Найбільшу пластичність ($\delta \leq 12\%$) мають феритні, а найвищу твердість і міцність ($\sigma_B \geq 500$ МПа) – перлітні високоміцні чавуни.

Високоміцні чавуни маркують згідно з ДСТУ 3925-99 буквами ВЧ та цифрами, які вказують на мінімальне значення тимчасового опору під час розтягнення в МПа та через дефіс – мінімальне значення відносного видовження у відсотках. Наприклад: ВЧ420-12 ($\sigma_B = 420$ МПа, $\delta = 12\%$).

Високоміцні чавуни використовують для виготовлення відповідальних деталей, що працюють в умовах дії ударних і знакозмінних напружень та зношення: колінчасті вали, деталі прокатних станів, траверс пресів; корпуси компресорів, крупногабаритних штампів, шестерен, ступиць коліс, корпуса гідротурбін, тощо.

Чавун з вермікулярним графітом. Чавун з вермікулярним графітом займає проміжний стан між чавунами з пластинчастою та кулястою формою (лат.vermicula – черв'як). Графітні вкраплення мають черв'якоподібну форму, пластинки скорочені і закруглені. Вермикулярні включення поліпшують ливарні власти-

вості; така форма графіту порівняно з пластинчастою у сірому чавуні поліпшує механічні властивості (табл. 5.7).

Таблиця 5.7 – Властивості чавунів із пластинчастою, вермікулярною та кулястою формами графіту

Властивості	Чавун з пластинчастим графітом	Чавун з вермікулярним графітом	Чавун з кулястим графітом
σ_B , МПа	100...400	300...600	350...900
$\sigma_{0,2}$, МПа	-	230...450	250...600
δ , %	<1,0	0,5...8,0	3...25
σ_{3T} , МПа	300...600	500...800	800...1200
Твердість, МПа	1400...3000	1350...2800	1400...3500

Для отримання чавуну з вермікулярним графітом, використовують ті ж поверхнево-активні домішки, що і для високоміцного чавуну, але у меншій кількості (0,015...0,02%Mg; 0,02...0,06%Ce).

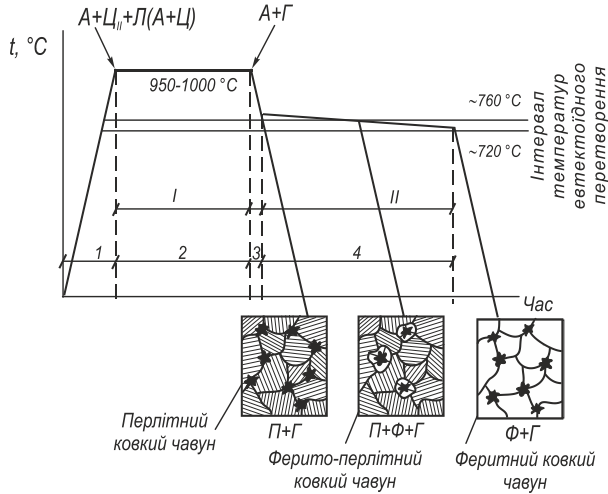
До переваг чавуну з вермікулярним графітом, порівняно з високоміцним чавуном, можна віднести вищу теплопровідність та меншу схильність до вибілу. Механічні властивості чавунів із вермікулярним графітом менше залежать від швидкості охолодження, на відміну від сірих чавунів. Маркують за таким же принципом, як і високоміцний чавун (ЧВГ 300-4).

Використовують чавуни з вермікулярним графітом для великих відливок складної конфігурації (деталі дизелів), які працюють в умовах динамічних та термоциклічних навантажень).

Ковкий чавун. Це високовуглецевий сплав, в якому вуглець частково або повністю знаходиться у вільному стані, у вигляді пластівчастого графіту. Ковкий чавун отримують в результаті графітизаційного відпалення відливок білого доєвтектичного чавуну, що містить 2,5...3,0% С, 0,7...1,5% Si, 0,3...1,0% Mn. Для гальмування утворення графіту у вихідній відливці концентрацію кремнію обмежують. Також обмежують концентрацію марганцю, тому що він гальмує розпад цементиту при відпаленні. Внаслідок відпалення утворюються включення графіту пластівчастої форми, що забезпечує підвищену пластичність ($\delta \approx 20\%$).

Графітизаційне відпалення (рис.5.9) проводять у дві стадії: відливки, запаковані в ящики або завантажені в піч із захисною атмосферою, нагрівають до температури першої стадії 950...1000 °С. На початку ізотермічної витримки структура відливок А + Л + Ц_{II}.

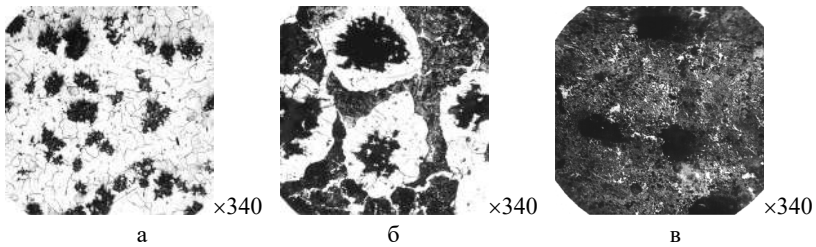
Через те, що термодинамічно стабільною є фазова суміш $A + \Gamma$, а не $A + \text{Ц}$, у процесі витримки внаслідок розчинення Fe_3C флуктуаційно з'являються та ростуть зародки графіту. Після завершення першої стадії структура чавуну $A + \Gamma$. При охолодженні від 1000°C надлишок вуглецю виділяється з аустеніту (згідно лінії діаграми ES), який нашаровується на графітних частинках чи утворює цементит вторинний. Перетворення останнього ($\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow A + \Gamma$) приводить до росту графітних частинок (проміжна стадія).



- 1 – нагрівання; 2 – перша стадія графітизації;
3 – проміжна стадія; 4 – друга стадія графітизації

Рисунок 5.9 – Схема графітизаційного відпалення білого чавуну

Чавуни – багатокомпонентні сплави, евтектоїдне перетворення в яких проходить в інтервалі $760\dots 720^\circ\text{C}$. Тому при повільному охолодженні в цьому інтервалі температур або довготривалій ізотермічній витримці при 720°C проходить друга стадія графітизації. При цьому можливе перетворення аустеніту в перліт із наступним перетворенням його цементиту на ферит і графіт або безпосереднє перетворення аустеніту на феритно-графітну суміш. В залежності від повноти графітизації на другій стадії внаслідок відпалення одержують перліто-феритні або феритні чавуни. Якщо у відливках не відбувається друга стадія – отримують перлітні ковкі чавуни. Мікроструктуру чавунів наведено на рис.5.10.



а – феритний чавун (структура Ф + Г);
 б – ферито-перлітний чавун (структура Ф + П + Г);
 в – перлітний чавун (структура П + Г)

Рисунок 5.10 – Мікроструктура ковкого чавуну
 (при друкуванні зменшено в 2 рази)

Ковкий чавун згідно ГОСТ 1215-79 було прийнято маркувати: КЧ 37-12, КЧ 30-6. Перша цифра в марці вказує на мінімальне значення границі міцності на розтягування, а друга – відносне видовження (наприклад: $\sigma_{\text{в}} = 37 \text{ кгс/мм}^2 = 370 \text{ МПа}$; $\delta = 12 \%$).

З ковких чавунів виготовляють деталі машин, що витримують знакозмінні, вібраційні та ударні навантаження: картери редукторів, гаки, штампи холодного деформування.

В таблиці 5.8 наведено деякі марки чавунів, їх хімічний склад та призначення.

Таблиця 5.8 – Хімічний склад та призначення чавунів

Марка чавуну	Вміст елементів, %					Призначення
	C	Si	Mn	$\leq P$	$\leq S$	
1	2	3	4	5	6	7
<i>Сірі чавуни (ДСТУ 8833:2019)</i>						
СЧ 150	3,5... 3,7	2,0... 2,4	0,5... 0,8	0,2	0,15	Відливки картерів, кришок, гальмівних барабанів, корпуси редукторів, радіатори опалення.
СЧ 300	3,0... 3,2	1,3... 1,9	0,7... 1,0	0,2	0,12	Відливки відповідального призначення – блоки та голівки циліндрів, гільз, маховиків в автомобіле- та тракторобудуванні; елементи парових котлів та трубопроводів.
<i>Високоміцні чавуни (ДСТУ 3925-99)</i>						
ВЧ 420-12	2,7... 3,8	0,5... 2,9	0,2... 0,6	0,1	0,02	Обладнання прокатних станів, корпуси парових турбін, гідротурбін, кронштейни тощо.

1	2	3	4	5	6	7
ВЧ 600-3	3,0... 3,6	2,4... 2,8	0,4... 0,7	0,1	0,02	Для деталей, що працюють при ударних знакозмінних навантаженнях: колінчасті вали, поршні, валки прокатних станів тощо.
<i>Чавуни із вермікулярним графітом (ДСТУ 3926-99)</i>						
ЧВГ 300-4	3,5... 3,8	2,2... 3,0	0,2... 1,6	0,08	0,025	Деталі, що працюють при підвищених циклічних механічних навантаженнях: базові деталі станків, кришки та голівки циліндрів, гальмівні диски високошвидкісних потягів тощо.
ЧВГ 450-1	3,1... 3,5	2,0... 2,5	0,8... 1,2	0,05	0,025	Деталі, що працюють при значних механічних навантаженнях, в умовах тертя, зносу, гідрокавітації: поршні та гільзи ДВЗ, корпуси гідроапаратури високого тиску тощо.
<i>Ковкий чавун</i>						
КЧ 30-6	2,6... 2,9	1,0... 1,6	0,4 ...0, 6	0,18	0,20	Для деталей, що працюють при статичних та динамічних навантаженнях: шестерні, пальці, кронштейни двигуна, гальмівні колодки тощо.
КЧ 45-7	2,5... 2,8	1,1... 1,3	0,3 ...1, 0	0,10	0,20	Деталі, що працюють при високих статичних та динамічних навантаженнях: маточини коліс, гальмівні барабани, кришки вальниць колінчастого валу, втулки тощо.

6. СТРУКТУРНІ ТА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СТАЛЯХ ПРИ НАГРІВАННІ

Такі технологічні процеси як термообробка та зварювання, в основі яких полягає нагрівання металу до високих температур, приводять до зміни фазового стану. Основною фазою, що утворюється при нагріванні, є аустеніт. З ним пов'язані головні фазові перетворення, що відбуваються в сталях при нагріванні та охолодженні. В 5 розділі розглянуті фазові перетворення, які відбуваються в сталях при повільному нагріванні та охолодженні, але на стан А (гомогенність, розмір зерна тощо) і відповідно на фазові перетворення при охолодженні і властивості сталі суттєво впливає хімічний склад сталі та умови нагріву.

Основні фазові перетворення в сталях:

1. Перетворення перліту в аустеніт ($\text{П} \rightarrow \text{А}$) при нагріванні.
2. Перетворення аустеніту в перліт ($\text{А} \rightarrow \text{П}$) при охолодженні.
3. Перетворення аустеніту в мартенсит ($\text{А} \rightarrow \text{М}$) при швидкому охолодженні.
4. Розпад мартенситу при нагріванні сталі.

Критичні точки (температури фазових перетворень) сталі позначають таким чином:

A_1 відповідає лінії PSK , тобто лінії евтектоїдного перетворення $A \rightleftharpoons \text{П}$. В рівновазі знаходяться фази А, Ф, Ц;

A_3 відповідає лінії GS поліморфного перетворення $A(\gamma) \rightleftharpoons \Phi(\alpha)$. В рівновазі знаходяться фази А та Ф;

A_{cm} відповідає лінії SE початку утворення (при охолодженні) або розчинення (при нагріванні) цементиту вторинного в аустеніті. В рівновазі знаходяться фази А та Ц;

A_4 відповідає лінії NJ поліморфного перетворення $\Phi(\delta) \rightleftharpoons A(\gamma)$. В рівновазі знаходяться фази δ -Ф та А.

Рівноважні температури фазових перетворень визначають при дуже малих швидкостях охолодження і нагрівання. В реальних умовах критичні точки при нагріванні й охолодженні не збігаються з рівноважними і між ними існує гістерезис (відставання) температур, величина якого залежить від дійсної швидкості охолодження чи нагрівання. Тому кри-

тичні точки позначають додатковими індексами: c – при нагріванні (з французької *chofage*) та r – при охолодженні (з французької *rechofage*), наприклад: Ac_1, Ar_3 .

Фазові перетворення в сталях різних структурних класів при нагріванні до температури існування A наведено на рис.6.1.

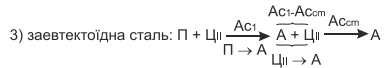
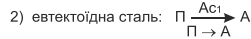
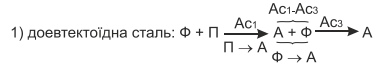
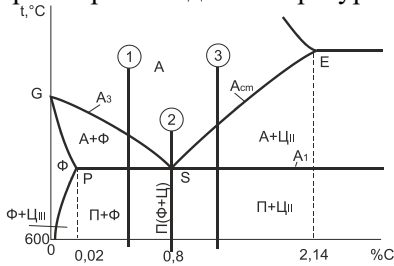
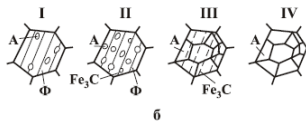
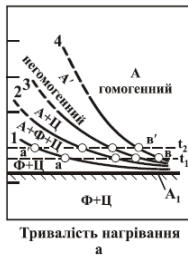


Рисунок 6.1 – Фазові перетворення в сталі при нагріванні

Перетворення П в А при нагріванні. Утворення А при нагріванні проходить за *дифузійним механізмом*. Розглянемо перетворення ферито-цементитної суміші (перліту) в аустеніт на прикладі евтектноїдної сталі (рис. 6.2).



а – схема ізотермічного утворення аустеніту: лінії 1-3 – перетворення перліту в аустеніт, 1 – початок перетворення перліту в аустеніт,

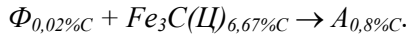
2 – кінець перетворення Ф перліту в аустеніт, 3 – повне розчинення цементиту перліту в аустеніті, 4 – завершення гомогенізації аустеніту (A' – аустеніт негомогенний, A – аустеніт гомогенний);

б – поступові стадії перетворення перліту в аустеніт

Рисунок 6.2 – Перетворення ферито-цементитної структури в аустеніт при нагріванні евтектноїдної сталі

При нагріванні евтектноїдної сталі трохи вище критичної температури A_1 (727°C) ферито-цементитна суміш (перліт) перетворюється на аустеніт. Перетворення складається з двох процесів, що проходять одночасно: поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу ($\text{Ф} \rightarrow \text{А}$)

та розчинення цементиту в аустеніті:



Аустеніт при температурах трохи вище A_1 містить 0,8% С. Утворення зародків аустеніту з таким вмістом вуглецю можливо завдяки флуктуаціям концентрації вуглецю в фериті. Зародки аустеніту утворюються на межах поділу фериту та цементиту (рис. 6.2, б), де наявність дефектів зменшує роботу утворення зародків і більша вірогідність флуктуаційного виникнення в фериті зародків критичного розміру з вмістом $\sim 0,8\%$ С. Зародок аустеніту за вмістом вуглецю неоднорідний. Ділянки A біля цементиту мають вищу концентрацію вуглецю. Внаслідок неоднорідності концентрацій відбувається дифузія атомів вуглецю в аустеніті у напрямку від межі з цементитом до ділянок, що межують з феритом. Це призводить до порушення рівноваги на міжфазних поверхнях між аустенітом та вказаними фазами. Встановлення рівноваги досягається за рахунок подальшого розчинення цементиту в аустеніті та переходу атомів вуглецю у ферит, що полегшує його перетворення в аустеніт. Після зникнення меж зерен між феритом та цементитом, де переважно зароджується аустеніт, відбувається лише ріст зерен аустеніту без появи нових зародків аустеніту. Ріст зерен аустеніту внаслідок поліморфного перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ відбувається швидше, ніж розчинення цементиту, тому після перетворення фериту в аустеніт в структурі сталі зберігається ще деяка кількість цементиту (рис. 6.2, б) і для його розчинення в аустеніті тривалість ізотермічної витримки необхідно збільшити. Аустеніт, що утворився за наведеною схемою, неоднорідний за хімічним складом і для його гомогенізації потрібен додатковий час.

Оскільки в кожній перлітній колонії зароджується декілька центрів кристалізації аустеніту, перетворення приводить до того, що в межах перлітної колонії виростає декілька зерен аустеніту, тобто утворюється більш дрібнозерниста структура (відбувається **фазова перекристалізація**).

При нагріванні доєвтектоїдної або заєвтектоїдної сталей процес аустенітизації ускладнюється перетворенням структурно вільного фериту в аустеніт або розчиненням надлишкового цементиту в аустеніті. Зародки аустеніту в доєвтектоїдних сталях можуть виникати на межах зерен фериту (феритна сітка) і дифузія

вуглецю вздовж міжфазної межі полегшує розчинення цементиту в фериті, що призводить до перетворення фериту в аустеніт.

Під час довготривалої витримки після завершення аустенітизації або підвищенні температури нагрівання розпочинається процес збиральної рекристалізації, тобто ріст зерен аустеніту. Швидкість росту аустенітних зерен при цьому неоднакова у різних сталей і значною мірою залежить від наявності карбідоутворювачів та способу розкислення при плавленні.

Фактори, що впливають на перетворення П в А:

1. Процес перетворення перліту в аустеніт значно інтенсифікується з підвищенням температури (рис.6.2, а). Це пояснюється з одного боку пришвидшенням дифузійних процесів, а з іншого – збільшенням градієнту концентрації вуглецю в аустеніті.

2. Швидкість перетворення ферито-цементитної структури в аустеніт, окрім температури нагрівання та кількості цементиту, залежить також від її вихідного стану. Чим дисперсніші пластини фериту та цементиту, тим більше виникає зародків аустеніту та коротше дифузійний шлях, внаслідок чого швидше відбувається процес аустенітизації та утворюється більш дрібне зерно аустеніту.

3. Аустенітизацію пришвидшує збільшення концентрації вуглецю: чим більше в сталі вуглецю, тим більша кількість цементиту та більша сумарна поверхня поділу між феритом та цементитом, де виникають зародки А.

4. Введення в сталь елементів-карбідоутворювачів (Cr , Mo , W , V , інші), що утворюють легований цементит M_3C (наприклад $(Fe,Cr)_3C$) або спеціальні карбіди типу $M_{23}C_6$, M_6C , MC (наприклад, $(Cr,Fe)_7C_3$, $(Fe,Mo)_6C$, VC), які розчиняються в аустеніті при високих температурах, затримує аустенітизацію. Процес гомогенізації аустеніту також потребує більшого часу, оскільки дифузійна рухомість атомів легувальних елементів в ГЦК гратці γ -заліза значно менша, ніж вуглецю. Тому при відпаленні легованих сталей збільшується витримка для завершення усіх фазових перетворень.

5. При збільшенні швидкості нагрівання підвищуються температури перетворення перліту в аустеніт, розчинення фериту і гомогенізація аустеніту, що призводить до зменшення розміру зерна А.

Ріст зерна А при нагріванні. В залежності від умов нагрівання та складу сталі одержують зерно аустеніту різного розміру,

що значною мірою впливає на властивості продуктів його перетворення. Швидкість росту зерен А неоднакова і залежить від наявності легувальних елементів-карбідоутворювачів та способу розкислення. За схильністю до росту зерна А сталі поділяють на дві групи: *спадково дрібнозернисті* та *спадково крупнозернисті*.

В спадково дрібнозернистих сталях ріст зерна незначний до температур 1000...1050°C. В цю групу потрапляють сталі розкисленні алюмінієм, який утворює дисперсні нітриди AlN, що стримують ріст зерна аустеніту. Також наявність карбідних частинок Ц_{II} в заевтектоїдній сталі стримує ріст зерна в інтервалі температур A_{c1} - A_{cm} . В сталях легованих *Ti*, *V*, *Zr*, *Nb*, *W*, *Mo* утворюються стійкі при температурах аустенітизації карбіди, що розташовуються на межах зерен аустеніту та також стримують ріст зерен.

В спадково крупнозернистих сталях зерно починає рости при перегріванні вище A_{c1} .

Продукти перетворення дрібнозернистого аустеніту мають більш високу міцність, пластичність, твердість, в'язкість у порівнянні з продуктами перетворення крупнозернистого аустеніту.

Сталі, що мають грубу крупнозернисту структуру, отриману внаслідок високотемпературного нагрівання, називають *перегрітими*. Крупне зерно зберігається в сталі і після її охолодження до кімнатної температури. Перегрівання, коли зерна виростають до граничного розміру, виправляється повторною аустенітизацією із нагріванням до більш низьких температур. *Перепалення* – це значне перегрівання, що супроводжується окисленням меж зерен великого розміру і відноситься до невивправного браку.

7. СТРУКТУРНІ ТА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СТАЛЯХ ПРИ ОХОЛОДЖЕННІ

В сталях зі структурою А при переохоложенні нижче температури A_1 аустеніт набуває метастабільного стану та зазнає ряд перетворень. Кінетику перетворення переохолодженого А описують за допомогою експериментально побудованих діаграм «час–температура–ступінь розпаду» або «ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту», тобто перетворення, що проходять при постійній температурі (діаграми ТТТ: time–temperature–transformation).

Ступінь розпаду А досліджують *мікроскопічним, магнітним, дилатометричним* та іншими методами. Для вивчення ізотермічного розпаду А зразки сталі нагрівають до температур існування стабільного А (вище критичних температур) та швидко охолоджують нижче A_1 і витримують при цих температурах деякий час. На основі проведених досліджень будують кінетичні криві (рис.7.1, а), які використовують для побудови ізотермічної діаграми перетворення переохолодженого А (рис.7.2, б).

Впродовж деякого часу (т. P_1, P_2 , та P_3 , рис.7.1, а) розпад А не фіксується. Цей період називається *інкубаційним*. Після завершення цього періоду А розпадається з утворенням стабільних структур. При підвищених температурах він проходить з утворенням ферито-цементитних сумішей. Швидкість розпаду спочатку велика і з часом уповільнюється. Через різні проміжки часу (т. K_1, K_2, K_3) процес поступово затухає та або повністю завершується чи призупиняється.

Побудувавши кінетичні криві в ізотермічних умовах при різних температурах (t_1, t_2, t_3) можна отримати діаграму ізотермічного перетворення переохолодженого А (рис.7.1, б). Лінія 1 – лінія початку перетворення А, лінія 2 – завершення перетворення А. Між лініями 1–2 проходить розпад переохолодженого А. Лінії 1 та 2 за подібністю форми до букви С *називають С-подібними кривими*. Область діаграми лівіше лінії 1 характеризує область *стійкості переохолодженого А (інкубаційний період)*: до 550°C стійкість зменшується, потім зростає. Правіше лінії 2 розташовується область продуктів розпаду А.

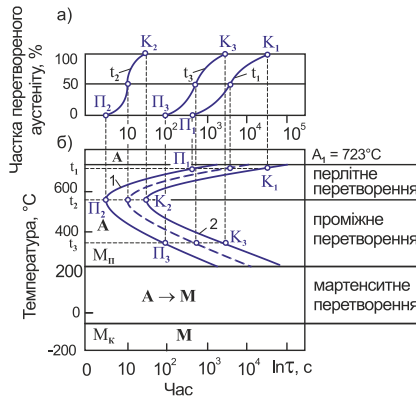
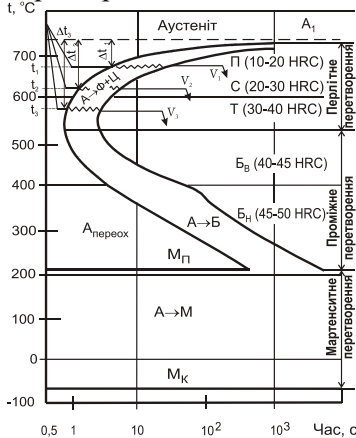


Рисунок 7.1 – Схема побудови діаграми ізотермічного перетворення переохолодженого А сталі У8

В залежності від ступеня переохолодження відносно t_{A_1} виділяють три області перетворення А (рис.7.1, б): *перлітну* (727...550 °С), *проміжну* (бейнітну) – 550...240 °С та *мартенситну* – 240...мінус 50 °С.

7.1 Перетворення аустеніту в перліт при охолодженні (перлітне перетворення А → П). Перетворення аустеніту в перліт $A_{0,8\%C} \rightarrow P(\Phi_{0,02\%C} + C_{6,67\%C})$ починається при деякому переохолодженні нижче A_1 (рис.7.2). Перетворення носить дифузійний характер.



v – криві охолодження ($v_3 > v_2 > v_1$);
 Δt – ступінь переохолодження ($\Delta t_1 = A_1 - t_1$, $\Delta t_3 > \Delta t_2 > \Delta t_1$);
 П – перліт;
 С – сорбіт;
 Т – троостит;
 М – мартенсит;
 $M_{П}$ та $M_{К}$ – температури відповідно початку та кінця мартенситного перетворення

Рисунок 7.2 – Діаграма ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту сталі У8

Ведучою фазою цього перетворення є цементит. Зазвичай зародки Ц утворюються на межах зерна А. Внаслідок росту зародків Ц прилеглі до нього ділянки А збіднюються вуглецем, що знижує його стійкість та приводить до поліморфного перетворення А в Ф. Зародки Ф утворюються на міжфазних межах з цементитом (рис.7.3). Внаслідок росту феритної пластинки прилеглі ділянки А збагачуються вуглецем і ростуть вже існуючі пластинки Ц. Внаслідок утворення та росту пластинок Ц знову створюються умови для утворення та росту нових пластинок Ф. Таким чином, відбувається колоніальний ріст пластинок Ц та Ф та утворення перлітних колоній.

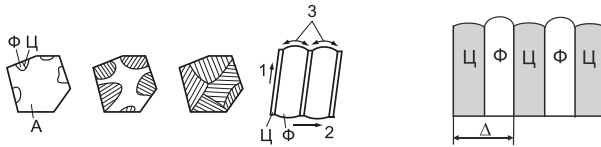


Рисунок 7.3 – Схема перетворення А в П (Δ – міжпластинчатая відстань)






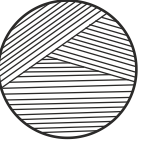
В залежності від ступеня переохолодження (Δt , рис.7.2) ферито-цементитна суміш буде мати різний ступінь дисперсності. Що вищий ступінь переохолодження, то більше утворюється центрів зародження пластин Ц, тим менша товщина (Δ) пластинок Ф та Ц в евтектоїді: $\uparrow v \Rightarrow \uparrow \Delta t \Rightarrow \downarrow \Delta$. Утворюються дисперсніші структури.

В результаті розпаду переохолодженого А в перлітній області утворюються пластинчасті структури перлітного типу: П – перліт, С – сорбіт та Т – троостит (табл.7.1). На відміну від перліту (евтектоїд) сорбіт та троостит називають *квазіевтектоїдом*. Вони не відносяться до рівноважних структур і містять вуглецю менше або більше 0,8%.

Між механічними властивостями сталі і міжпластинчатою відстанню існує залежність: зі зменшенням Δ зростає міцність і твердість, знижується відносне видовження і в'язкість сталі: $\uparrow \Delta \Rightarrow \uparrow \sigma_B, \sigma_T, HB$ та $\downarrow \delta, \psi, KCU$. Краще поєднання міцності, пластичності та в'язкості має сорбіт.

В доевтектоїдних сталях перетворення переохолодженого аустеніту починається з виділення кристалів надлишкового фериту в інтервалі $Ar_3 \dots Ar_1$ (рис.7.4, а), а в заевтектоїдних – з виділення цементиту вторинного в інтервалі $Ar_{cm} \dots Ar_1$ (рис.7.4, б).

Таблиця 7.1 – Температурний інтервал існування, твердість та схематичне зображення ферто-цементитних сумішей П, С, Т

Ферито-цементитна суміш (при друкуванні зменшено в 2 рази)	Температурний інтервал існування, °С	Δ , мкм	НВ	Схематичне зображення мікроструктури
<p><i>Перліт (П)</i></p>  <p>×10000</p>	A ₁ ...650	0,6... 1,0	150... 250	
<p><i>Сорбіт (С)</i></p>  <p>×10000</p>	600...650	0,25... 0,5	250... 330	
<p><i>Троостит (Т)</i></p>  <p>×10000</p>	550...600	0,1... 0,2	340... 400	

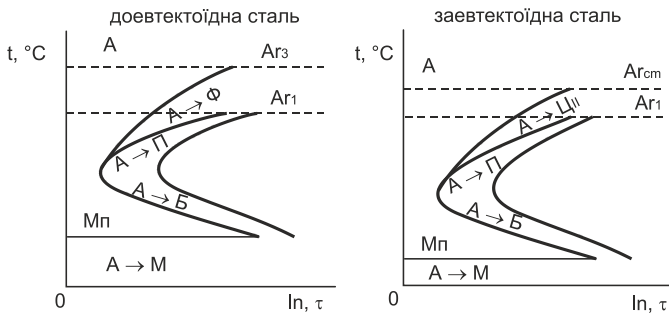
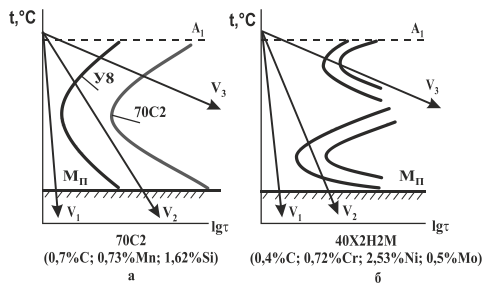


Рисунок 7.4 – Ізотермічні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту для доевтектійдної та заевтектійдної сталей

Введення в сталь легувальних елементів гальмує дифузійні процеси та змінює стійкість переохолодженого аустеніту і швидкість перетворення в перлітній і проміжній областях (рис.7.5). Всі легувальні елементи, крім кобальту, підвищують стійкість аустеніту та зменшують швидкість його перетворення; криві початку та кінця перетворення зсуваються праворуч, збільшується час інкубаційного періоду (рис.7.5, а). Елементи-карбідоутворювачі (Mn , Cr , W , Mo , Ti та інші), крім того, змінюють і форму С-кривих (рис. 7.5, б), відокремлюючи перлітну і бейнітну області перетворень та утворюючи два мінімуми стійкості переохолодженого А.



а – криві початку перетворення аустеніту для сталей У8 та 70С2;

б – діаграма перетворення аустеніту для сталі 40Х2Н2М

Рисунок 7.5 – Схеми діаграм ізотермічного перетворення аустеніту у вуглецевих і легованих сталях

7.2 Мартенситне перетворення. Щоб отримати мартенсит (М) сталь з аустенітного стану переохолоджують до низьких температур, при яких гальмується дифузійний перерозподіл вуглецю. Мартенситне перетворення проходить в інтервалі температур M_{Π} – M_K при безперервному охолодженні. Аустеніт переохолоджений до M_{Π} зазнає перетворення $A \rightarrow M$ за бездифузійним механізмом. Мартенситне перетворення полягає в закономірній перебудові ґратки, при якій атоми у вихідній фазі і фазі, що утворюється, не обмінюються місцями, а лише зсуваються відносно один одного на відстані, що не перевищують міжатомні. Внаслідок гальмування дифузійних процесів в сталі весь вуглець залишається у пересиченому твердому розчині ($A_{0,8\%C} \rightarrow M_{0,8\%C}$) і мартенсит має високий вміст С, що спотворює ґратку ОЦК α -Fe і вона набуває вигляду *тетрагональної* (ґратка ОЦТ), рис.7.6. Тобто мартенсит-

не перетворення можна назвати поліморфним перетворенням. Ступінь тетрагональності (c/a) ґратки залежить від вмісту вуглецю в сталі.

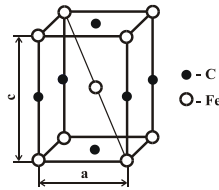


Рисунок 7.6 – Тетрагональна ґратка мартенситу (c/a – ступінь тетрагональності)

Таким чином, **мартенсит** – пересичений твердий розчин втілення атомів C в α -Fe, який має ґратку ОЦТ (об’ємноцентровану тетрагональну кристалічну ґратку).

Що більша концентрація вуглецю в сталі, то більший %C в М і тим більше спотворюється ґратка мартенситу та підвищується його твердість. Твердість М (при вмісті вуглецю в сталі %C > 0,5) становить $\geq 60\text{HRC}$. Мартенсит тверда, зносостійка, але крихка фаза. Високу твердість М можна пояснити:

- твердорозчинним зміцненням. Внаслідок пересичення твердого розчину вуглецем і утворенням тетрагональної ґратки;
- високим вмістом дефектів. Внаслідок фазового наклепу при перетворенні $A \rightarrow M$ зростає густина дислокацій до 10^9см^{-2} ;
- перебудова зсувом ГЦК в ОЦК можлива лише при когерентному зв’язку між ґратками зі збереженням когерентності, що приводить до значних пружних спотворень.

Особливості мартенситного перетворення.

1. Бездифузійність. В мартенситі фіксується така ж концентрація C , яка була у вихідному A . Атоми при перебудові кристалічних ґраток зміщуються на відстань менше міжатомного проміжку, а концентрація вуглецю в мартенситі залишається такою ж, яка була у вихідному аустеніті.

2. Незалежність від швидкості охолодження. Мартенситне перетворення проходить в інтервалі температур $M_{\text{П}}-M_{\text{К}}$ (рис.7.7) і не залежить від швидкості охолодження в цьому інтервалі (на відміну від перетворення в перлітній області).0

3. Температури початку ($M_{\text{П}}$) та кінця ($M_{\text{К}}$) мартенситного перетворення залежать від концентрації вуглецю та легувальних

елементів. Вуглець інтенсивно знижує температуру M_{Π} та M_K (рис.7.8). При вмісті вуглецю понад 0,6% температура M_K знаходиться біля 0°C . Легувальні елементи Co та Al підвищують температуру M_{Π} , кремній майже не впливає, а всі інші елементи знижують температуру M_{Π} .

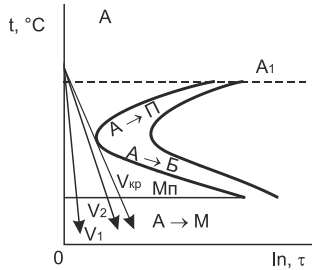


Рисунок 7.7 – Швидкості охолодження в мартенситній області

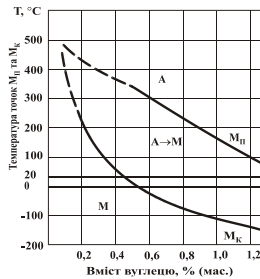


Рисунок 7.8 – Вплив вмісту вуглецю на температури M_{Π} та M_K у вуглецевих сталях

4. Мартенситне перетворення іде не до кінця. Для його розвитку необхідно постійне безперервне охолодження від M_{Π} до M_K , оскільки припинення охолодження і витримка при постійній температурі в цьому інтервалі зупиняє перетворення. Аустеніт, що не перетворився на M , називається залишковий ($A_{\text{зал}}$). Він завжди присутній в структурі загартованої сталі (навіть при охолодженні до M_K його кількість становить $\sim 5\%$). Наявність $A_{\text{зал}}$ знижує твердість сталі. Збільшення концентрації вуглецю в сталі приводить до зниження температури M_{Π} (рис.7.8) та збільшення кількості $A_{\text{зал}}$.

5. Безінкубаційність перетворення $A \rightarrow M$. Порівняно з перлітним, мартенситне перетворення не має інкубаційного періоду і по досягненні температури M_{Π} відразу, майже миттєво, утворює

ється деяка кількість кристалів мартенситу. Перетворення розвивається завдяки утворенню нових кристалів, попередні кристали, що утворилися при охолодженні в інтервалі $M_{\Gamma}-M_K$, в розмірах не збільшуються. Оскільки кристали M , що утворилися раніше, є бар'єрами для утворення наступних, то розмір кристалів M з часом охолодження зменшується.

6. Висока швидкість росту кристалів мартенситу. Вона приблизно дорівнює швидкості звуку в металі ($v_{\text{росту кристалів } M} \approx 1000 \text{ м/с}$). Окремий кристал M виростає за час $\tau_p \approx 10^{-7} \text{ с}$.

7. Між вихідним A та кристаллами M зберігається певна кристалогометрія. Кристали мартенситу закономірно орієнтовані у вихідному аустеніті: $(111)_A // (101)_M$ та $[\bar{1}\bar{1}0]_A // [11\bar{1}]_M$. Тобто, кристали M когерентно пов'язані з кристалами A , рис.7.9. Дві різні за типом кристалічні ґратки будуть когерентні, якщо вони мають одну загальну межу поділу (кристалографічна площина однієї ґратки плавно переходить в площину іншої ґратки).

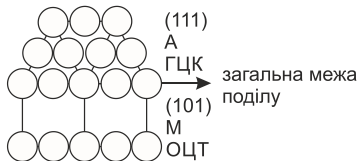


Рисунок 7.9 – Когерентний зв'язок A та M

8. Перетворення $A \rightarrow M$ супроводжується збільшенням об'єму. Збільшення об'єму металу в залежності від структури: $A \rightarrow P \rightarrow C \rightarrow T \rightarrow M$. На це треба зважати, оскільки швидке охолодження внаслідок фазових перетворень може приводити до появи тріщин.

Будова мартенситу.

1. Голчастий (пластинчастий) мартенсит. Він має форму тонких лінзоподібних пластин (рис.7.10, а), які мають середню лінію – мідріб з підвищеною густиною дислокацій. Довжина пластин обмежена розміром зерна A . При дослідженні в оптичному мікроскопі в перерізі шліфа мартенситні пластини схожі на голки, тому мартенсит називають голчастим (потрапляння пластини великою поверхнею в площину шліфа – дуже рідкісний випадок). Розмір голок M залежить від розміру зерна A : що дрібніше зерно

А, то дрібноголчастіший М та вища твердість. Мартенсит, який має вигляд дуже дрібних голок, називають безструктурним або скритокристалічним. Така структура характерна для правильно загартованої сталі. Пластинчастий чи голчастий мартенсит є низькотемпературним, його утворення спостерігається у високовуглецевих сталях і сплавах Fe-Ni.

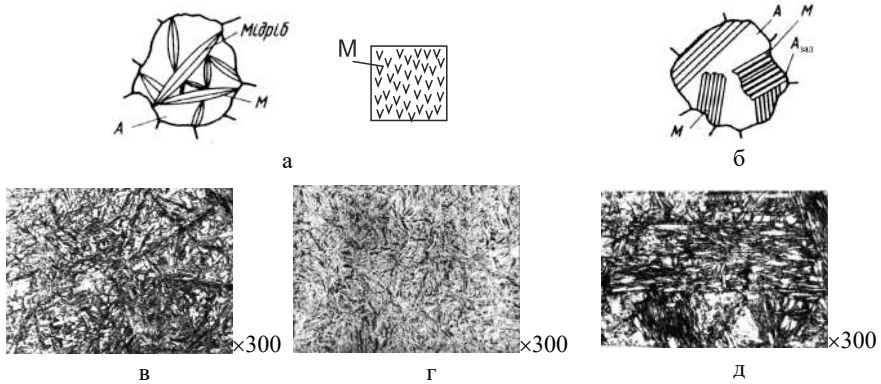
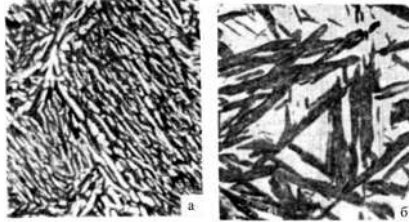


Рисунок 7.10 – Схема голчастого (а) та пакетного (б) мартенситу. Мікроструктура крупноголчастого (в), середньогластого (г) мартенситу при вмісті вуглецю в сталі $\geq 0,6\%$. Пакетний мартенсит (д) в сталі з вмістом вуглецю $\leq 0,5\%$ (при друкуванні зменшено в 2,5 рази)

2. Пакетний або рейковий мартенсит. Кристали М мають вигляд рейок (планок) витягнутих вздовж одного напрямку [111], рис. 7.10, б. Ці рейки об'єднані в пакети. В одному зерні А може бути декілька пакетів. Такий мартенсит спостерігається в загартованих низько- та середньовуглецевих сталях і конструкційних легованих сталях.

7.3 Проміжне (бейнітне) перетворення. При ізотермічній витримці в цій області утворюється структура бейніт. Проміжне перетворення поєднує в собі як елементи перлітного, так і елементи мартенситного перетворення. Воно проходить при температурах, коли самодифузія атомів заліза та дифузія атомів легувальних елементів майже неможлива, а швидкість дифузії атомів вуглецю ще достатньо висока. Бейніт складається з α -твердого розчину дещо пересиченого С, що утворився з А за мартенситним механізмом, і частинок карбідів. Розділяють верхній та нижній

бейніт. Верхній бейніт утворюється при температурах $\sim 550 \dots 350^\circ\text{C}$ (рис.7.2). Карбід має форму не пластинок (як в перліті), а окремих ізольованих частинок (рис.7.11, а). Нижній бейніт утворюється при температурах $350^\circ\text{C} \dots \text{M}_\text{п}$. Він має голчасту мартенситоподібну будову. Карбідні частинки розташовуються в пластинках α -фази (рис.7.11, б).



а – верхній бейніт, $\times 50000$; б – нижній бейніт та Азал, $\times 500$

Рисунок 7.11 – Мікроструктура бейніта (при друкуванні зменшено в 2 рази)

Для визначення швидкості охолодження, що забезпечить отримання необхідної структури, на практиці використовують експериментально побудовані *термокінетичні діаграми* перетворення переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні (рис. 7.12). Ці діаграми дозволяють визначити критичну швидкість охолодження $V_{кр}$ – *мінімальну швидкість*, при якій аустеніт перетворюється в мартенсит без розпаду на феритоцементитну суміш. При охолодженні із швидкістю меншою, ніж $V_{кр}$, утворюються структури перлітного типу, що видно на прикладі сталі У8 (табл. 7.2).

Критична швидкість охолодження ($V_{кр}$) – важлива технологічна характеристика, що залежить від хімічного складу сталі та температури аустенізації. Легувальні елементи, що підвищують стійкість переохолодженого аустеніту зміщуючи праворуч лінії ізотермічної та термокінетичної діаграм, зменшують $V_{кр}$. При наявності карбідів, нітридів і інших фаз в сталях, до складу яких входять легувальні елементи, $V_{кр}$ збільшується. Критична швидкість дещо зменшується із збільшенням гомогенності аустеніту та розміру його зерен.

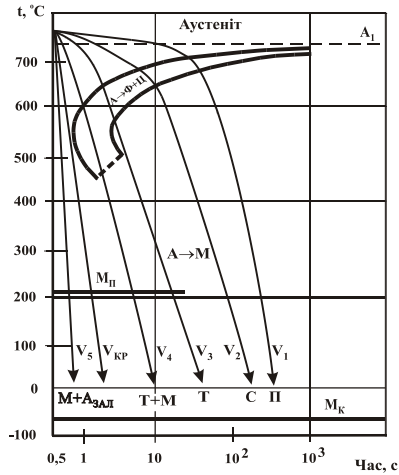


Рисунок 7.12 – Схема термокінетичної діаграми перетворення аустеніту сталі У8

Таблиця 7.2 – Структура і твердість сталі У8 в залежності від швидкості охолодження із аустенітної області

$^{\circ}\text{C}/\text{c}$	Охолоджувальне середовище	Структура	HRC
0,5	з піччю	перліт	10...20
5,0	повітря	сорбіт	20...30
50	олія	троостит	30...40
100,0	гаряча вода	троостомартенсит	50...55
200,0	холодна солоня вода	мартенсит із залишковим аустенітом	60...65

8. РОЗПАД МАРТЕНСИТУ ПРИ НАГРІВАННІ СТАЛІ (перетворення в сталі при нагріванні нижче температури A_1)

Фази M та $A_{\text{зал}}$ термодинамічно нестабільні. Перехід сталі в стабільніший стан повинен супроводжуватись розпадом M та $A_{\text{зал}}$ з утворенням ферито-карбідних сумішей. Характер та швидкість розпаду залежать від температури нагріву.

Перше перетворення (розпад мартенситу) у вуглецевих сталях відбувається в інтервалі температур $80\text{...}200^\circ\text{C}$. Воно полягає у виділенні з мартенситу частини вуглецю з утворенням метастабільних карбідів Fe_xC (ε -карбід) з гексагональною ґраткою, когерентно пов'язаною з ґраткою мартенситу. Збіднення на вуглець твердого розчину йде нерівномірно – зберігаються мікроділянки з його вихідним вмістом. Зменшення кількості розчиненого вуглецю знижує тетрагональність мартенситу – довжина зразка при цьому зменшується, релаксують залишкові напруження, знижується крихкість. Після першого перетворення утворюється структура *мартенсит відпущений* ($M_{\text{відп}}$, рис.8.1), що складається з пересиченого твердого розчину вуглецю в α -Fe неоднорідної концентрації та ε -карбиду когерентно пов'язаного з M . Твердість $M_{\text{відп}}$ при вмісті вуглецю $> 0,6\%$ становить $HRC \leq 58$.



Рисунок 8.1 – Мартенсит відпущений ($M_{\text{відп}}$) в сталі У8
(при друкуванні зменшено в 2 рази)

Друге перетворення ($200\text{...}300^\circ\text{C}$) характерне одночасним перебігом кількох процесів: продовжується розпад мартенситу, перетворюється залишковий аустеніт, починається карбідне перетворення. Розпад мартенситу розповсюджується на весь об'єм, зникає неоднорідність твердого розчину, після витримки при 300°C та наступного охолодження в мартенситі залишається приблизно $0,2\%$ вуглецю.

Перетворення залишкового аустеніту відбувається за бейнітним механізмом: утворюється суміш маловуглецевого мартенси-

ту та дисперсних карбідів. Якщо в сталі багато залишкового аустеніту, то перетворення останнього супроводжується збільшенням об'єму (довжини) зразка.

Структура сталі, що утворюється після другого перетворень, носить назву *відпущеного мартенситу*.

При температурі близько 250°C починається перетворення карбіду Fe_xC у цементит.

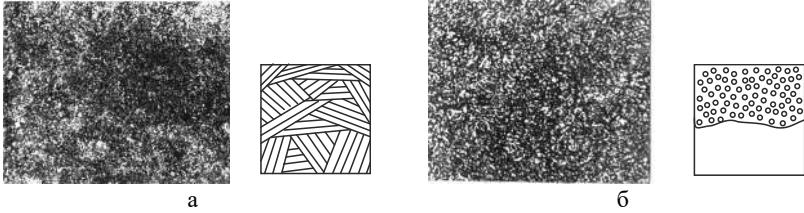
Третє перетворення в вуглецевих сталях спостерігається при 300...400°C. Завершується розпадання мартенситу і карбідне перетворення. Із мартенситу виділяється весь надлишковий вуглець у вигляді карбідів, у зв'язку з цим тетрагональна гратка стає ОЦК, тобто мартенсит перетворюється у ферит. Порушується когерентність між фазами і відокремлюються гратки фериту та ε -карбіду. Одночасно ε -карбід перетворюється у цементит Fe_3C . Довжина зразка зменшується. Ферито-карбідна суміш, що утворюється до кінця третього перетворення, називається *трооститом відпускання* (рис.8.1, а). Твердість трооститу відпускання ($T_{відп}$) становить 40...50HRC.

Нагрівання до вищих температур (400...700°C) ініціює зміни у структурі, не пов'язані із фазовими перетвореннями (змінюються форма та розміри карбідів, відбуваються процеси віднови і рекристалізації фериту). В цьому полягає сутність **четвертого перетворення**.

В інтервалі температур третього перетворення цементит має форму пластин, починаючи від 400°C відбувається їх *сфероїдизація* (округлення) і *коагуляція* (укрупнення). Швидкість цих процесів зростає із підвищенням температури. Починаючи від 400°C густина дислокацій у фериті зменшується, зерна укрупнюються, а їх форма наближається до рівноважної і, таким чином, повністю усувається фазовий наклеп, що виникає при мартенситному перетворенні. Ферито-карбідна суміш, що утворюється при температурі 450...650°C, називається *сорбітом відпускання* $S_{відп}$ (зернистим сорбітом, рис.8.1, б). Має твердість 25...35HRC. При температурі відпускання, наближеній до A_1 , утворюється груба ферито-цементитна суміш – *зернистий перліт*.

Ферито-карбідні суміші $S_{відп}$ та $T_{відп}$, що утворюються при розпаді M, порівняно з S та T, що утворюються при ізотерміч-

ному розпаді A , мають більшу твердість внаслідок дисперснішої будови.



а – троостит відпускання; б – сорбіт відпускання

Рисунок 8.1 – Мікроструктура (при друкуванні зменшено в 2 рази) та схематичне зображення структур

Вплив легувальних елементів. Більшість легувальних елементів підвищують температуру другого та третього перетворень, зменшують швидкість коагуляції карбідів і впливають на карбідні перетворення.

Легування сталі Cr , Mo , W , V , Co , Si ускладнює розпад мартенситу і воно завершується лише при $400...600^{\circ}C$, завдяки чому сталь набуває *теплостійкості* (зберігає високу твердість до цих температур), і її називають *теплостійкою*.

Більшість легувальних елементів підвищують температуру перетворення залишкового аустеніту до $400...600^{\circ}C$, а, наприклад, у складнолегованих швидкокорізальних сталях його перетворення в мартенсит спостерігається лише після додаткового нагрівання до $550...600^{\circ}C$ і наступного охолодження до $20^{\circ}C$.

Всі елементи-карбідоутворювачі гальмують процес коагуляції карбідів. Найповільніше коагулюють карбіди MC та M_6C (де M – це метал) і саме тому сталі, що леговані V , W , Mo , зберігають високу дисперсність карбідних частинок і завдяки цьому мають підвищену твердість після відпускання при $550...600^{\circ}C$.

У сталях з великим вмістом карбідоутворювачів тип карбіду залежить від температури нагріву. Приблизно до $400^{\circ}C$ через низьку рухомість атомів легувальних елементів із мартенситу виділяється карбід заліза (як у вуглецевих сталях). І лише при вищих температурах утворюються спеціальні карбіди легувальних елементів, дисперсніші, ніж цементит при цих температурах.

Вплив температури відпускання на властивості сталі. Процеси, що формують структуру при відпусканні, по різному

впливають на властивості сталі, зокрема на її твердість. Так, зменшення тетрагональності ґратки мартенситу, ступеня фазового наклепу та коагуляція карбідів – знижують твердість, а утворення когерентних ϵ -карбідів і дисперсних частинок спеціальних карбідів, а також перетворення залишкового аустеніту – підвищують її. В конструкційних сталях твердість зменшується безперервно, але до 100...150°C зниження незначне. В інструментальних сталях з вищим вмістом вуглецю превалює ефект твердіння за рахунок виділення частинок ϵ -карбіду, а тому твердість при 100...120°C навіть зростає. Сильні карбідоутворювачі (Mo, W, V) затримують зниження твердості до 400...500°C, а при температурі виділення дисперсних спеціальних карбідів у складнолегованих сталях (Cr-W-Mo, Cr-Mo-V тощо) сприяє підвищенню твердості (при 500...560°C) завдяки дисперсійному твердінню. Для загартованої сталі характерні понижені значення границь міцності та плинності. Відпускання сталі до 300°C сприяє зростанню цих характеристик, при цьому, що важливо, досягається найкраще співвідношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Подальше підвищення температури призводить до їх монотонного зниження. Характеристики пластичності (δ , ψ) збільшуються з температурою відпускання. Зростає також ударна в'язкість, але в конструкційних сталях в інтервалах 250...300 та 500...600°C спостерігається значне її зниження (відпускна крихкість I та II роду). Зниження ударної в'язкості після відпускання при 250...350°C (відпускна крихкість I роду) спостерігається у всіх конструкційних сталях, незалежно від легування, а при 500...600°C – лише в легованих сталях (відпускна крихкість II роду).

9. БУДОВА ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Будова однопрохідного зварного з'єднання наведена на спрощеній схемі діаграми стану Fe-Fe₃C (рис. 9.1).

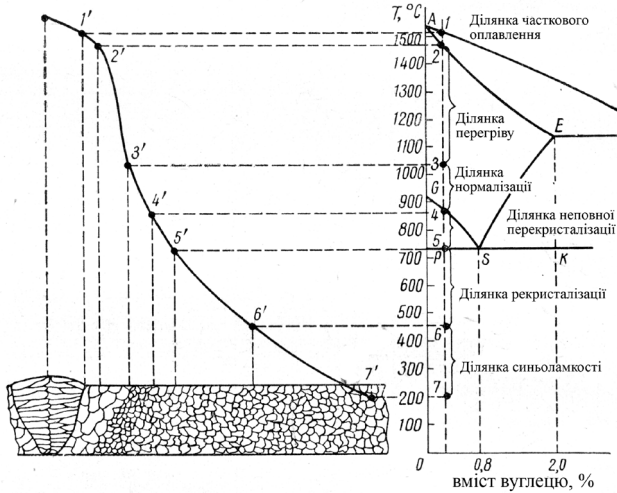


Рисунок 9.1 – Схема будови однопрохідного зварного з'єднання вуглецевої сталі (схема умовна, використовується для якісної оцінки зміни структури в зоні термічного впливу)

Кристалізація наплавленого металу супроводжується дендритною ліквіацією та утворенням стовбчастих кристалів (ділянка розплавленого металу до т.1, рис. 9.1), див. розділ 2.

Ділянка частково розплавленого металу (температурний інтервал 1–2, між ліквідусом та солідусом) межує з ділянкою розплавленого металу. Частина зерен та примезові ділянки інших зерен розплавилась. Оскільки рідка фаза, порівняно з твердою фазою, здатна розчинити значно більше вуглецю та домішок, то вони переходять до рідини. На ділянці 1–2 спостерігається значний ріст зерна та хімічна неоднорідність. Ширина зони часткового оплавлення незначна 0,1...0,5 мм.

На ділянці 2–3 температура змінюється від солідусу до температури перегріву при нормалізації. Тепловий цикл зварювання в цій області призвів до значного росту зерна. Ця ділянка роз-

винітіша біля зварних швів, що мають значний перетин та зварювались із великою погонною енергією. Ширина ділянки перегріву в швах великого перерізу при однопрохідному зварюванні може досягати 3...4 мм.

На ділянці 2–3 в перегрітій сталі можна інколи спостерігати так звану *відманштеттову структуру*, тобто виділення фериту в доевтектоїдній сталі (рис. 9.2, а) або цементиту в заевтектоїдній сталі (рис. 9.2, б) у формі, що має вигляд голок. Відманштеттова структура отримала свою назву на честь австрійського вченого А.Відманштеттена, котрий в 1908 р. виявив подібну структуру в залізонікелевому метеориті.

Відманштеттова структура в сталі утворюється при прискореному охолодженні на повітрі з високої температури нагріву до кімнатної температури. В доевтектоїдній сталі перетворення А в Ф відбувається за зсувним механізмом в умовах дифузійного відведення атомів вуглецю, що призводить до утворення зерен фериту у формі голок.

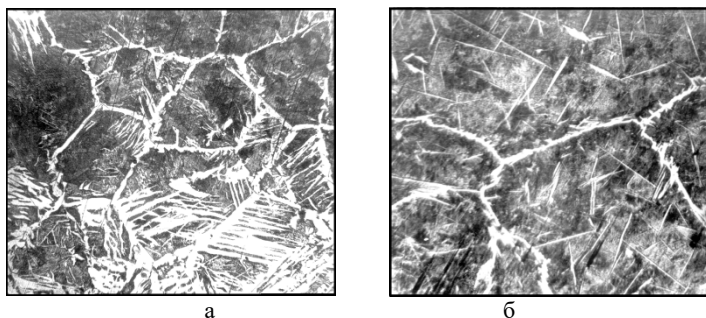


Рисунок 9.2 – Мікроструктура перегрітої сталі із відманштеттовою структурою в доевтектоїдній (а) та заевтектоїдній (б) сталях, $\times 100$

Така структура характеризується низькими показниками міцності та пластичності. Відманштеттова структура утворюється в мало- та середньовуглецевих сталях при охолодженні зі швидкістю 25...50°С/с з температури, що значно перевищує A_{c3} .

На ширину ділянки 2–3 впливає спосіб розкислення сталі та наявність легувальних елементів (див. розділ 6).

Таким чином, на ділянці 1–3 можливе утворення крупнозернистої структури, яка характеризується низькими показниками міцності та пластичності.

Ділянка 3–4 (ділянка нормалізації). На цій ділянці температура змінюється від $A_{c3} + (100...150)^{\circ}\text{C}$ до A_{c3} . Нетривале нагрівання в цьому інтервалі температур призводить до подрібнення зерна. Метал ділянки нормалізації має підвищенні механічні властивості при кімнатній температурі. Ширина ділянки від 0,2 до 4...5 мм.

На ділянці 4–5 температура змінюється від A_{c3} до A_{c1} . В цьому інтервалі відбувається часткова фазова перекристалізація. Перліт та частково Φ при нагріванні перетворюються в A . Після охолодження структура буде складатися з неподрібнених зерен Φ , що не зазнали перетворення при нагріванні, подрібнених зерен Φ та евтектоїду перлітного типу (відповідно до ізотермічної діаграми: P , C , T). Зазвичай ширина цієї зони становить від 0,1 до 5 мм.

Ділянка 5–6 (ділянка рекристалізації). Утворюється при зварюванні наклепаних сталей після холодної пластичної деформації. Витягнуті зерна в інтервалі температур $450...727^{\circ}\text{C}$ змінюють форму на рівновісну. В інтервалі температур $650...727^{\circ}\text{C}$ може відбутися збиральна рекристалізація, що призводить до росту зерна. Ширина цієї ділянки 0,1...5 мм.

Ділянка 6–7 називається ділянкою синьоломкості. Температура змінюється від 400 до 200°C . При цих температурах сталі схильні до старіння. На межах зерен виділяються карбіди та нітриди, внаслідок чого знижується пластичність. В сталях не схильних до старіння ця ділянка відсутня.

Нагрівання нижче 200°C структуру не змінює.

Ділянка метала, що зазнала зміни структури та властивостей внаслідок термічного впливу від процесу зварювання, називається зоною *термічного впливу* (ЗТВ).

Утворення дрібнозернистої структури в наплавленому металі можливе при швидкому охолодженні, але це не завжди технологічно можливо.

Швидке охолодження в інтервалі $300...200^{\circ}\text{C}$, особливо при зварюванні легованих сталей, може привести до часткового або повного гартування металу шва. Внаслідок чого утворюється M , що має більший об'єм ніж Φ та P , що приводить до внутрішніх напружень та утворення тріщин. Ці тріщини називають *холодними*, тому що вони утворюються при відносно низьких темпе-

ратурах. Крім того, мартенситна структура небажана в зварних швах виробів, що працюють при підвищених температурах (див. розділ 8).

В інтервалі температур 1400...950°C у зварному шві можуть утворитися гарячі тріщини. Особливо це притаманно леготванним сталям. Значний інтервал кристалізації та утворення нерівноважного солідусу приводять до неоднорідності хімічного складу та властивостей кристалітів зварного шву при високих температурах і, як наслідок, до появи тріщин. Середня частина дендритів складається з тугоплавких компонентів із більшою міцністю. Легкоплавкі компоненти відтісняються на периферію та в міждендритний простір. Метал на межах дендритів може знаходитися або в рідкому стані, або, якщо кристалізація відбулась, в твердому стані та мати низьку міцність та пластичність. При виникненні напружень розтягу, більших ніж $\sigma_{\text{в}}$, на межах зерен утворюються гарячі тріщини. Цей дефект призводить до крихкого руйнування при експлуатації.

В зварних швах можна спостерігати неметалеві включення та газові раковини (див. розділ 2).

10. ТЕХНОЛОГІЯ ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ СТАЛІ

Термічне оброблення – технологічна операція, яка полягає в нагріванні заготовки (виробу) до певної температури, витримці при цій температурі та охолодженні з визначеною швидкістю. Будь-який вид термічного оброблення можна зобразити за допомогою графіку (рис.10.1).

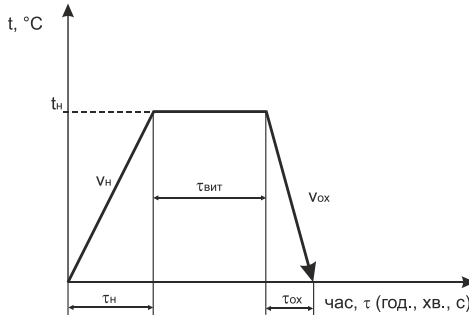


Рисунок 10.1 – Графік термічного оброблення

Параметри (режими) термічної обробки:

t_n – температура нагріву;

$\tau_n, \tau_{\text{вит}}, \tau_{ох}$ – час нагріву, витримки та охолодження відповідно (вимірюється в годинах, хвилинах, секундах);

$V_n, V_{ох}$ – швидкість нагріву та охолодження відповідно ($^\circ\text{C}/\text{год}, ^\circ\text{C}/\text{хв}, ^\circ\text{C}/\text{с}$).

В залежності від обраних параметрів термічного оброблення отримують різні структури і, відповідно, різні механічні властивості.

Види термічного оброблення:

1. Відпалення.
2. Гартування.
3. Відпускання.
4. Старіння.

10.1 Відпалення. *Відпалення* – нагрівання до певної температури, витримка при цій температурі та повільне охолодження з метою отримання рівноважніших структур. *Відпалення буває 2 видів: I та II роду.*

Відпалення I роду. Вид термічного оброблення, при якому можуть проходити процеси гомогенізації, рекристалізації та зняття залишкових напружень. Характерна особливість – вказані про-

цеси в сплавах відбуваються незалежно від того, чи є фазові перетворення в сплавах при температурах віддалення чи ні.

1. Гомогенізаційне (або дифузійне) відпалення – це тривала витримка ($\tau_{\text{внт}} = 8 \dots 20$ год) при високих температурах ($t_n = 1000 \dots 1200^\circ\text{C}$). Проводиться з метою вирівнювання хімічного складу (усунення дендритної ліквіації) та для сприятливого перерозподілу деяких неметалевих включень. Супроводжується ростом зерна аустеніту, тому необхідне наступне термічне оброблення для подрібнення зерна.

2. Рекристалізаційне відпалення. Використовують для зняття наклепу та підвищення пластичності холоднодеформованої сталі.

Наклеп – явище зміцнення металів при холодній пластичній деформації, яке супроводжується збільшенням густини дислокацій з $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$ до $10^{10} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$ та характеризується зростанням характеристик міцності, твердості, зниженням пластичності та ударної в'язкості.

Рекристалізація – це зародження та ріст нових рівновісних зерен, що відрізняються від деформованої матриці досконалішою ґраткою та меншою густиною дислокацій ($10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$).

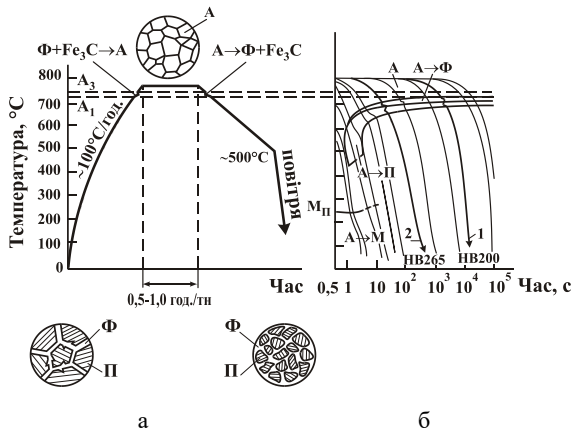
Рекристалізаційне відпалення полягає в нагріванні холоднодеформованого матеріалу до температур на $100 \dots 200^\circ\text{C}$ вищих за температуру початку рекристалізації, витримці і подальшому повільному охолодженні. Застосовують до холоднодеформованих сталей, корозійностійких, електротехнічних сталей тощо.

3. Відпалення для зняття напружень. Проводиться нижче t_{A_1} в інтервалі $160 \dots 700^\circ\text{C}$ з наступним повільним охолодженням. Мета – зняття внутрішніх напружень у відливках, зварних виробках, поковках, в деталях після оброблення різанням, шліфуванням та інше. Залишкові напруження можуть виникати внаслідок нерівномірного охолодження, неоднорідної пластичної деформації тощо. Вони викликають зміну розмірів, короблення виробів в процесі їх оброблення (наприклад, різанням), експлуатації або зберіганні. Для зняття зварних напружень відпал проводять при температурах $650 \dots 700^\circ\text{C}$.

Відпалення II роду (з фазовою перекристалізацією). Після відпалення сталь має понижену твердість, міцність, але достатню пластичність. Відпалення супроводжується фазовою перекриста-

лізацією, що приводить до подрібнення зерна, усуває смугастість (виникає при гарячій деформації нижче A_3), відманштеттову та інші несприятливі для механічних властивостей сталі структури.

1. Повне відпалення. Повному відпаленню піддають доевтектоїдні сталі. Цей вид відпалення застосовують до литих, гарячедеформованих заготовок та після зварювання. Повне відпалення полягає в нагріванні заготовок вище критичної температури A_{c3} на $30...50\text{ }^\circ\text{C}$, витримці при цій температурі для повного прогрівання та завершення фазових перетворень і наступному повільному охолодженні з піччю для утворення структури фериту та перліту. Схема відпалення наведена на рис. 10.2.



а – схема режиму відпалення;

б – термокінетична діаграма перетворення переохолодженого аустеніту із вказаною швидкістю охолодження при повному відпаленні (1) і нормалізації (2)

Рисунок 10.2 – Схема повного відпалення доевтектоїдної сталі

При нагріванні сталі та витримці при заданій температурі відбувається перетворення перліту та надлишкового фериту в аустеніт. Внаслідок того, що у вхідній структурі в результаті фазової перекристалізації утворюється досить велика кількість зародків аустеніту, зерно аустеніту буде дрібним.

Необхідність проведення повного відпалення для виливок обумовлена тим, що при кристалізації утворюються переважно крупні зерна аустеніту, що є передумовою формування при наступному охолодженні грубих колоній перліту та фериту в струк-

турі сталі. В деяких випадках утворюється відманштеттова структура, де ферит має голчасту орієнтовану будову. Якщо температура кінця деформації занадто висока, то зерно аустеніту після закінчення деформації встигає вирости і тому структура гарячедеформованих заготовок (поковки, штамповки, прокат) характеризується крупнозернистістю. Внаслідок високих температур зварювання в зоні термічного впливу (ЗТВ) на ділянках часткового оплавлення та перегріву утворюється крупнозерниста структура, також на ділянці перегріву можливе утворення відманштеттової структури.

Окрім крупнозернистості заготовки після литва, гарячої деформації та зварювання мають підвищену твердість, оскільки при пришвидшеному охолодженні на повітрі утворюється нерівноважна структура сорбіту або трооститу квазіевтектоїдного типу.

Крупнозернистість, підвищені залишкові напруження та пришвидшене охолодження на повітрі з високих температур призводять до зниження ударної в'язкості сталі. При наступному гартуванні ці дефекти можуть викликати деформацію виробів або навіть утворення тріщин. Також для вирівнювання хімічного складу А (гомогенізації аустеніту) необхідно збільшувати час витримки при нагріванні перед гартуванням.

Лише подвійна фазова перекристалізація (при відпаленні та наступному гартуванні) може забезпечити подрібнення зерна аустеніту у готовому виробі та достатні міцність і в'язкість сталі.

Таким чином, повне відпалення заготовок є необхідним як для отримання рівноважної структури перліту, так і для подрібнення зерна аустеніту. Така структура покращує обробку різанням заготовок та забезпечує високі експлуатаційні властивості готових виробів.

Загальний час перебування виробів в печі при відпаленні визначається за формулою:

$$\tau_{\text{заг}} = \tau_n + \tau_g + \tau_o,$$

де τ_n – час нагрівання до заданої температури відпалення;

τ_g – час витримки при відпаленні;

τ_o – тривалість охолодження.

Час нагрівання до заданої температури залежить від перерізу та конфігурації виробів, способу їх укладання в печі та легова-

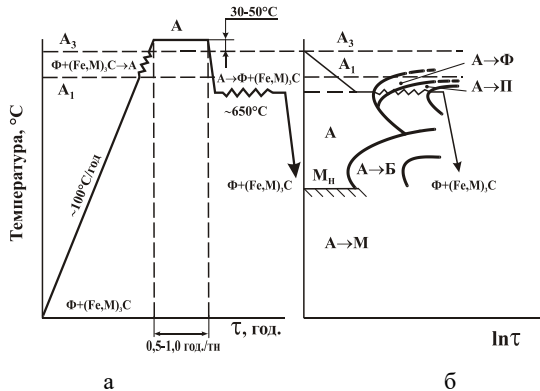
ності сталі. Щоб попередити появу внутрішніх напружень, які можуть привести до деформації або утворення тріщин, заготовки з легованих сталей нагрівають повільно. При цьому треба звертати увагу на те, що легованіша сталь (і відповідно менша її теплопровідність), складніша її форма та більша маса виробів вимагає повільнішого нагрівання заготовки. Час витримки повинен привести до завершення фазових перетворень, вирівнювання температури за перерізом виробу та гомогенізації.

Швидкість охолодження при відпаленні залежить від стійкості переохолодженого аустеніту. Легованіша сталь та більша стійкість переохолодженого аустеніту вимагає повільнішого охолодження, щоб забезпечити перетворення аустеніту на перліт, а не на сорбіт або троостит. У зв'язку з цим вироби з легованих сталей охолоджують значно повільніше ($v_{ox} = 20...60 \text{ }^\circ\text{C}/\text{год.}$), ніж із вуглецевих ($v_{ox} = 100...200 \text{ }^\circ\text{C}/\text{год.}$). Швидкість охолодження виробів при відпаленні регулюють: до температури $500...600^\circ\text{C}$ охолоджують з піччю, а потім на повітрі. Тривалість охолодження в печі визначається за формулою: $\tau_{ox} = (t_g - 500)/v_{ox}$, де t_g – температура відпалення.

2. Ізотермічне відпалення. Ізотермічне відпалення переважно використовують для заготовок з легованих сталей, які мають значну стійкість переохолодженого аустеніту. Заготовки нагрівають вище критичної температури A_{c3} , потім швидко охолоджують (або переносять в іншу піч) до температури нижче точки A_{r1} ($650...680^\circ\text{C}$). При цій температурі заготовки витримують впродовж 3...6 год., що необхідно для повного перетворення аустеніту в перліт. Охолодження після витримки проводять на повітрі (рис. 10.3).

Переваги ізотермічного відпалення:

- скорочення тривалості процесу для легованих сталей, які при повному відпаленні необхідно досить повільно охолоджувати;
- утворення одноріднішої ферито-перлітної структури за всім перерізом (оскільки перетворення відбувається при постійній температурі), що, в свою чергу забезпечує отримання однорідних властивостей у всьому об'ємі виробу.



а – графік відпалення; б – діаграма ізотермічного перетворення аустеніту з кривою охолодження при ізотермічному відпаленні
Рисунок 10.3 – Схема ізотермічного відпалення

3. Відпалення нормалізаційне (нормалізація). Нормалізаційному відпаленню піддають вироби з доєвтектоїдних та заєвтектоїдних сталей.

Вироби з доєвтектоїдних сталей при нормалізації нагрівають до температури вище A_{c3} на $40...50^{\circ}\text{C}$, далі витримують при цій температурі для прогрівання садки та завершення фазових перетворень і охолоджують на повітрі. Нормалізація забезпечує повну фазову перекристалізацію сталі та усуває крупнозернисту структуру, яка може утворюватись після литва, деформації та зварювання.

Призначення нормалізації різне в залежності від хімічного складу сталі. До заготовок з низьковуглецевих сталей із вмістом вуглецю $0,1...0,3\%$ замість повного відпалення застосовують нормалізацію. При нагріванні до температури нормалізації відбуваються подрібнення зерна аустеніту завдяки фазовій перекристалізації. Подальше прискорене охолодження на повітрі приводить до зміцнення та підвищення твердості сталі внаслідок утворення в структурі дисперснішої перлітної складової (квасієтектоїду). Крім того, збільшується кількість ферито-цементитної складової (інтервал т.5–т.6 порівняно з інтервалом т.2–т.3, рис.10.4) та зменшується кількість фериту. Це сприяє покращенню обробки різанням маловуглецевих сталей з підвищеною кількістю фериту, тому що

зменшується налипання металу на різальний інструмент, полегшуються умови різання та поліпшується шорсткість.

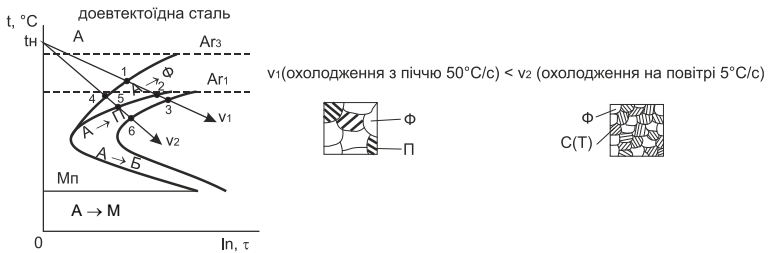


Рисунок 10.4 – Порівняння структури після повного відпалення (v_1) та нормалізації (v_2)

Виливки із середньовуглецевих сталей з 0,3...0,5 %С в деяких випадках замість гартування та відпускання піддають нормалізації з високотемпературним відпусканням. Порівняно з гартуванням механічні властивості будуть дещо нижчі, але вироби зазнають меншого жолоблення.

Нормалізацію з наступним відпусканням (600...650°C) часто використовують замість повного відпалення для виправлення структури легованих сталей, оскільки тривалість цих двох операцій менша, ніж відпалення.

Нормалізація заевтектоїдних сталей полягає в нагріванні до температури вище точки $A_{c_{cm}}$ на 40...50°C, витримці при цій температурі та наступному прискореному охолодженні на повітрі. Мета нормалізації високовуглецевих заевтектоїдних сталей – усунення цементитної (карбідної) сітки. Карбідна сітка утворюється при повільному охолодженні сталей в інтервалі критичних температур $A_{r_{cm}}...A_{r_1}$ внаслідок зменшення розчинності вуглецю в аустеніті із зниженням температури. Наявність суцільної карбідної сітки неприпустима, тому що різко зменшується в'язкість сталі.

При відпаленні, як повному так і ізотермічному, а також при нормалізації необхідно дотримуватись температури нагріву та не допускати перегріву, оскільки дрібні на початку зерна A почнуть рости (рис.10.5).

При наступному охолодженні крупні зерна A перетворюються на крупнозернистий ферит та перліт. Тобто перегріта при відпаленні сталь буде також мати крупнозернисту структуру як і до відпалення.

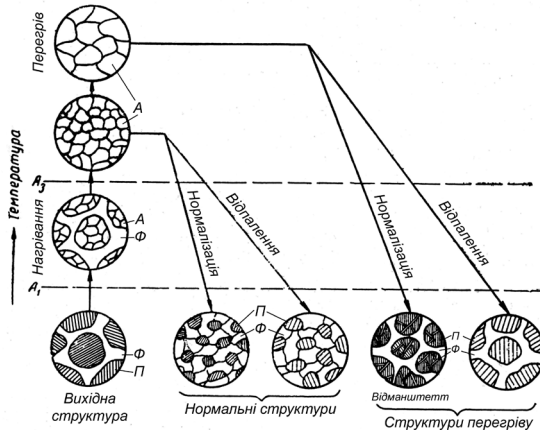


Рисунок 10.5 – Схема зміни структури доєвтектоїдної сталі при відпаленні та нормалізації

Оскільки порівняно з відпаленням охолодження з температури нормалізації швидше, то кількість структурно вільного Φ буде менша, але в обох випадках структура дрібнозерниста.

Пришвидшене охолодження (нормалізація) дозволяє отримати дисперснішу ферито-цементитну суміш типу сорбіт, що приводить до підвищення характеристик міцності (σ_b , σ_m , HV) та ударної в'язкості (KCU), табл. 10.1.

Таблиця 10.1 – Механічні властивості середньовуглецевої сталі зі структурою перліт та сорбіт

Структура	σ_b , МПа	σ_m , МПа	HV	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²
Перліт (відпалення)	650	350	160	25	50	50
Сорбіт (нормалізація)	750	450	200	20	55	80

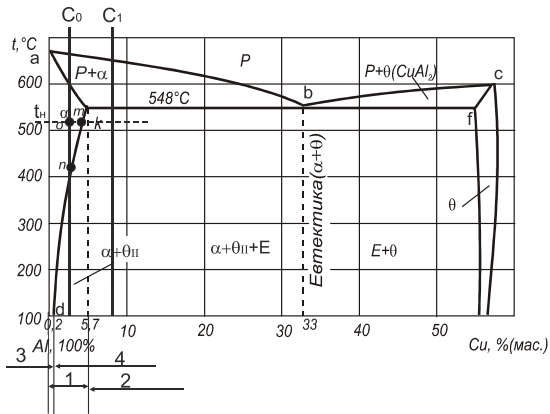
10.2 Гартування. *Гартування* – вид термічного оброблення, що використовують для металів та сплавів, в яких є фазові перетворення в твердому стані. Температура та час витримки повинні бути такими, щоби відбулися необхідні структурні зміни (наприклад, утворення високотемпературної фази в результаті поліморфного перетворення, розчинення надлишкової фази в матричній тощо). Швидкість охолодження при гартуванні повинна бути достатньо великою, щоби при зниженні температури не

встигли відбутися фазові перетворення (наприклад, евтектоїдний розпад, виділення надлишкової фази з матричного розчину тощо), які пов'язані з дифузією або самодифузією.

Існують два види гартування, які суттєво відрізняються: гартування без поліморфного перетворення та гартування з поліморфним перетворенням.

1. Істинне гартування. Істинне гартування з наступним старінням приводить до значного зміцнення металевого матеріалу. Такому термообробленню піддають конструкційні матеріали на основі Fe, Ni, Al, Ti, Mg, Cu та інші. Застосовувати істинне гартування можна до сплавів, в яких при нагріванні одна фаза повністю або частково розчиняється в іншій фазі.

Розглянемо істинне гартування на прикладі сплавів системи Al-Cu (рис.10.6). α -фаза – обмежений твердий розчин заміщення атомів міді в ГЦК гратці Al. θ -фаза – проміжна фаза, твердий розчин на основі хімічної сполуки Al_2Cu .



- 1 – деформівні сплави; 2 – ливарні сплави;
 3 – сплави, що не зміцнюються істинним гартуванням та старінням;
 4 – сплави, що зміцнюються істинним гартуванням та старінням

Рисунок 10.6 – Подвійна діаграми стану системи Al-Cu

Нагрівання сплаву C_0 до t_n (температура гартування) супроводжується повним розчиненням θ_{II} -фази в α -фазі. При t_n α -фаза має хімічний склад, що відповідає % Cu в сплаві ($t.o$), а максимальна концентрація Cu в α -фазі при даній температурі відповідає $t.m$. При повільному охолодженні внаслідок виділення з α -фази

вторинної θ -фази (θ_{II}) концентрація C_{II} змінюється по лінії сольвус nd , і α -фаза при кімнатній температурі має хімічний склад, що відповідає $t.d$. При швидкому охолодженні дифузійний перерозподіл атомів C_{II} в α -фазі пригнічується і θ -фаза не встигає виділитися з α -твердого розчину. Тому при кімнатній температурі після істинного гартування в сплаві C_0 фіксується високотемпературний стан α -фази, тобто того ж хімічного складу, що і при t_n ($t.o$).

Істинним гартуванням не завжди фіксується однофазна структура. Наприклад, сплав C_1 при нагріванні до t_n (майже до температури евтектики) має структуру $\alpha + \theta_{II} + \text{евтектика}(\alpha + \theta)$. При нагріванні розчинення θ_{II} -фази в α -фазі неповне, хімічний склад α -фази при t_n відповідає $t.m$. Наступне повільне охолодження супроводжується виділенням θ_{II} -фази з α -фази, концентрація C_{II} в α -фазі змінюється по лінії md і при кімнатній температурі вона має хімічний склад, що відповідає $t.d$. При швидкому охолодженні θ_{II} -фаза не встигне виділитися з α -твердого розчину. Тому після істинного гартування при кімнатній температурі структура сплаву C_1 складається з пересиченої α -фази складу $t.m$, надлишкової θ_{II} -фази, що не зазнала розчинення при нагріванні, та евтектики. Тобто, гартуванням у сплаві C_1 фіксується стан, який був стабільний при t_n .

Таким чином, істинне гартування полягає в фіксації при нижчій температурі пересиченого твердого розчину, тобто структури, що характерна для вищої температури.

Вибір температури нагрівання (t_n) істинного гартування:

- для сплавів, які при нагріванні можуть перейти в однофазний стан (наприклад, сплав C_0), температуру обирають вище лінії сольвус, але нижче лінії солідус. Нагрівання до вищих температур супроводжується оплавленням меж зерен та появою тріщин;

- якщо сплав не можна перевести в однофазний стан (наприклад, сплав C_1), то температуру обирають якомога ближче до температури евтектичного (перитектичного) перетворення.

2. Гартування з поліморфним перетворенням. Полягає в нагріванні сталі вище критичних температур A_{c1} або A_{c3} , витримці при цих температурах та прискореному охолодженні з метою отримання нерівноважної структури. Цьому термообробленню піддають сталі. Перетворення в сталях при нагріванні до темпе-

ратури гартування розглянуті в 6 розділі, а перетворення при охолодженні – в 7 розділі.

Вибір *оптимальних температур нагрівання* при гартуванні вуглецевих і малолегованих сталей ґрунтується на діаграмі $Fe-Fe_3C$ (рис. 10.7).

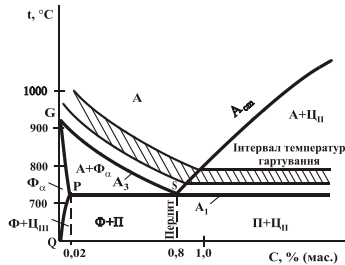


Рисунок 10.7 – Оптимальні температури нагрівання вуглецевих сталей при гартуванні

У більшості випадків при гартуванні бажано одержати структуру з максимальною твердістю, тобто мартенсит, наступне відпускання якого дозволяє знизити твердість і поліпшити ударну в'язкість, пластичність сталі, отримати необхідні структури та властивості.

Розрізняють повне та неповне гартування. Повне гартування сталі здійснюють охолодженням з однофазної області (після нагрівання вище температур Ac_3 та Ac_{cm}); неповне – із області міжкритичних температур (Ac_1-Ac_3 , Ac_1-Ac_{cm}).

Оптимальна температура нагрівання для повного гартування доєвтектоїдних сталей складає: $t_n = Ac_3 + (30...50)^\circ C$.

Така температура забезпечує утворення дрібнозернистого аустеніту при нагріванні, що в свою чергу, сприяє утворенню при охолодженні зі швидкістю $v > v_{кр}$ дрібнокристалічного мартенситу. При неповному гартуванні доєвтектоїдних сталей ($Ac_1 < t_n < Ac_3$) у структурі зберігається ферит, що зменшує їх твердість.

Евтектоїдну та заєвтектоїдні сталі піддають неповному гартуванню, оптимальна температура нагрівання складає: $t_n = Ac_1 + (30...50)^\circ C < Ac_{cm}$, після чого їх структура складається з мартенситу, цементиту та залишкового аустеніту.

Нерозчинені кристали вторинного цементиту (C_{II}) підвищують зносостійкість інструментальних сталей через їхню більшу твердість, ніж мартенситу.

Після повного гартування ($t_n > A_{cm}$) твердість заевтектоїдних сталей менша внаслідок розчинення C_{II} , росту зерен аустеніту та утворення грубих кристалів мартенситу, а також збільшення кількості залишкового аустеніту. При високих температурах нагрівання можливе знеуглецювання поверхні деталі, а при швидкому охолодженні – виникнення жолоблення та гартувальних тріщин, що призводять до руйнування виробів.

Легувальні елементи впливають на температури фазових перетворень. Так, наприклад, феритостабілізатори (Cr, W, Mo, V, Si, Al тощо) зсувають точки A_3 та A_1 уверх за температурною шкалою, і, таким чином, підвищують температуру нагрівання під гартування; стабілізатори аустеніту (Ni, N, Cu, Mn), навпаки, переміщують їх вниз, зменшуючи тим самим температури гартування.

Тривалість нагрівання визначається необхідністю забезпечення наскрізного нагрівання деталі та завершення фазових перетворень, але вона не повинна бути надто довгою, щоб не спровокувати ріст зерен аустеніту та знеуглецювання поверхневого шару.

Загальна тривалість нагрівання у випадку гартування визначається як: $\tau_{заг} = \tau_n + \tau_i$, де τ_n – час наскрізного прогрівання, що залежить від форми, розміру деталей, їх розміщення, типу печі, хімічного складу сталі; τ_i – час ізотермічної витримки для завершення фазових перетворень.

Всі легувальні елементи зменшують теплопровідність сталі, тому леговані сталі необхідно нагрівати повільніше для запобігання утворенню значних термічних напружень. Час ізотермічної витримки легованих сталей приблизно в 2...2,5 рази більший порівняно з вуглецевими у зв'язку з тим, що, по-перше, легувальні елементи (крім кобальту) гальмують перетворення $\Pi \rightarrow A$, а, по-друге, необхідно мати додатковий час для вирівнювання концентрації в аустеніті не лише вуглецю, але й легувальних елементів.

Вибір середовища для охолодження зумовлено необхідністю одержати структуру мартенситу в заданому перерізі деталі, не викликаючи при цьому виникнення дефектів (тріщин, жолоблення, деформації, високих залишкових напружень в поверхневих

шарах). При гартуванні вуглецевих сталей найчастіше застосовують воду або водні розчини солей, кислот і лугів.

Легувальні елементи знижують $v_{кр}$, тому в легованих сталях мартенситна структура може утворюватися при повільнішому охолодженні в олії, на повітрі, що зменшує можливість появи дефектів.

Загартовуваність і прогартовуваність сталей. Загартовуваність – здатність сталі підвищувати твердість при гартуванні. Загартовуваність залежить, головним чином, від вмісту вуглецю в сталі і визначається чисельним значенням твердості.

Прогартовуваність – здатність сталі гартуватися, тобто отримувати структуру мартенсит, на певну глибину. Прогартовуваність вимірюється відстанню (мм) від поверхні до напівмартенситної (50% мартенситу і 50% трооститу) або мартенситної зони, розташування якої визначають послідовним вимірюванням твердості. Усі фактори, що збільшують стійкість переохолодженого аустеніту та зменшують $v_{кр}$, покращують прогартовуваність (рис.10.8).

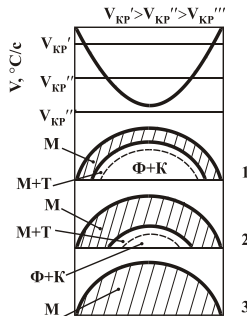


Рисунок 10.8 – Залежність прогартовуваності від критичної швидкості охолодження для вуглецевої (1) та легованих сталей (2, 3)

Кількісна характеристика прогартовуваності – критичний діаметр $D_{кр}$ циліндричного прутка, що наскрізь прогартується у даному охолоджувачі. Для забезпечення наскрізного прогартування деталі необхідно, щоб $D_d \leq D_{кр}$, де D_d – дійсний діаметр виробу.

Найменш трудомістким методом визначення прогартовуваності вважається метод торцевого гартування, що дозволяє на одному зразку ($d = 25\text{мм}$ та $l = 100\text{мм}$) без його перерізання визначити прогартовуваність сталі у будь-якому охолоджувачі.

Способи гартування:

1. Безперервне гартування (рис.10.9). Охолодження в одному середовищі (вода або масло).

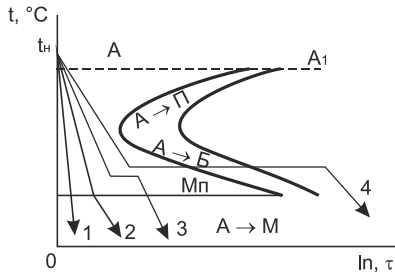


Рисунок 10.9 – Способи гартування

2. Переривчасте гартування. Охолодження в 2-х середовищах (наприклад, у воді, а потім у оливі). Виріб спочатку швидко охолоджують у воді до температури вище $M_{п}$, а потім переносять в менш інтенсивний охолоджувач (олива). Це зменшує внутрішні напруження, що виникають при швидкому охолодженні в одному середовищі і в області температур нижче $M_{п}$.

3. Сходинкове гартування. Охолоджують в середовищі, що має постійну температуру трохи вище точки $M_{п}$ (зазвичай $180...250^{\circ}\text{C}$), витримують в ній та охолоджують на повітрі до кімнатної температури. Такий спосіб охолодження зменшує об'ємні зміни, що можуть виникнути внаслідок наявності значної кількості $A_{\text{зал}}$ та можливості самовідпуску M ; а отже і знижує ймовірність появи короблення, тому що мартенситне перетворення проходить майже одночасно за всім об'ємом виробу; ризик появи тріщин. Використовують для легованих сталей, які мають низьку теплопровідність (наприклад, Р6М5).

4. Ізотермічне гартування на структуру нижнього бейніту. Утворення такої структури надає сталі високу міцність та достатньо високу в'язкість. Проведення ізотермічного гартування забезпечує багатьом сталям високу конструктивну міцність. Наприклад, ізотермічному гартуванню піддають ресоро-пружинні сталі.

Вище розглянуто гартування (істинне та з поліморфним перетворенням) – тобто вид термічного оброблення, що призводить до утворення нерівноважних структур (зазвичай пересичених твердих розчинів). Загартований сплав знаходиться в метастабі-

льному стані та володіє підвищеною вільною енергією, яку він намагається знизити і в результаті цього твердий розчин розпадається. Вже при кімнатній температурі можуть утворюватися виділення з пересиченого розчину, однак в більшості сплавів дифузійна рухомість атомів при такій температурі недостатня для розпаду розчину. Тому для зміни структури та властивостей загартованого сплаву його нагрівають – піддають старінню та відпусканню (термін «відпуск» застосовують для сплавів, що піддавали гартуванню з поліморфним перетворенням, а термін «старіння» – у випадку істинного гартування).

10.3 Відпускання. *Відпускання* – вид термічного оброблення, в результаті якого при нагріванні нижче температури A_1 в попередньо загартованих сталях відбуваються фазові перетворення, що наближають їх структуру до рівноважної. Перетворення, що відбуваються при нагріванні до температур відпускання описані у 8 розділі. Мета гартування з відпусканням – одержати вищий рівень механічних властивостей порівняно із відпаленим або нормалізованим станом.

Види відпускання. В залежності від структури та властивостей вуглецевої сталі, що одержують після відпускання, розрізняють три його види: низько-, середньо- та високотемпературне.

Низькотемпературним відпусканням називають нагрівання загартованих сталей до 150...250°C. Тривалість відпускання – 1...2,5 год. При цьому частково релаксують внутрішні напруження, мартенсит гартування перетворюється в мартенсит відпускання, підвищується міцність, дещо покращується в'язкість без помітного зниження твердості. Загартована сталь (0,5...1,3%С) після низькотемпературного відпускання зберігає твердість HRC 58...63, високу зносостійкість, але деталі після такого відпускання не витримують значних динамічних навантажень, якщо вони не мають в'язкої серцевини.

Типові приклади застосування низькотемпературного відпускання: різальні та вимірювальні інструменти; деталі кулькових і роликкових вальниць; деталі, що піддають цементації; постійні магніти із вуглецевих і малолегованих сталей.

Середньотемпературним відпусканням називають нагрівання загартованих сталей до 350...500°C. Структура після відпу-

скання – троостит відпускання з HRC 40...50. Така структура забезпечує високі границі пружності, витривалості та релаксаційну стійкість. Середньотемпературне відпускання рекомендується при термічній обробці ресор і пружин. У деяких випадках для підвищення границі витривалості виробів після відпускання при 400...500°C охолодження проводять у воді, що приводить до утворення на поверхні залишкових напружень стиснення. Аналогічного ефекту досягають наклепом поверхні деталі дробом або іншою поверхневою пластичною деформацією.

Високотемпературне відпускання передбачає нагрівання загартованих сталей до 550...650°C. Структура після нього – сорбіт відпускання з HRC 25...35. Високотемпературне відпускання забезпечує найкраще співвідношення міцності і в'язкості, що пояснюється сферичною формою частинок цементиту. Термічну обробку, що складається із гартування та високотемпературного відпускання, *називають термічним поліпшенням* та рекомендують для середньовуглецевих конструкційних сталей (деталі машин, що працюють при знакозмінних навантаженнях – вали, осі, шатуни, зубчасті колеса тощо). Вміст вуглецю в цих сталях складає 0,3...0,5 %.

Вплив температури відпускання на властивості сталі. Процеси, що формують структуру при відпусканні, по-різному впливають на властивості сталі, зокрема на її твердість. Так, зменшення тетрагональності ґратки мартенситу, ступеня фазового наклепу та коагуляція карбідів – знижують твердість, а утворення когерентних ϵ -карбідів і дисперсних частинок спеціальних карбідів, а також перетворення залишкового аустеніту – підвищують її.

В конструкційних сталях твердість зменшується безперервно, але до 100...150°C її зниження незначне. В інструментальних сталях з більш високим вмістом вуглецю превалює ефект твердіння за рахунок виділення частинок ϵ -карбіду, а тому твердість при 100...120°C навіть зростає.

Сильні карбідоутворювачі (*Mo, W, V*) затримують зниження твердості до 400...500°C, а при температурі виділення дисперсних спеціальних карбідів у складнолегованих сталях (*Cr-W-Mo, Cr-Mo-V* тощо) спостерігається підвищення твердості (при 500...560°C) завдяки дисперсійному твердінню.

Для загартованої сталі характерні понижені значення границь міцності та плинності. Відпускання сталі до 300°C сприяє зростанню цих характеристик, при цьому, що важливо, досягається найкраще співвідношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Подальше підвищення температури призводить до їх монотонного зниження.

Характеристики пластичності (δ , ψ) збільшуються з температурою відпускання. Зростає також ударна в'язкість, але в конструкційних сталях в інтервалах 250...300 та 500...600°C спостерігається значне її зниження (*відпускна крихкість I та II роду*). Зниження ударної в'язкості після відпускання при 250...350°C (*відпускна крихкість I роду*) спостерігається у всіх конструкційних сталях, незалежно від легування, а при 500...600°C – лише в легованих сталях (*відпускна крихкість II роду*).

10.4 Старіння. Пересичений твердий розчин (матриця), що утворюється після істинного гартування, нестабільний і намагається перейти в стабільніший стан шляхом розпаду. В загальному випадку з нього виділяється фаза, що відрізняється від матриці хімічним складом і структурою.

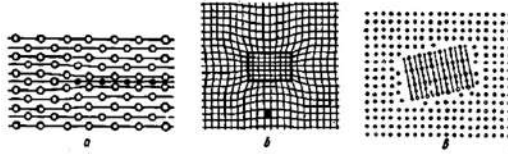
Якщо старіння відбувається при кімнатній температурі, то воно називається *природним*, а якщо при підвищених температурах, то *штучним*.

Оскільки розпад пересиченого розчину відбувається дифузійним шляхом, то його хімічний склад, температура та тривалість старіння, попередня пластична деформація та інше впливають на ступінь розпаду, тип виділень з розчину, дисперсність та форму виділень тощо.

При розпаді пересиченого твердого розчину можуть утворюватись наступні типи виділень:

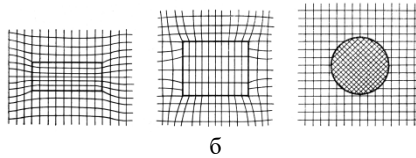
1. Флуктуації з малою концентрацією (передвиділення).
2. Зони Гінье-Престона (рис.10.10,а).
3. Кристали метастабільної фази (рис.10.10, б).
4. Кристали стабільної фази (рис.10.10, в).

В залежності від стадії старіння між виділенням і матрицею може бути когерентний, частково когерентний та некогерентний зв'язок (рис. 10.11).



- а – зони Гінґе-Престона (○ – атоми елемента-розчинника,
● – атоми розчиненого елемента);
б – кристали метастабільної фази (когерентні виділення);
в – кристали стабільної фази (некогерентні виділення)

Рисунок 10.10 – Типи виділень з пересиченого твердого розчину



- а – повністю когерентна; б – частково когерентна; в – некогерентна

Рисунок 10.11 – Схема будови границі матриці з виділеннями

За формою виділення поділяють на тонкопластинчасті (дископодібні), голчасті і сферичні. Перші дві форми характерні для когерентних чи напівкогерентних виділень, а сферична – для некогерентних.

При низьких температурах внаслідок малої рухомості атомів і незначного дифузійного переміщення розчиненого елемента в ґратці елемента розчинника можливе утворення тільки передвиділень (або кластерів), які являють собою дуже малі об'єми твердого розчину з підвищеною концентрацією розчиненого компоненту, в яких кристалічна ґратка елемента-розчинника зберігається. Зони Гінґе-Престона (зони ГП) – це збільшений у розмірах кластер, який можна фіксувати рентгеноструктурними методами. (Кластер має товщину в декілька атомних діаметрів, а протяжність – декілька десятків; зона ГП має ці розміри на порядок більші). Скупчення розчинених атомів приводить до місцевого викривлення кристалічної ґратки, що утруднює переміщення дислокацій. В залежності від співвідношення атомних радіусів компонентів та температури старіння зони ГП можуть мати форму дисків діаметром 50...500 Å та товщиною в декілька атомних діаметрів. При невеликій різниці

в атомних діаметрах компонентів зони ГП мають сферичну форму. В деяких випадках можуть мати голчасту форму.

При достатній температурі та тривалості витримки може відбуватися утворення впорядкованих зон, а потім проміжних фаз, що мають когерентний або напівкогерентний зв'язок з матрицею. Останньою стадією старіння є утворення виділень стабільної фази. Здебільшого частинки стабільної фази мають некогерентний зв'язок з матрицею. З підвищенням температури та часу старіння відбувається коагуляція (укрупнення) частинок стабільної фази.

Розглянемо старіння сплаву Д1 на основі алюмінію (4,5%Cu; Al – основа). Структура сплаву в рівноважному стані α -твердий розчин + θ_{II} -фаза (CuAl_2), рис. 10.6. Після істинного гартування ($t_n = 500^\circ\text{C}$) сплав має структуру пересиченого атомами Cu α -твердий розчин з ГЦК граткою. Процес розпаду пересиченого твердого розчину складається з наступних стадій:

1. Утворення в α -твердому розчині субмікроскопічних зон з підвищеним вмістом міді – зон Гінье-Престона (зон ГП1). Зони ГП1 в сплавах Al-Cu мають пластинчасту форму у вигляді дисків та утворюються паралельно кристалографічним площинам (100) ГЦК гратки Al. Зона ГП1 – це сегрегація атомів Cu, яка приводить до зменшення параметрів ГЦК гратки Al (атомний радіус міді (0,128 нм) менший за атомний радіус алюмінію (0,143 нм)). Розміри зон ГП1: товщина 0,5...1,0 нм, діаметр 4...10 нм.

2. Утворення зон ГП2 з більшим вмістом Cu, які за складом відповідають стабільній фазі CuAl_2 (θ -фаза). Для зони ГП2 характерна взаємна впорядкованість в розташуванні атомів Cu та Al: одну частину площин займають тільки атоми Cu, а іншу частину – тільки атоми Al. Товщина зон ГП2 становить 10 нм, діаметр – до 150 нм.

Перша та друга стадія (зонне старіння) спостерігаються при природньому старінні. Сплави після зонного старіння мають високі значення відносного видовження ($\delta > 10...15\%$), значну різницю між границею міцності та плинності ($\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,7...0,8$), високий опір удару та стійкість до корозії під навантаженням. Зонне старіння – це зміцнювальне старіння.

3. Утворення частинок метастабільної θ' -фази (за складом відповідають фазі CuAl_2) з тетрагональною ґраткою, що має з ГЦК-ґраткою когерентні чи напівкогерентні межі по площинам (100). Ця стадія старіння називається фазовою і відбувається при нагріванні (100...200°C, штучне старіння). Фазове старіння може бути зміцнювальним та знеміцнювальним. Для зміцнювального фазового старіння характерне зниження відносного видовження, мала різниця між $\sigma_{0,2}$ та σ_B ($\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,8...0,95$), зниження ударної в'язкості та стійкості проти корозії під навантаженням.

4. Утворення частинок стабільної θ -фази (CuAl_2) з тетрагональною ґраткою, які мають некогерентні межі із матрицею (α -твердим розчином). Спотворення в ґратці Al зменшується.

5. Коагуляція частинок θ -фази. Ця стадія старіння називається коагуляційною і супроводжується знеміцненням сплаву. Четверта та п'ята стадії спостерігаються при 300...400°C

Таким чином, процес розпаду пересиченого α -твердого розчину відповідає схемі: $\alpha + \text{ГП1} \rightarrow \alpha + \text{ГП2} \rightarrow \alpha + \theta' \rightarrow \alpha + \theta$ (CuAl_2).

Виділення, які утворюються при старінні, перешкоджають руху дислокацій і тим самим зміцнюють сплав. Що більша кількість та менші розмір частинок (виділень) та відстань між ними, то вищі міцність та жароміцність сплаву:

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{c\sqrt{f}}{d},$$

де σ – міцність сплаву;

σ_0 – міцність матриці;

c – константа;

f – об'ємна частка частинок;

d – діаметр частинок.

11. ПОВЕРХНЕВЕ ГАРТУВАННЯ ТА ХІМІКО-ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ (ХТО) СТАЛЕЙ

Більшість деталей машин працює в специфічних умовах: зношення, кавітації, циклічних навантажень, корозії, при криогенних та підвищених температурах, тобто в умовах, коли максимальні напруження виникають в поверхневих шарах металу, де зосереджуються основні концентратори напружень. Хіміко-термічне оброблення (ХТО) та поверхнєве гартування підвищують твердість, зносостійкість, кавітаційну та корозійну стійкість і створюють на поверхні сприятливі залишкові напруження стиснення, підвищують надійність та довговічність машин, підвищують контактну витривалість.

11.1 Хіміко-термічне оброблення – це процеси дифузійного насичення поверхневого шару виробів із зовнішнього середовища різними елементами (в атомарному стані) одночасно із тепловим впливом.

ХТО – один із найбільш ефективних методів підвищення довговічності деталей машин завдяки збільшенню твердості, опору зношуванню, границі витривалості, контактної витривалості, а в деяких випадках – антикорозійних, антиерозійних властивостей та окалино- (жаро-)стійкості.

Після ХТО змінюється хімічний і фазовий склад, структура, та як наслідок цього – властивості поверхневого шару. Дифузійне насичення металів і сплавів можливо лише при підвищеній температурі, коли стає помітною дифузія атомів елемента, що насичує поверхню. Для зміни хімічного складу виробів їх нагрівають в активному середовищі і при цьому одночасно відбуваються такі процеси: утворення елемента в активному (атомарному) стані; адсорбція атомів поверхнею виробів; дифузія атомів від поверхні у глибину виробу.

Основні кількісні характеристики дифузійного шару – його глибина, концентрація елемента, твердість поверхні. При ХТО глибина шару залежить від багатьох факторів: природи елемента, що насичує; його активності в робочому середовищі; тривалості та температури насичення; хімічного складу сталі. Наприклад, при насиченні елементами, котрі утворюють тверді розчини втілення, швидкість формування шару в багато разів вища, ніж при

утворенні твердих розчинів заміщення, тому що дифузійна рухомість атомів втілення на декілька порядків вища рухомості атомів заміщення. Підвищення температури насичення при однаковій тривалості приводить до збільшення глибини дифузійного шару за експонентою і на практиці використовується як один із методів інтенсифікації процесів ХТО.

У залежності від стану речовини – постачальника атомів насичення, розрізняють насичення із газової (парової), рідкої або твердої фази.

Окрім того, *всі різновиди ХТО поділяють на дві групи:*

1) дифузійне насичення неметалами: цементация (насичення вуглецем), нітроцементация або ціанування (вуглецем і азотом), азотування (азотом);

2) дифузійне насичення металами (дифузійна металізація) – хромом, алюмінієм, кремнієм, титаном тощо. Найпоширеніше промислове використання знайшли методи насичення неметалами.

Цементация – процес дифузійного насичення вуглецем поверхневих шарів сталевих виробів. Цементовані вироби повинні мати поверхневу твердість ≥ 56 HRC, підвищену зносостійкість поверхні та в'язку серцевину. Тому для їх виготовлення використовують маловуглецеві (0,1...0,25 % C) сталі: 10, 15, 20, 15X, 18XГТ, 12ХН3А, 18Х2Н4А та інші.

Розчинність вуглецю у фериті незначна, тому цементацию сталі проводять в аустенітному стані (при температурі вище A_{c3} для цементовної сталі). Інтервал температур цементации складає 870...1050°C. Підвищення температури цементации призводить до росту аустенітного зерна, погіршенню механічних і експлуатаційних властивостей шару і серцевини. Оптимальним поверхневим вмістом вуглецю у шарі вважається 0,8...1,1 %. При меншому вмісті вуглецю не досягається необхідна твердість поверхні, а при більшому – в цементованому шарі утворюється карбідна сітка, внаслідок чого він стає крихким.

Глибина шару найчастіше знаходиться в межах 0,6...1,3 мм; на деталях зі значними розмірами вона може досягати 4...6 мм. За рівних умов підвищення температури цементации скорочує тривалість насичення. Наприклад, тривалість процесу для досягнення глибини 1 мм в сталі 10 при 900 °C становить 6 годин, а при 970 °C – 4...5 годин.

Речовини – постачальники вуглецю при цементації називаються *карбюризаторами*. У залежності від виду карбюризатору розрізняють цементацію у твердому карбюризаторі і газову цементацію.

Твердий карбюризатор складається із суміші деревного вугілля та вуглекислих солей. Деталі складають в спеціальні сталеві ящики, пересипають карбюризатором, герметизують, щоб зменшити доступ повітря, і завантажують у нагріту піч. При нагріванні внаслідок взаємодії деревного вугілля і залишку кисню утворюється оксид вуглецю CO, який на поверхні металевих виробів дисоціює за реакцією $2\text{CO} \rightarrow \text{C} + \text{CO}_2$ з утворенням атомарного вуглецю. Останній «поглинається» металом, а CO₂ після взаємодії з деревним вугіллям відновлюється до CO.

При *газовій цементації* використовують як карбюризатор спеціально приготувану суміш газів (ендогаз); природний газ; рідкі вуглеводні – гас, синтин, піробензол. Деталі у спеціальних пристроях завантажуються в цементаційні печі, в котрих природний газ і органічні рідини дисоціюють з утворенням атомарного вуглецю, наприклад, $\text{CH}_4 \rightarrow \text{C} + 2\text{H}_2$.

Газова цементація має низку переваг порівняно з цементацією у твердому карбюризаторі: можливі механізація і регулювання насичення; менша тривалість процесу. У зв'язку з цим газова цементація використовується в масовому та серійному виробництві.

Після цементації максимальний вміст вуглецю на поверхні виробів плавно зменшується в перерізі деталі від поверхні до початкового вмісту в серцевині. Наприклад, в цементованій деталі із сталі 10 концентрація вуглецю зменшується від 1,0 % на поверхні до 0,1 % в серцевині. Структура деталей, повільно охолоджених після цементації, наближена до рівноважної і залежить від вмісту вуглецю: в заевтектоїдній частині шару – перліт із сіткою вторинних карбідів, в евтектоїдній – перліт, в доевтектоїдній – перліто-феритна із збільшенням частки фериту в напрямку до серцевини (рис.11.1). Зазначені структури мають низький рівень твердості, тому лише однієї цементації недостатньо для досягнення значної поверхневої твердості та високих експлуатаційних властивостей. Вони забезпечуються завершальним термічним обробленням – гартуванням та відпусканням. У залежності від ма-

рки цементовної сталі, температури цементації, призначення деталей і т. ін., можливі такі основні технологічні схеми:

–цементация, повільне охолодження, гартування від температури $A_{c1} + (30...50)^{\circ}C$, відпускання низькотемпературне (ХТО для маловідповідальних деталей зі сталей 10, 15Х тощо), рис.11.2, а;

–цементация, повільне охолодження, подвійне гартування, відпускання низькотемпературне (для важконавантажених деталей відповідального призначення зі сталей 12ХН3А, 18Х2Н4МА тощо), перше гартування (температура вище A_{c3}) використовують для перекристалізації та подрібнення зерен в серцевині, що виростили при високих температурі і тривалості цементації, а також розчинення цементитної сітки в заевтектоїдній зоні шару. Друге гартування (температура $A_{c1} + (30...50)^{\circ}C$) забезпечує дрібнозернисту структуру шару та збереження дрібних глобулярних карбідів в заевтектоїдній частині шару, рис.11.2, б;

–цементация, охолодження в печі до температури гартування сталі ($A_{c1} + (30...50)^{\circ}C$), гартування (так зване гартування з цементаційного нагрівання), відпускання низькотемпературне, рис.11.2, в. Використовується для спадководрібнозернистих сталей (18ХГТ, 25ХГМ тощо), що зберігають після тривалої цементації зерно в серцевині і в шарі не більше 7 балу. Ця технологія використовується після газової цементації; її головні переваги – виключення повторного нагрівання, зменшення деформації деталей, збереження енергоносіїв.

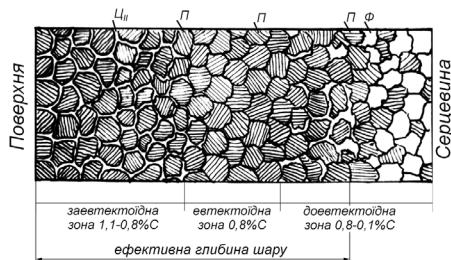


Рисунок 11.1 – Схематичне зображення структура поверхневого шару сталі 10 після цементації

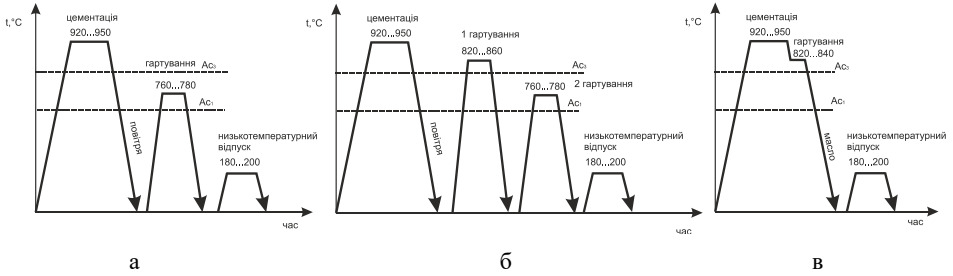


Рисунок 11.2 – Графіки хіміко-термічного оброблення деталей маловідповідальних (а), важконавантажених (б) та зі спадковдрібнозернистих сталей (в)

Структура цементованого шару (рис.11.3) після термічного оброблення – мартенсит відпущений, аустеніт залишковий, карбіди; структура серцевини – ферито-перлітна (вуглецеві сталі), маловуглецевий відпущений мартенсит із феритом (леговані сталі), що пояснюється підвищеною прогартуваністю легованих сталей. Після ХТО твердість поверхні цементованих сталей $HRC \geq 56$, серцевини $HRC 20...45$ (в залежності від хімічного складу сталі, розмірів деталі, структури серцевини). Швидкість цементації становить $0,1...0,2$ мм/год.

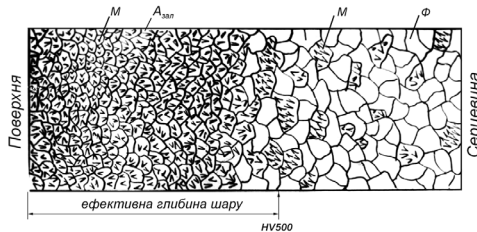


Рисунок 11.3 – Схематичне зображення структури сталі 10 після цементації з подальшим термічним обробленням

Методи поверхневого зміцнення, зокрема цементація, підвищують міцність, границю витривалості, опір руйнуванню виробів, зумовленого втомою металу, що виникає під дією контактних напружень. Тріщина втоми зароджується і розвивається під дією напружень розтягу. У зміцненому поверхневому шарі, що має більший питомий об'єм порівняно із серцевиною, виникають напруження стиснення (рис. 11.4, в). Внаслідок взаємодії напружень від навантаження і зміцнення (рис. 11.4, г) зменшується рівень напружень розтягу і підвищується опір втоми сталі, довговічність деталей.

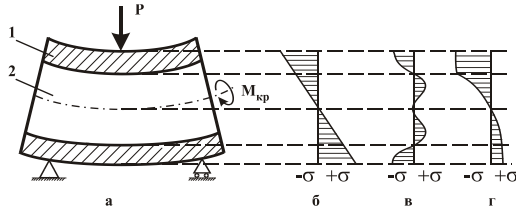


Рисунок 11.4 – Схема навантаження деталі типу вал (а) та епюри напружень від навантаження (б), поверхневого зміцнення (в), спільної дії навантаження і зміцнення (г)

Азотування – процес дифузійного насичення поверхні виробів азотом. Мета азотування – підвищити твердість, зносостійкість, границю витривалості та опір корозії.

В сплавах системи Fe-N (рис.11.5) утворюються наступні фази:

- α -фаза – твердий розчин втілення атомів азоту в ОЦК ґратку α -Fe;
- γ -фаза – твердий розчин втілення атомів азоту в ГЦК ґратку γ -Fe;
- γ' -фаза – проміжна фаза, твердий розчин на основі нітриду Fe_4N з ГЦК ґраткою.
- ε -фаза – проміжна фаза, твердий розчин на основі нітриду Fe_3N з ґраткою ГЦП.

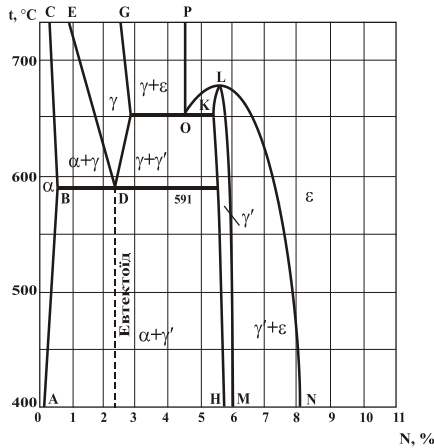


Рисунок 11.5 – Фрагмент діаграми стану системи Fe-N

Твердість нітридів заліза відносно невисока: γ' -фази – HV 550 (HRC 50); ϵ -фази – HV 450 (HRC 44). Тому твердість вуглецевих сталей після азотування не перевищує HV 600 і для азотування використовують леговані алюмінієм, ванадієм, молібденом та хромом сталі. В них, окрім нітридів AlN, VN, Mo₂N, Cr₂N, для яких характерна висока твердість, є зони з підвищеним вмістом азоту і легувальних елементів, що створюють пружні викривлення ґратки α -твердого розчину. Високодисперсні нітриди легувальних елементів та збагачені азотом, алюмінієм, ванадієм та хромом зони гальмують рух дислокацій і підвищують твердість азотованого шару легованих сталей (HV 1000...1200).

Азотування конструкційних сталей проводиться при температурах нижче 591 °С – температури евтектоїдного перетворення в системі Fe-N. Використовують середньовуглецеві (0,3...0,45 % C) леговані сталі 38Х2МЮА, 30Х2Н2МФА, 40ХНМ та ін. Перед азотуванням деталі проходять поліпшення (гартування і високотемпературне відпускання), щоб забезпечити в'язку серцевину і підготувати структуру до азотування. Азотування при 520...560 °С дозволяє сформувати шар 0,3...0,6 мм за 30...60 годин, тобто швидкість азотування складає 0,01 мм/год. Атомарний азот для насичення утворюється при дисоціації аміаку $2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 3\text{H}_2$.

Після насичення деталі охолоджують з піччю в атмосфері аміаку до 150...200 °С, а потім на повітрі. Структура поверхневого шару сталі (в напрямку від поверхні до серцевини) після азотування (рис.11.6): $\epsilon \rightarrow \gamma' + \epsilon \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma' + \alpha$, де ϵ -фаза – твердий розчин на основі нітриду (Fe₃N), ґратка ГЦП; γ' -фаза – твердий розчин на основі нітриду (Fe₄N), ґратка ГЦК; α -фаза – твердий розчин втілення азоту в α -Fe з ґраткою ОЦК. Структура серцевини – сорбіт відпуску (C_{від}).

Висока твердість азотованого шару забезпечується утворенням твердого розчину втілення азоту в α -Fe і, головним чином, нітридами легувальних елементів. Тому після азотування термічне оброблення не виконується.

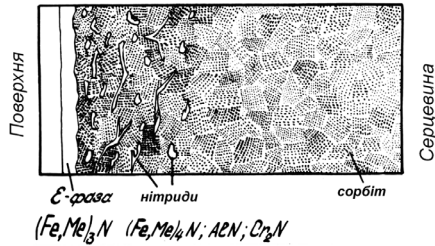


Рисунок 11.6 – Схематичне зображення структури сталі 38X2MЮА після азотування

Переваги азотування порівняно із цементацією: більша твердість поверхні, яка зберігається при нагріванні до 500 °С (твердість цементованих виробів знижується при нагріванні вище 200 °С); підвищені зносостійкість, границя витривалості, кавітаційна стійкість; опір корозії в повітряній атмосфері, прісній воді і її парі; незначна деформація виробів.

Недоліки азотування: повільна швидкість насичення; підвищена крихкість азотованого шару.

11.2 Поверхнєве гартування. Поєднання високої поверхневої твердості, міцності та в'язкої серцевини, окрім ХТО, досягається поверхневим гартуванням після газополумєневого, електронно-променевого або плазмового нагрівання та нагрівання струмом високої частоти (СВЧ). При нагріванні СВЧ використовується явище нерівномірності розподілу змінного струму за перерізом виробу: при високих частотах струм практично проходить тільки в поверхневому шарі деталі, розігріваючи його до температур гартування.

Деталь, що підлягає поверхневому гартуванню, розташовують в індукторі (один чи декілька витків водоохолоджуваної мідної трубки), який повторює форму деталі (рис. 11.7). Через індуктор пропускають змінне магнітне поле, яке індукує в поверхневому шарі деталі струми Фуко, що зумовлює розігрівання поверхні деталі.



Рисунок 11.7 – Схема розташування деталі в індукторі

Параметри термооброблення: висока швидкість нагрівання 100...1000°C/с; час нагрівання становить 2...50 с; температура нагрівання, порівняно з пічним нагріванням, на 100...200°C вища температури A_3 .

Товщина (δ) поверхневого шару:

$$\delta \approx \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}},$$

де ρ – питомий опір, Ом·м;

μ – магнітна проникненість, Тс;

f – частота струму, Гц.

Що вища частота струму, то менша товщина шару.

Наприклад, при частоті струму (0,5...1) кГц загартований шар становить (5...6) мм, при (60...250) кГц – менше 1 мм.

Завдяки великій швидкості нагрівання, нетривалій витримці при температурі гартування досягається дрібнозерниста структура, мікронеоднорідність аустеніту за вмістом вуглецю, що дозволяє підвищити на 1...3 HRC твердість загартованої сталі після нагрівання СВЧ порівняно із гартуванням після об'ємного нагрівання.

Для зміцнення використовують середньовуглецеві сталі (0,3...0,5 % С): 35, 45, 50, 40Х, 40ХН та ін. При меншому вмісті вуглецю не забезпечуються вимоги щодо твердості поверхні (HRC \geq 55); при більшому – серцевина буде мати низьку в'язкість. Перед поверхневим гартуванням здійснюють нормалізацію чи поліпшення, які забезпечують необхідні властивості серцевини. Після нагрівання СВЧ деталі охолоджуються водою в гартівній ванні або за допомогою спеціального пристрою, потім проводиться відпускання при 160...200 °С, іноді – самовідпускання. Після термічного оброблення поверхневий шар має структуру відпущеного мартенситу (HRC 55...58), серцевина – феритоперлітну або сорбітну (HRC 20...35) структуру (рис.11.8).

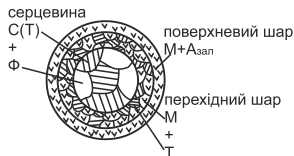


Рисунок 11.8 – Схематичне зображення мікроструктури сталі 45

Переваги поверхневого гартування порівняно із об'ємним: менший розмір зерна і підвищена твердість; незначна деформація деталі; наявність напружень стиснення в поверхневих шарах і, як наслідок, підвищена циклічна довговічність виробів.

12. ЛЕГОВАНІ СТАЛІ

Всі хімічні елементи, що входять до складу сталі можна поділити на 4 групи:

1 група. Постійні або звичайні домішки. Це Mn і Si, що вводять в сталь при її виробництві, та S і P, від яких важко позбутись.

2 група. Приховані домішки (O, H, N), що присутні в кожній сталі в малих кількостях.

3 група. Випадкові домішки, що потрапляють з шихтових матеріалів, металобрухту, руди.

4 група. Легувальні елементи – елементи, що спеціально, в певних концентраціях вводять в сталь з метою зміни її структури та властивостей.

Значна більшість матеріалів для деталей машин та інструментів повинна мати властивості, яким повною мірою не відповідають вуглецеві сталі, тому широке використання набули леговані сталі та спеціальні сплави. Легувальні елементи в сталі додають для підвищення конструкційної міцності. Поліпшення механічних властивостей зумовлено впливом легувальних елементів на властивості фериту; тип, хімічний склад та дисперсність карбідної фази; стійкість мартенситу під час відпускання; прогартовуваність та розмір зерна. За допомогою легування можна покращити співвідношення між міцністю та в'язкістю, а також значно знизити температуру переходу сталей до крихкого руйнування. Легування підвищує твердість сталі та теплостійкість, тобто здатність сталі протистояти знеміцненню при нагріванні до підвищених температур. За допомогою легування підвищується опір зношуванню та корозії, тобто сплави набувають нових фізичних та хімічних властивостей (зносостійкість, корозійна стійкість, жароміцність, жаростійкість, особливі електричні та магнітні властивості).

Вплив легувальних елементів на структуру та властивості сталей. Легувальні елементи (в залежності від концентрації) можуть розчинятися в фериті, аустеніті, входити до складу цементиту, утворювати спеціальні карбіди, нітриди, карбонітриди, інтерметаліди, бориди тощо.

1. *Легований ферит (Ф) та аустеніт (А)* – це багатоконпонентні тверді розчини не тільки втілення атомів вуглецю, а і за-

міщення атомів легувальних елементів відповідно в ОЦК та ГЦК ґратках α - та γ -Fe. Всі легувальні елементи (крім C, N, H, частково B) утворюють тверді розчини заміщення.

2. *Карбідні фази* (позначено буквою К). Наприклад: структура $\text{П} + \text{К}_{\text{II}}$, К_{II} – легований цементит вторинний; структура $\text{Ф} + \text{К}$, К – спеціальний карбід. По відношенню до вуглецю легувальні елементи поділяють на карбідоутворювачі (Fe, Mn, Cr, Mo, W, Nb, V, Zr, Ti) та некарбідоутворювачі (або графітізатори) Ni, Al, Cu, Si, Co. Слід зауважити, що спроможність карбідоутворення зростає у приведеному ряді карбідоутворювачів зліва направо. Карбідні фази поділяють на дві основні групи:

2.1 Легований цементит. При незначній концентрації легувальні елементи замішують атоми Fe в цементиті. Загальна формула карбіду M_3C (де M – метал, C – вуглець), наприклад $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$, $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$. Елементи Nb, V, Zr, Ti в цементиті не розчиняються.

2.2 Спеціальні карбіди. Утворюють елементи Cr, Mo, W, Nb, V, Zr, Ti. Поділяють на дві групи: перші мають складну кристалічну ґратку та легко розчиняються при нагріванні в аустеніті (M_{23}C_6 (Cr_{23}C_6), M_7C_3 (Cr_7C_3), M_6C (Mo_6C , W_6C)); інші мають просту кристалічну ґратку та при температурах термічного оброблення в аустеніті майже не розчиняються (MC (VC , TiC), M_2C (W_2C)). Ці карбіди тугоплавкі та мають високу твердість.

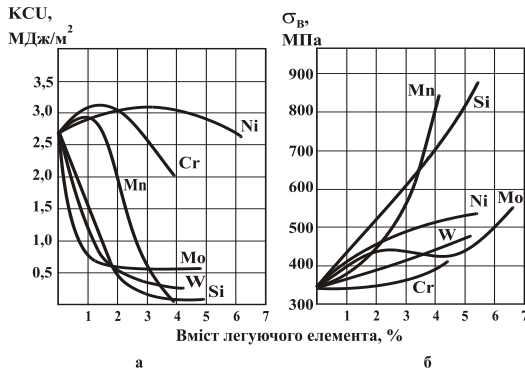
3. *Нітриди (карбонітриди)*. Всі карбідоутворювачі та Al утворюють нітриди (TiN , AlN) або комплексні сполуки карбідів та карбонітридів ($\text{Ti}(\text{C,N})$).

4. *Інтерметаліди* – хімічні сполуки між металами. До інтерметалідних фаз відносяться електронні сполуки (FeAl , NiAl), топологічно щільнопаковані фази (ТЦП фази, наприклад FeCr), фази Лавеса типу A_2B (Fe_2Mo , Co_2Ti) та фази типу A_3B (наприклад, γ' -фаза $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$).

5 *Бориди*. Сполуки з бором: Mo_3B_2 , Cr_3B_2 .

Таким чином, леговані сталі мають складніший фазовий склад.

Легувальні елементи, розчиняючись в ґратці ОЦК α -Fe та призводячи до значного її спотворення, підвищують міцність та твердість фериту, зменшують ударну в'язкість (рис. 12.1).



а – ударна в'язкість; б – міцність

Рисунок 12.1 – Вплив легувальних елементів на властивості фериту

Хром, широко розповсюджений легувальний елемент, позитивно впливає на механічні властивості сталі: зміцнює ферит та підвищує ударну в'язкість при концентрації 1,5...2%. Найціннішим, але досить дефіцитним є нікель, який підвищує міцність та твердість фериту, у той же час не зменшує його в'язкості та знижує температуру порогу холодноламкості. *Марганець* та *кремній*, що мають відмінну від α -Fe кристалічну ґратку, значно підвищують міцність фериту та зменшують його в'язкість. Висока конструкційна міцність забезпечується раціональним, оптимальним легуванням. Надмірне легування знижує запас в'язкості, що полегшує крихке руйнування сталевих виробів.

Найважливішим фактором, що сприяє покращенню конструкційної міцності виробів, є зниження, завдяки легуванню, $v_{кр}$ при гартуванні та, як наслідок, підвищується прогартуваність, що в свою чергу надає можливість отримати однорідні властивості в більших перерізах. Найефективніше сприяє підвищенню прогартуваності комплексне легування ($Cr + Ni$, $Cr + Ni + Mo$ тощо), що забезпечує отримання високого комплексу властивостей у перерізі до 300 мм. Саме тому для великих деталей складної форми використовують комплекснолеговані сталі. Помякшене охолодження при гартуванні в оліві зменшує внутрішні напруження та можливість появи тріщин у деталях.

Більшість легувальних елементів зменшує розмір зерна аустеніту, що сприяє підвищенню роботи розвитку тріщин та зни-

женню порогу холодноламкості. Елементи, що утворюють карбіди, а також *Co* та *Si*, затримують процеси при відпусканні мартенситу, виділення та коагуляцію карбідів під час відпускання, зберігаючи тим самим міцність сталі при нагріванні.

Важливою технологічною характеристикою легованих сталей є зварюваність. Зварюваність – властивість металів та сплавів при встановленій технології зварювання утворювати з'єднання, що задовольняють вимогам, які обумовлені конструкцією або експлуатацією виробу.

Зварюваність – комплексна технологічна характеристика, яка об'єднує наступні показники:

- чутливість металу до впливу домішок втілення та до окислення при зварюванні;
- реакцію металу на термодформаційний цикл зварювання;
- опір утворенню гарячих тріщин;
- опір повільному руйнуванню при зварюванні (холодні тріщини);
- відповідність властивостей зварного з'єднання заданим експлуатаційним властивостям.

Гарячі тріщини – вид високотемпературного міжкристалітного руйнування. Гарячі тріщини можна спостерігати як в металі шва, так і в металі ЗТВ поблизу границі сплавлення. До утворення гарячих тріщин може призвести несприятливе поєднання таких факторів: зниження деформаційної здатності металу в інтервалі кристалізації внаслідок присутності в структурі легкоплавких евтектик (залежить від вмісту сірки, яка утворює з Fe та Ni легкоплавкі евтектики); дефекти кристалічної будови; виділення крихких фаз; внутрішні та зовнішні напруження (для зменшення напружень використовують попередній або супутній підігрів).

Типи гарячих тріщин:

1. Кристалізаційні або ліквідаційні (утворюються при первинній кристалізації).
2. Тріщини, що виникають внаслідок фазових перетворень при кристалізації.
3. Тріщини, що утворюються під валіком та пов'язані з температурними напруженнями.

Опір сплаву утворенню гарячих тріщин можна оцінити за допомогою показника К.Ітамури *HCS* (hot cracking susceptibility):

$$HCS = \frac{C \left(S + P + \frac{Si}{25} + \frac{Ni}{100} \right) \cdot 10^3}{3Mn + Cr + Mo + V}.$$

Гарячі тріщини в зварних з'єднаннях вуглецевих та низьколегованих сталях не утворюються, якщо $HCS \leq 4$ та при зварюванні прокату великого перетину з високоміцних сталей при $HCS < 1,6$.

Холодні тріщини – вид локального руйнування зварних з'єднань. При утворенні холодних тріщин визначальними є три фактори: гартівні структури, підвищений рівень напружень першого роду (пов'язані із структурними та об'ємними змінами при гартуванні) та насиченість металу воднем.

Схильність сталі до утворення холодних тріщин залежить від її загартовуваності – підвищення твердості внаслідок термічного впливу зварювання та насичення металу шва і ЗТВ зварних з'єднань воднем. Оскільки загартовуваність сталі підвищується із збільшенням ступеня легуваності, то схильність сталі до утворення холодних тріщин визначають за допомогою еквіваленту вуглецю $C_{екв}$:

$$C_{екв} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15}.$$

Вважається, що сталь не схильна до утворення холодних тріщин якщо $C_{екв} \leq 0,4\%$.

Використання при зварюванні підігріву зменшує схильність сталі до утворення холодних тріщин.

Завдяки легуванню концентрація вуглецю в т.*S* та *E* зменшується, що приводить до зсуву лінії *SE* діаграми Fe-Fe₃C ліворуч (рис. 12.2), тому ледебурит в структурі легованих сталей утворюється при менших, ніж 2,14%, концентраціях вуглецю. Наприклад, в сталі з 4 %*W* ледебурит спостерігається при наявності приблизно 0,9% вуглецю.

За впливом на температури поліморфних перетворень легувальні елементи поділяють на *аустенітостабілізатори* (*Ni*, *Mn*, *Cu*, *N*, а також *C*) та *феритостабілізатори* (більшість легувальних елементів: *Cr*, *Mo*, *W*, *V*, *Ti*, *Al*, *Si* та інші). Елементи першої групи знижують температури точок *A₃* та підвищують температури точок *A₄* (відповідає лінії *NJ* поліморфного перетворення

$A \neq \Phi$ діаграми Fe-Fe₃C), тобто вони розширюють γ -область. Якщо кількість легувальних елементів перевищує концентрацію, що відповідає вмісту точки *b* (рис. 12.3, а), то кристалічна ґратка аустеніту ГЦК стає стійкою при кімнатних температурах. Такі сталі називають аустенітними.

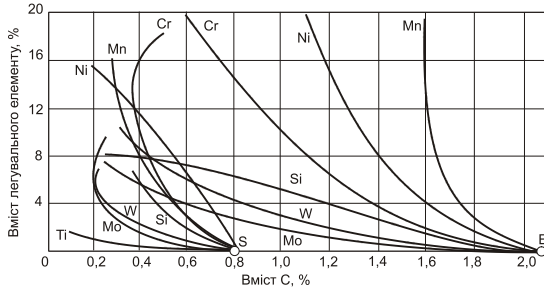
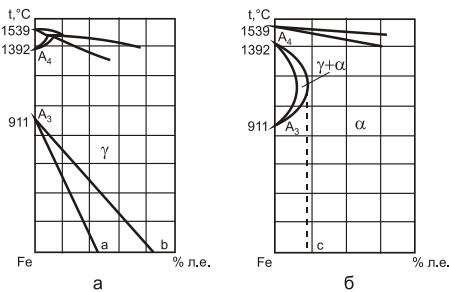


Рисунок 12.2 – Вплив легувальних елементів на положення точок S та E

При введенні *феритостабілізаторів* навпаки, температури точок A_3 підвищуються, а A_4 – знижуються, тобто область існування аустеніту зменшується, тому γ -область є замкнутою (рис. 12.3, б). Однофазні сплави з ОЦК-ґраткою, стійкі при будь-якій температурі до лінії солідус, називають феритними. Хром замикає γ -область при 13% (точка *c*), кремній – 2,0%, ванадій – 1,3%.



а – аустенітостабілізатори; б – феритостабілізатори

Рисунок 12.3 – Схема діаграм стану залізо-легувальний елемент

Маркування легованих сталей. При маркуванні використовують буквено-цифрове позначення, табл.12.1. Цифра на початку марки легованої сталі вказує на середню концентрацію вуглецю: дві чи три цифри в конструкційних сталях – концентрація С в сотих частках відсотка, одна цифра в інструментальних сталях –

в десятих частках відсотка. Якщо кількість вуглецю 1...2%, то цифра на початку марки не ставиться і сталь є інструментальною.

Таблиця 12.1 – Умовні позначення елементів, які входять до складу сталі

Елемент	Символ	Позначення при маркуванні	Елемент	Символ	Позначення при маркуванні
Алюміній	Al	Ю	Молибден	Mo	М
Бор	B	Р	Нікель	Ni	Н
Ванадій	V	Ф	Ніобій	Nb	Б
Вольфрам	W	В	Титан	Ti	Т
Кобальт	Co	К	Хром	Cr	Х
Кремній	Si	С	Цирконій	Zr	Ц
Марганець	Mn	Г	Фосфор	P	П
Мідь	Cu	Д	Азот	N	А
Рідкісноземельні метали (РЗМ)	Ce, La, Nd, Y, Th	ч			

Примітка. «Р» на початку марки – швидкорізальна сталь; «Ш» на початку марки – вальницева (шарикопідшипникова) сталь; «А» на початку марки – автоматна сталь; «А» наприкінці марки – високоякісна сталь; «Е» на початку марки – електротехнічна сталь; «Э» на початку марки – сталь виплавлена на заводі «Електросталь», ЭИ – «И» (дослідницька), ЭП – «П» (пробна). Наприклад: ЭИ184, де цифри – порядковий номер. ДИ – завод «Дніпроспецсталь».

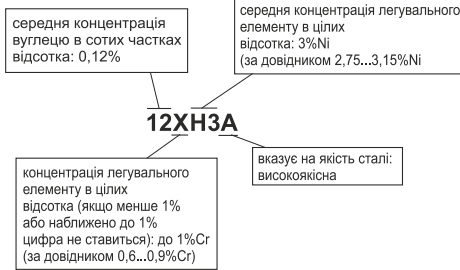
Цифра, що стоїть після букви, вказує на приблизну кількість відповідного легувального елемента у відсотках. Якщо цифра відсутня, то концентрація легувального елемента складає приблизно 1% або його вміст може бути в сотих або тисячних частках відсотках. На рис.12.4 наведено приклад розшифровки марок легуваних сталей.

Класифікація легуваних сталей. Леговані сталі розрізняють за хімічним складом, структурою, якістю та призначенням.

За хімічним складом в залежності від концентрації вуглецю сталі поділяють на: маловуглецеві (<0,3%С), середньовуглецеві (0,3...0,7%С) та багатовуглецеві (>0,7%С). В залежності від легувальних елементів, що входять до складу сталей, їх поділяють на хромисті, хромонікелеві, хромовольфрамомолибденові сталі тощо.

В залежності від сумарного вмісту легувальних елементів сталі бувають: малолеговані (≤ 5 % легувальних елементів), середньолеговані (5...10 % легувальних елементів) та багатолеговані сталі (>10 % легувальних елементів).

Приклад розшифровки марки конструкційної легованої сталі



Вияток в маркуванні - вальницева сталь (ШХ15 - вміст хрому вказано в десятих частках відсотка: 1,5%)

Приклад розшифровки марки інструментальної легованої сталі

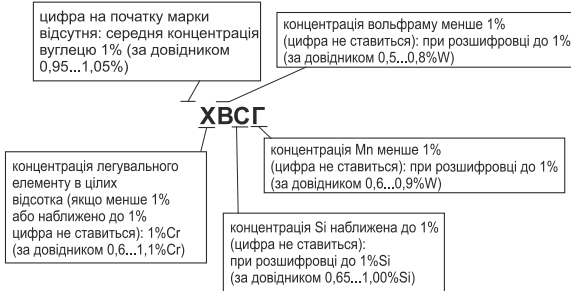


Рисунок 12.4 – Приклад розшифровок марок легованих сталей

За якістю в залежності від присутності шкідливих домішок (сірки та фосфору) сталі поділяють на якісні, високоякісні та особливо високоякісні.

За структурою сталі класифікують у рівноважному відпаленому (охладження з піччю) та нормалізованому (охладження на повітрі) стані зразків невеликого розміру.

Сталі у відпаленому (рівноважному) стані можуть мати структуру таких класів:

– *доевтектоїдні* (%C в сталі менший за концентрацію %C в т. S), що мають у структурі перліт та ферит, наприклад, 15Х, 40ХНМА, 65Г, 20Х13;

– *евтектоїдні* (%C в сталі співпадає з %C в т. S) – зі структурою перліт, наприклад, 60СГ, 60С2А;

– *заевтектоїдні* ($\%C$ в $m.S < \%C$ в сталі $< \%C$ в $m.E$) – зі структурою перліт та вторинні карбіди, наприклад, ХВГ, 70С3А, 40Х13.

Сталі цих класів, як правило, малолеговані (конструкційні містять менше 6% легувальних елементів, інструментальні – 1...4%), але при малій кількості вуглецю можуть бути і багатолегованими. При визначенні структури слід враховувати вплив легувальних елементів на положення точки S (див. рис. 12.2). Наприклад 3% хрому зсувають точку S до 0,6%С, і тому сталь 7Х3 за структурою у відпаленому стані є заевтектоїдною;

– *сталі ледебуритного (карбідного) класу* зі структурою перліт, ледебурит (суміш перліту та первинних карбідів) та вторинні карбіди. Ці сталі містять більше ніж 0,5...2,0%С, при сумі легувальних елементів більше ніж 8%. Належність сталі до цього класу визначають з урахуванням впливу легувальних елементів на положення точки E (див. рис. 12.2). Зі зсувом точки E вліво частина рідини сплаву при температурі евтектичного перетворення кристалізується в грубу евтектику – *ледебурит*. До цього класу відносяться сталі Х12М (близько 2%С), Р6М5 (приблизно 0,9 %С);

– *сталі феритного класу* (08ХІ8Т1, 15Х25Т) утворюються при легуванні елементами феритостабілізаторами (Cr, W, Si, V, Mo тощо), що розширюють α -область (див. рис. 12.3, б), та малій кількості вуглецю ($\leq 0,15\%$). Аустенітна область замикається при концентрації легувальних елементів, більшій ніж точка c (див. рис. 12.3, б) та залежить від діаграми стану залізо-легувальний елемент. Так, при кількості хрому більше 13% маловуглецеві сталі ($\leq 0,1\%C$) стають феритними. Феритні сталі не зазнають перетворень при нагріванні, тому не змінюють типу ґратки і своєї структури;

– *в сталях аустенітного класу* (04ХІ8Н10, 12Х18Н9, І5ХІ7АГІ4) є велика кількість (більша за концентрацію точки b , див. рис. 12.3, а) аустенітостабілізаторів (Ni, Mn, N, Cu), що розширюють γ -область. Вуглець також є аустенітостабілізатором, але його кількість в корозійностійких сталях обмежується 0,15%, бо він знижує корозійну стійкість. В жароміцні сталі аустенітного класу з карбідним зміцненням вводять 0,30...0,45%С. Аустенітні сталі також не мають структурних перетворень при нагріванні та охолодженні.

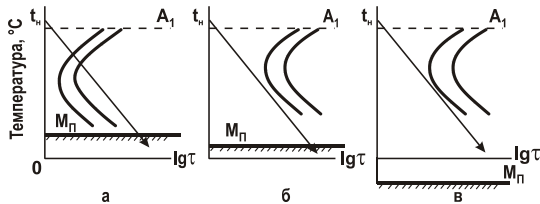
Для визначення структурного класу високохромистої сталі можна використати правило: якщо кількість нікелю становить не менше половини від кількості хрому (у відсутності інших феритостабілізаторів), то її структура є аустенітною.

При певній кількості легувальних елементів можлива часткова фазова перекристалізація ($\alpha \rightleftharpoons \gamma$) з утворенням структури проміжних класів: *напівферитного та напіваустенітного*.

За структурою в нормалізованому стані сталі поділяють на такі основні класи: перлітний, мартенситний, аустенітний та феритний.

Сталі перлітного класу мають невелику стійкість переохолодженого аустеніту (рис. 12.5, а), тому за умов охолодження на повітрі набувають структури перліту, сорбіту чи трооститу. Здебільшого це вуглецеві та малолеговані сталі ($\Sigma_{\text{ЛЕ}} \leq 5\%$).

Сталі мартенситного класу мають високу стійкість переохолодженого аустеніту (рис. 12.5, б), при охолодженні на повітрі до температур мартенситного перетворення вони загартовуються на мартенсит. До цього класу належать середньо- та багатолеговані сталі ($\Sigma_{\text{ЛЕ}} \geq 6\%$).



а – перлітний; б – мартенситний; в - аустенітний

Рисунок 12.5 – Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту в сталях різних класів (охолодження на повітрі)

Структурні класи аустенітних та феритних сталей після охолодження на повітрі збігаються з класифікацією у віддаленому стані.

Розглянута класифікація за структурою в нормалізованому стані має умовний характер, бо сталь одного і того ж хімічного складу може мати різну структуру в залежності від умов охолодження та розмірів виробів.

Знання класифікаційних ознак дозволяє вірно визначити структуру, властивості сталі у вихідному стані та вибирати ре-

жими термічного оброблення для отримання необхідних фізико-механічних та технологічних властивостей.

За призначенням леговані сталі поділяють на конструкційні, інструментальні та сталі із особливими властивостями (рис.12.6).

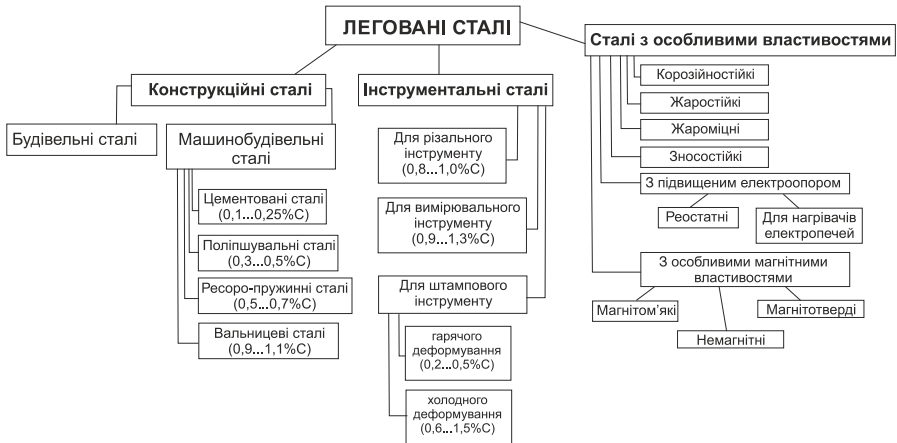


Рисунок 12.6 – Класифікація легованих сталей за призначенням

12.1 Конструкційні леговані сталі. Конструкційні сталі використовують для виготовлення деталей машин та елементів металевих конструкцій. При виборі сталі для виробів необхідно врахувати вимоги до міцності, пластичності, прогартуваності, циклічної міцності, ударної в'язкості, опору зношенню тощо.

Переваги легованих сталей порівняно із вуглецевими виявляються після відповідного термічного оброблення.

Масова частка вуглецю в конструкційних сталях не перевищує 0,7% і позначається двома цифрами на початку марки (12ХНЗА, 40ХН, 60С2).

Основні легувальні елементи конструкційних сталей – Si , Mn , Cr (до 2% кожного), Ni (до 4,5%). Такі елементи як W , Mo , V , Ti , Nb та деякі інші використовують у невеликих концентраціях (наприклад, 0,09...0,13%Ti; 0,2...0,3 %Mo; 0,001...0,005 %V) разом із вказаними елементами для поліпшення властивостей сталі. Сума легувальних елементів у конструкційних сталях здебільше не перевищує 6%.

Конструкційні сталі для машинобудування поділяють на такі основні групи:

Сталі, що цементують (нітроцементують) з вмістом 0,10...0,25 %С (наприклад, 15Х, 25ХГТ, 12Х2Н4А, 18Х2Н4МА та інші). Їхнє функціональне призначення – деталі, що працюють в умовах тертя (зубчасті колеса, кулачки тощо). Після цементації (нітроцементації), гартування та низькотемпературного відпускання забезпечується висока твердість поверхні (HRC 58...63) та зносостійкість у поєднанні з достатньою міцністю та в'язкістю серцевини (HRC 20...43, KCU > 70 Дж/см²).

За структурою в стані рівноваги ці сталі належать до доєвтектоїдних сталей і після термічного оброблення набувають структури мартенситу з карбідами у поверхневому шарі та маловуглецевого мартенситу чи бейніту у серцевині. Структурний клас у нормалізованому стані залежить від вмісту легувальних елементів. Наприклад, сталь 15Х – перлітного класу, 18Х2Н4МА – мартенситного.

Вміст легувальних елементів в цементованих сталях визначає рівень механічних та експлуатаційних властивостей, а також розмір деталей, які з них виготовляють.

Поліпшовані сталі містять 0,3...0,5%С (40ХН, 38ХМЮА, 50ХНМ, 30ХГС) і набувають високих механічних властивостей після термічного поліпшення – гартування та високотемпературного відпускання для отримання структури сорбіт відпускання (HRC 25...35). Таке термічне оброблення забезпечує підвищену границю плинності у комбінації з доброю пластичністю та в'язкістю, високим опором розвитку тріщин. Крім того, помітно знижується температура порогу холодноламкості. Цю групу сталей використовують для різноманітних деталей машин, що працюють в умовах не тільки статичних, але й циклічних та ударних навантажень (вали, шатуни та інше). Дуже важливою характеристикою при виборі цих сталей є прогартовуваність.

Ресорно-пружинні сталі містять 0,5...0,7%С. Термічне оброблення цих сталей складається з гартування та середньотемпературного відпускання при 420...500°С на структуру троостит відпускання (HRC 40...50), що забезпечує високі значення границі пружності, витривалості та релаксаційної стійкості. Ресорно-пружинні сталі належать до перлітного класу та мають у своєму складі такі основні легувальні елементи як Si (1...3%), Mn (1%), а в

сталях відповідального призначення, крім того – Cr (1%), V (0,15%), Ni ($\leq 1,7\%$).

До окремої групи конструкційних сталей належать *зносо-стійкі вальницьеві сталі*. В марці на початку стоїть літера Ш: ШХ6, ШХ15СГ, при цьому кількість хрому вказується у десятих частках відсотка. Сталі за своїм хімічним складом відповідають інструментальним сталям, а за умовами експлуатації є конструкційними. Основні вимоги до них: висока твердість, опір зношуванню, контактна витривалість, стабільність структури та розмірів. Сталі містять $0,9...1,1\%C$, $0,4...1,5\%Cr$, а також Si та Mn . Вони відносяться до заевтектоїдних сталей перлітного класу, підлягають неповному гартуванню від $820...850^\circ C$ та низькотемпературному відпусканню при $150...170^\circ C$ для отримання структури мартенситу з карбідами при мінімальній кількості залишкового аустеніту $A_{зал}$ ($\leq 5\%$). Забезпечується твердість HRC 60...64.

12.2 Інструментальні леговані сталі. Інструментальні сталі використовують для виготовлення різальних, вимірювальних інструментів та штамів для холодного або гарячого деформування.

Інструмент під час експлуатації зазнає впливу підвищених температур, зношування, високого тиску. Тому інструментальні сталі повинні мати високу твердість, зносостійкість, стабільність розмірів, теплостійкість, знижену критичну швидкість гартування. В марках інструментальних сталей вміст вуглецю вказується однією цифрою в десятих частках відсотка (5ХНМ, 9ХС). Цифра відсутня, коли вміст вуглецю не менше, ніж 1% (ХВГ, ХВСГ).

Сталі для різальних інструментів. За рівнем теплостійкості сталі для різальних інструментів поділяють на дві групи:

– малолеговані (сумарна кількість легувальних елементів до 5%) нетеплостійкі: ХВГ, ХВСГ, 9ХС та інші. Основні легувальні елементи: Cr , Si , Mn , W , V . Теплостійкість до $200...250^\circ C$. За структурою малолеговані сталі належать до заевтектоїдних сталей перлітного класу. Їх піддають неповному гартуванню від температури вище точки A_1 та низькотемпературному відпусканню на структуру мартенсит та надлишкові карбіди, що забезпечує твердість HRC 62...65 та високу зносостійкість. Через низьку теплостійкість вони мають експлуатаційні властивості практично на рівні із вуглеце-

вими сталями (для інструментів, що працюють при невеликих швидкостях різання і розігріваються не вище 200...250°C), однак на відміну від останніх їх можна використовувати для виготовлення інструментів більших розмірів та складної форми;

– багатолеговані (до 25% легувальних елементів) швидкорізальні сталі з теплостійкістю до 600°C: P18, P6M5, P9K5Ф2 та інші. Для забезпечення теплостійкості вводять *W*, *Mo*, *V* що утворюють спеціальні карбіди (M_6C , M_2C , MC), які повільно коагулюють. Карбіди сприяють підвищенню різальних властивостей та опору зношуванню. У зв'язку з цим інструментальні сталі містять не менше ніж 0,7% вуглецю.

Швидкорізальні сталі позначаються літерою *P*, цифра після якої вказує на вміст основного легувального елементу – *вольфраму* (P18, P6M5, P12, P9, P10K5Ф3 тощо). Вони відносяться в рівноважному стані до ледебуритного (карбідного) класу. В структурі литої сталі, що складається з евтектики та перліту, можна виділити три типи карбідів: первинні (карбіди ледебуриту), вторинні (що виділяються з аустеніту при охолодженні) та евтектоїдні. Грубі первинні карбіди негативно впливають на працездатність інструменту та збільшують крихкість сталі. Тому інструменти зі швидкорізальних сталей лише інколи виготовляють литвом, як правило, інструмент виготовляють з заготовок, що отримані гарячою пластичною деформацією зливків невеликої маси. Під час пластичної деформації первинні евтектичні карбіди (K_1) подрібнюються.

Швидкорізальні сталі – червоностійкі, тобто здатні зберігати мартенситну структуру, високу твердість та зносостійкість при нагріванні до температур червоного жару (600...620°C). Ці властивості досягаються після термічного оброблення – гартування та триразового відпускання при температурах близько 560°C.

Висока температура гартування 1220...1240°C для сталі P6M5 (на 400...450°C вище A_1) необхідна для розчинення карбідів *W*, *Mo* та отримання багатолегованих аустеніту (при нагріванні) та мартенситу (після гартування). Через підвищену кількість легувальних елементів сталь має низьку теплопровідність. Тому під час нагрівання використовується подвійне підігрівання (при 450 та 850°C) з метою запобігання утворенню термічних тріщин та деформації виробів. Після гартування в оліві твердість сталі

60...62 HRC, а структура складається з мартенситу, карбідів та 25...30 % залишкового аустеніту.

Відпускання проводиться тричі по 1 годині при 560°C. Під час витримки відбуваються процеси відпускання мартенситу, виділення високодисперсних спеціальних карбідів *W*, *Mo*, *V* з пересичених α - та γ -твердих розчинів, при охолодженні після витримки збіднений залишковий аустеніт перетворюється в мартенсит по досягненні точки $M_{\text{П}}$. Після відпускання твердість сталі досягає 64...65 HRC, а кількість залишкового аустеніту не перевищує 5%. Висока твердість сталі після відпускання зумовлена збереженням високолегованої мартенситної структури, дисперсійним зміцненням спеціальними карбідами та перетворенням залишкового аустеніту в мартенсит.

Для усунення карбідної неоднорідності, підвищення кількості вуглецю та стійкості інструменту зі швидкорізальних сталей у промисловості виготовляють заготовки методом порошкової металургії, а при термічному обробленні інструментів використовують оксидування, азотування, ціанування, нанесення покриттів, наприклад, нітриду титану TiN.

Сталі для вимірвальних інструментів. Основні вимоги до них: високі зносостійкість, стабільність розмірів та форми протягом тривалого часу експлуатації.

Найпоширенішими є заевтктоїдні низьколеговані сталі з кількістю приблизно 1% вуглецю (X, XГ, ХВГ, 9ХС), що піддають обробленню на високу твердість (HRC 60...64).

Для зменшення кількості залишкового аустеніту гартування проводять з нижчої температури, а відпускання – при 120...140°C протягом 12...24 годин. Інструмент високої точності піддають обробленню холодом перед відпусканням.

Штампові сталі поділяють на сталі для деформації металу в холодному та гарячому стані.

Сталі першої групи повинні мати високу міцність, твердість і тому містять 0,6...1,5% С та 1...14% легувальних елементів (9ХС, Х12М та інші). Високолеговані сталі Х12М, Х12Ф1 у відпаленому стані відносяться до ледебуритного класу, в нормалізованому – до мартенситного. Висока зносостійкість забезпечується великою кількістю карбідів Cr_7C_3 та MC після гартування. Їх тер-

мічне оброблення виконують на первинну чи вторинну твердість. У першому випадку температура гартування складає 1030...1070°C, а наступне відпускання при 150...160°C дозволяє досягти твердості 61...64 HRC.

Гартування на вторинну твердість проводиться від високих температур (1110...1170°C), що веде до значного насичення аустеніту хромом внаслідок розчинення карбідів та значному зниженню температури $M_{\text{п}}$. Після гартування зберігається 60...80% залишкового аустеніту в структурі, тому твердість низька – HRC 42...54. Після багаторазового відпускання при 500...580°C твердість зростає до HRC60...62 внаслідок перетворення $A \rightarrow M$.

Сталі для штампів гарячої деформації використовують при температурах понад 500°C в умовах ударного навантаження, тому вони повинні мати високі показники теплостійкості та в'язкості. Цим вимогам відповідають сталі зі зменшеним вмістом вуглецю (0,2...0,5%): 5XHM, 4X5B2ФС, 3X2B8 тощо. Після гартування ці сталі піддають відпусканню при 500...680 °C на структуру троостит чи троостосорбіт (HRC 35...45) в залежності від розмірів штампів, марки сталі та умов експлуатації.

12.3 Сталі з особливими властивостями (корозійностійкі, жаростійкі, жароміцні, зносостійкі). В сталях зі спеціальними властивостями концентрація вуглецю на початку марки позначається так само, як і в звичайних конструкційних сталях, але в більшості спеціальних сталей сума легувальних елементів становить > 6...10%.

Корозія – руйнування матеріалів від хімічної або електрохімічної дії оточуючого середовища. Внаслідок корозії зменшується робочий перетин деталі, її міцність, втрачається герметичність, обтічність, форма. Продукти корозії забруднюють середовище, знижують якість продукції, погіршують параметри роботи машин, а в деяких випадках можуть порушувати їх нормальну роботу та приводити до аварії.

В залежності від властивостей оточуючого середовища та від характеру його фізико-механічного впливу на матеріал виділяють:

- *хімічну корозію*. В середовищі сухих газів, а також в рідинах неелектролітах (нафта, бензин, фенол);

- *електрохімічну корозію*. В середовищі рідких електролітів: водних розчинах солей, кислот, лугів, вологого повітря, ґрунтових водах, тобто розчинів, які містять іони та є провідниками електрики.

Хімічна корозія. Найпоширенішим видом цієї корозії є газова корозія при високих температурах – процес взаємодії металу з киснем або активними газовими середовищами (галогени, сірчаний газ, сірководень, пари сірки, діоксид вуглецю і т.ін.). Від газової корозії руйнуються такі деталі як арматура печей, деталі двигунів внутрішнього згорання, лопатки газових турбін, сопла реактивних двигунів, жарові труби камер згорання, апарати синтезу аміаку. Газова корозія спостерігається при нагріванні сталі до температур гарячої пластичної деформації, до температур термічного оброблення тощо.

Спосіб захисту від хімічної корозії – це утворення на поверхні металу захисних оксидних плівок. Їх захисні властивості залежать від наступних факторів: хімічного складу; будови; здатності добре зчіплюватись з основним металом; товщини; відношення об'єму оксиду ($V_{ок}$) до об'єму металу ($V_{м}$) (співвідношення $V_{ок}/V_{м}$ повинно бути більше 1). Наприклад, в сплавах Mg утворюється оксидна плівка MgO із співвідношенням $V_{ок}/V_{м} \sim 0,79$, що утруднює захист сплавів від хімічної корозії. Крім того, захисні оксидні плівки повинні мати високі механічні властивості.

Найповніше зазначеним вище вимогам відповідає плівка оксиду хрому Cr_2O_3 , яка обумовлює високу стійкість проти корозії сталей та жаростійких сплавів з високим вмістом хрому.

Електрохімічна корозія. Найрозповсюдженіший вид корозії. При контакті двох металів або різних за властивостями фаз одного металу, що мають різні електродні (електрохімічні) потенціали, але знаходяться в одному електроліті, утворюється гальванічний елемент. Поведінка металу або окремих фаз залежить від їхнього електродного потенціалу (E_0 , В). Метал або фаза, яка має негативний електродний потенціал (анод) віддає позитивні іони в розчині та розчиняється (рис.12.7). Надлишкові електрони по зовнішньому ланцюгу переходять в метал або фазу, яка має вищий електродний потенціал (катод). Катод при цьому не руйнується, а електрони з нього видаляються в зовнішнє середовище.

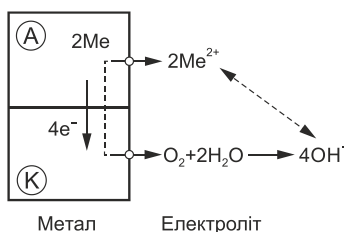


Рисунок 12.7 – Схема електрохімічного корозійного процесу

Що нижчий електродний потенціал металу або фази по відношенню до водню ($E_0 = 0$), то легше метал або фаза віддають іони і тим нижче їх корозійна стійкість, табл.12.2

Таблиця 12.2 – Електродні потенціали деяких елементів

Елемент	Mg	Al	Mn	Zn	Cr	Fe	Co	Ni	Sn	Pb	H	Cu	Hg	Ag	Au
E_0, B	-2,36	-1,66	-1,18	-0,76	-0,74	-0,44	-0,28	-0,25	-0,14	-0,13	0	+0,34	+0,79	+0,80	+1,50

Хід електрохімічного процесу визначається різницею потенціалів елементів. Наприклад: для пари Cu-Zn різниця в потенціалах становить 1,1В. У випадку замкнутого ланцюга: Cu – катод, Zn – анод, що призводить до його розчинення. Якщо прикласти напругу більше 1,1В, то анод та катод поміняються місцями, що призведе до розчинення міді та відновлення цинку.

Види електрохімічної корозії: загальна (рівномірна) – однакове руйнування деталі по всій поверхні металу; місцева або точкова (виразкова) – кородують окремі ділянки поверхні металу; міжкристалітна корозій (МКК) – корозія межами зерен; селективна корозія – руйнується одна із структурних складових.

Корозійностійкі сталі – це сталі які мають високу стійкість проти корозії в атмосферних умовах, деяких газових середовищах, прісній та морській воді, розчинах солей, лугів та деяких кислотах при кімнатній та підвищеній температурах.

Корозійна стійкість сталі поліпшується легувальними елементами, що викликають пасивацію (підвищення електрохімічного потенціалу, створення однофазної структури). Легувальними елементами-пасиваторами є Cr, Al, Ni, Mo Si та Cu. При об'ємному та поверхневому легуванні $Cr > 12,5\%$ сталь стає пасивною (рис.12.8), значно знижується корозійний струм та швид-

кість корозії. При вмісті Cr більше 12,5% (при умові, що він знаходиться в твердому розчині) на поверхні сталі на повітрі або в окисних водних електролітах виникає пасивний стан. Цей стан пов'язаний із зміною електрохімічного потенціалу сталі та утворенням на поверхні дуже тонкого оксидного шару, який складається з оксиду хрому Cr_2O_3 , що і забезпечує високу хімічну стійкість.

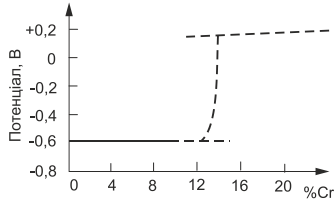


Рисунок 12.8 – Вплив %Cr (мас.) на електрохімічний потенціал сталі

Прикладом корозійностійких матеріалів можуть бути хромисті, хромонікелеві та хромомарганцеві сталі. При концентрації Cr більше 17% маловуглецеві сталі набувають однофазної структури, що підвищує корозійну стійкість, але виключає можливість зміцнення термічним обробленням. Структура хромистих корозійностійких сталей залежить від концентрації *вуглецю* та *хрому* (рис. 12.9). Наприклад, сталі, що містять 13%Cr, при нагріванні та охолодженні зазнають перетворення $\gamma \rightleftharpoons \alpha$, тому можуть зміцнюватися термічним обробленням, не втрачаючи корозійної стійкості. Концентрація вуглецю в них зумовлює твердість, міцність та пластичність після гартування та відпускання. Так, сталі 12X13, 20X13 мають достатню пластичність і можуть деформуватися при кімнатній температурі, а сталі 30X13, 40X13 використовують лише після гарячої деформації.

При введенні до неіржавіючої сталі аустенітостабілізаторів її структура у нормалізованому стані може бути визначена за допомогою діаграми Шефлера (рис. 12.10) після розрахунку еквівалентів хрому та нікелю.

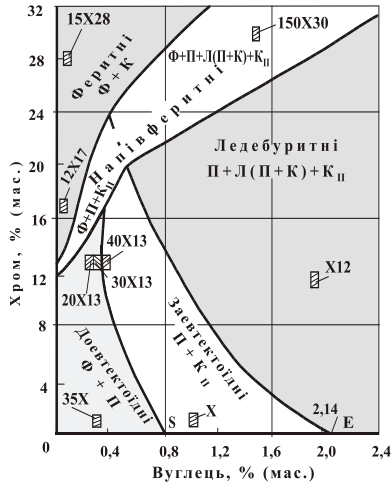


Рисунок 12.9 – Структурна діаграма системи Fe-Cr-C (стан рівноваги)

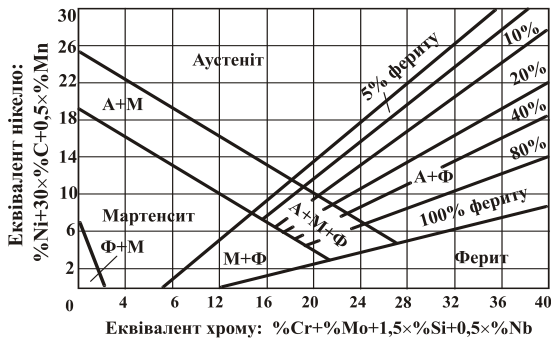


Рисунок 12.10 – Структурна діаграма корозійностійких сталей (нормалізований стан)

Якщо в складі неіржавіючої сталі концентрація нікелю становить не менше половини від концентрації хрому, то її структура аустенітна (наприклад, сталь 08X18H9).

В нормалізованому стані корозійностійкі сталі поділяють на класи: феритний (Ф); мартенситний (М); аустенітний (А); ферито-мартенситний (Ф-М); аустеніто-мартенситний (А-М); аустеніто-феритний (А-Ф).

Корозійностійкі сталі при нагріванні до певних температур оброблення здатні до міжкристалітної корозії (МКК), яка

пов'язана з виділенням карбідів $(Fe, Cr)_{23}C_6$ межами зерен, внаслідок чого примежові ділянки матриці збіднюються на хром. Це викликає зниження електрохімічного потенціалу меж зерен; і при суцільному збідненні вони стають анодами та вибірково руйнуються. Для боротьби з МКК або зменшують кількість вуглецю у сталі, або додають сильніший, ніж хром, карбідоутворювач, що зв'язує весь вуглець, залишаючи хром у твердому розчині (наприклад, титан у співвідношенні $Ti/C \geq 5$ або ніобій). Сталі, здатні протистояти МКК, зветься стабілізованими (04X18H10, 12X18H10T).

Корозійностійкі сталі, що підлягають термічному зміцненню. Мартенситні (20X13, 30X13, 40X13, 90X18) та мартенсито-феритні (08X13, 12X13) сталі мають добру корозійну стійкість в атмосферних умовах, в слабоагресивних середовищах (в слабких розчинах солей, кислот) та мають високі механічні властивості. Найчастіше їх використовують для виробів, що працюють на знос, як різальні інструменти, для пружних елементів та конструкцій в харчовій та хімічній промисловості, що знаходяться в контакті із слабоагресивними середовищами (4...5%-оцтова кислота, фруктові соки та ін.).

Термічне оброблення сталей: гартування та відпускання.

Сталі з невеликим вмістом вуглецю (~0,1%) після гартування від 1000°C в оливі мають мартенситну структуру з невеликою кількістю фериту. Структура сталі з підвищеним вмістом вуглецю (0,1...0,4%) після гартування в оливі або на повітрі повністю мартенситна. Твердість та міцність цих сталей тим вищі, що більший вміст вуглецю в сталі. При високому вмісті С крім мартенситу ці сталі можуть мати після гартування аустеніт залишковий, а також вільні карбіди, які розподілені у вигляді сітки.

Після гартування проводять відпускання на задану твердість.

Сталі після гартування мають високу корозійну стійкість. Але внаслідок того, що після охолодження на повітрі або в оливі в виробах з цих сталей з'являються великі напруження, які можуть викликати саморозтріскування, необхідно негайно після гартування проводити відпускання для зняття напружень при 200...400°C, при цьому це відпускання не впливає на корозійну стійкість сталей.

При відпусканні 480...520°C відбувається розпад мартенситу на ферито-карбідну суміш та виділення карбідів типу $M_{23}C_6$, тобто структура сталі стає гетерогеною. Феритна матриця збіднюється на хром, корозійна стійкість різко знижується. Також спостерігається суттєве зниження пластичності та ударної в'язкості внаслідок розвитку відпускнуї крихкості. Відпускання при вищих температурах підвищує корозійну стійкість.

Аустеніто-мартенситні сталі (07X16H6, 08X17H5M3).

Стимування евтектоїдного $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення та зниження температури M_{Π} в результаті легування аустенітостабілізаторами (*Ni, Mn, N, C* та частково *Cr*) приводить до утворення сталей перехідного класу з аустеніто-мартенситною структурою та відповідної зміни властивостей. При нагріванні сталей цього класу до високих температур вони стають повністю аустенітними. При швидкому охолодженні сталі повністю зберігають аустенітну структуру або відбувається часткове перетворення аустеніту на мартенсит, що залежить від температури M_{Π} .

Аустеніто-мартенситні сталі поряд з доброю стійкістю проти атмосферної корозії мають високі механічні показники та добру зварюваність. Механічні та фізичні властивості цих сталей залежать від співвідношення кількості аустеніту та мартенситу в структурі та процесів, які пов'язані з утворенням інтерметалідних або карбідних фаз, що додатково впливають на зміцнення. Аустеніто-мартенситні сталі використовують при виготовленні легких високоміцних конструкцій авіаційної техніки, транспорту.

Сталі цього класу містять приблизно $\leq 0,1\%C$; 14...17 %Cr; 5...9 %Ni та деяку кількість Al, Mo та Ti. Для підвищення механічних властивостей аустеніто-мартенситні сталі піддають гартуванню ($\sim 975^\circ C$), після чого структура сталі – нестійкий (метастабільний) аустеніт та деяка кількість мартенситу. Метастабільний аустеніт може перетворюватися в мартенсит при обробленні холодом або при пластичній деформації. В аустеніто-мартенситних сталях також може утворитися деяка кількість δ -фериту, однак його присутність в структурі повинна бути обмеженою внаслідок можливого окрихчування сталей та зниження рівня міцності.

В цьому стані сталь має достатньо високу пластичність, її можна піддавати холодній деформації та обробленню різанням.

Після гартування сталь обробляють холодом в інтервалі температур від -75 до -50°C для переведення частини ($\sim 40\%$) аустеніту в мартенсит (температура $M_{\text{П}}$ в цих сталях повинна знаходитися нижче кімнатної, але не настільки, щоб сталь була стабільною при обробленні холодом).

Додаткове зміцнення цих сталей може бути отримано внаслідок дисперсійного твердіння мартенситу при відпусканні (старінні) при температурах $450\text{...}500^{\circ}\text{C}$. Для цього до складу сталей вводять такі елементи як Al, Cu, Ti. При старінні з α -твердого розчину (мартенситу) виділяються частинки інтерметалідної фази NiAl, які когерентно зв'язані з ОЦК-матрицею, NiTi або Ni(Al,Ti), що також мають ОЦК-гратку. При введенні міді утворюються комплекси, які збагачені на мідь (припускають, що це твердий розчин Ni в Cu). В процесі відпускання в сталях виділяються карбонітриди Mo та V, що також підвищують міцність, але при цьому зменшують характеристики пластичності.

Корозійностійкі сталі, які не зміцнюються термічним обробленням. Хромисті сталі феритного класу містять приблизно $15\text{...}30\%$ Cr (наприклад, 08X18T1, 15X25T), їх використовують для виготовлення виробів, що працюють в окислювальних середовищах, для побутових приладів, для обладнання харчової та легкої промисловості. Вони мають високу корозійну стійкість в азотній кислоті, рідинних розчинах аміаку та інших агресивних середовищах.

Сталі феритного класу при нагріванні та охолодженні не мають $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворень та складаються з твердого розчину з ОЦК-граткою. Внаслідок малої розчинності вуглецю в фериті при помірних та кімнатних температурах він головним чином знаходиться у вигляді складних карбідів хрому та заліза.

Хромисті сталі феритного класу є схильними до МКК, яка може виявлятися після нагрівання вище 1000°C та швидкого охолодження (наприклад, при зварюванні) при температурах $\sim 900^{\circ}\text{C}$. Для зменшення схильності до МКК знижують вміст C в сталях та підвищують вміст Cr. Сталі з низьким сумарним вмістом C та N ($0,025\text{...}0,035\%$), що мають $18\text{...}28\%$ Cr, $2\text{...}4\%$ Mo та стабілізовані Ti та Nb, отримали назву суперферитів. Вони мають високу стійкість в багатьох агресивних середовищах. Також для боротьби з МКК в феритні сталі вводять стабілізатори Ti, Nb, які зв'язують

С в спеціальні карбіди TiC та NbC . При цьому збіднення примежових ділянок на хром не відбувається, що також сприяє зменшенню схильності до росту зерна.

Термічне оброблення сталей феритного класу залежить від конкретних умов виробництва та експлуатації: відпалювання при $560...800^{\circ}C$ (щоб запобігти окрихченню та схильності до МКК), або гартування із нагріванням в інтервалі $870...950^{\circ}C$ (1 година, вода).

Феритні сталі можна використовувати при роботі в агресивних середовищах в інтервалі температур від мінус $20^{\circ}C$ до $350^{\circ}C$. При температурах нижче мінус $20^{\circ}C$ в них різко знижується ударна в'язкість.

Сталі аустенітного класу (12X18H9, 10X14AG15). Введення в сталь Ni значно розширює γ -область та знижує температуру мартенситного перетворення. Сталі мають високі експлуатаційні характеристики (міцність, пластичність, корозійну стійкість в більшості робочих середовищ) та добру технологічність. Вони залишаються в'язкими при охолодженні до криогенних температур (до мінус $200^{\circ}C$)

Сталі аустенітного класу, як і сталі феритного класу, схильні до МКК. Методами боротьби з МКК для сталей цього класу є: зниження в сталях вмісту С; введення стабілізаторів – Ti, Nb, що утворюють відповідно карбіди TiC та NbC .

Термічне оброблення сталей аустенітного класу:

- істинне гартування в воду від температур $1050...1100^{\circ}C$ фіксує Сг та С в твердому розчині;

- відпалювання для нестабілізованих сталей ($850...950^{\circ}C$) забезпечує вирівнювання складу аустеніту та ліквідацію збіднених на хром ділянок; для стабілізованих сталей – переведення С з карбідів Сг в спеціальні карбіди Ti або Nb та вивільнення Сг і створення необхідного рівня корозійної стійкості.

Аустеніто-феритні сталі (08X22H6T, 08X18Г8H2T) мають підвищену границю плинності у порівнянні із аустенітними однофазними сталями, відсутність схильності до росту зерна при збереженні двофазної структури, менший вміст дефіцитного нікелю та добру зварюваність. А-Ф сталі використовують в хімічному машинобудуванні, суднобудуванні, авіації. Сталі містять приблизно $\leq 0,08\%C$; $18...22\%Cr$, $2...6\%Ni$ (іноді частину нікелю

заміняють на марганець) та деяку кількість Мо, Ті, Сu. А-Ф-сталі за хімічним складом – комплексно леговані, можуть мати в структурі різні співвідношення аустенітних та феритних фаз. Завдяки високому вмісту хрому аустеніт стає стійкішим до мартенситного перетворення, але повністю запобігти утворенню мартенситу в цих сталях не вдається.

А-Ф сталі мають меншу схильність до МКК, ніж аустенітні. Нечутливість до МКК можна досягнути: гартуванням від температури 950°C (замість 1050...1150°C) або витримкою при температурах вище 950°C із стабілізаційним (для зняття напружень) короткочасним відпусканням (5 хвилин) в інтервалі 700...850°C

Жаростійкі (окалиностійкі) сталі. Такі сталі здатні протистояти газовій корозії при температурах, вищих 500°C та працювати без навантаження або у слабконавантаженому стані. Стійкість металів та сплавів проти окислення залежить від щільності оксидної плівки, співвідношення питомого об'єму оксиду та металу, дифузійної рухомості атомів металу через оксид, коефіцієнтів лінійного, термічного розширення матриць та оксиду.

При нагріванні заліза утворюється здебільшого оксид FeO, який характеризується низькою щільністю та високою дифузійною рухомістю атомів заліза у FeO. Тому залізо інтенсивно окислюється при температурах вище 600 °C.

Жаростійкість заліза та сталі можна підвищити легуванням *хромом, кремнієм, алюмінієм*, які мають велику хімічну спорідненість до кисню та утворюють щільні захисні оксидні плівки Cr₂O₃, Al₂O₃, SiO₂, а також подвійні оксиди – шпінелі FeO·Cr₂O₃, FeO·Al₂O₃ з високими захисними властивостями.

Жаростійкість є структурно нечутливою характеристикою, залежить лише від кількості легувальних елементів. З ростом концентрації хрому, алюмінію, кремнію зростає також жаростійкість сталі, наприклад, сталь 08X17T жаростійка до 900°C, 15X25T – до 1100°C, X23Ю5 – до 1300°C).

Жароміцні сталі. *Жароміцність* – це здатність матеріалу тривалий час протистояти деформуванню та руйнуванню при підвищених (> 0,3Тпл) температурах. При тривалому навантаженні у цих умовах поведінка матеріалу зумовлена дифузійними процесами та визначається розвитком процесу повзучості.

Повзучість – це повільне зростання пластичної деформації під дією напружень, що менше границі плинності при температурі випробування або експлуатації. Критеріями жароміцності є границі повзучості та тривалої міцності.

Границя повзучості – це напруження, що викликає задане відносне видовження за відповідний час (або швидкість деформації повзучості) при певній температурі. Наприклад, якщо при $\sigma = 140$ МПа відносне видовження склало 1 % за 5000 годин при 1000 °С, границя повзучості позначається таким чином:

$$\sigma_{1/5000}^{1000} = 140 \text{ МПа}.$$

Границя тривалої міцності – це напруження, що приводить до руйнування за певний час при заданій постійній температурі. Наприклад, якщо руйнування при 700 °С відбулося за 100 годин під напруженням 120 МПа, границя тривалої міцності позначається як

$$\sigma_{100}^{700} = 120 \text{ МПа}.$$

Висока жароміцність досягається у тому випадку, коли структура матеріалу не зазнає змін під дією температури та напружень, і в ньому ускладнений перебіг процесів рекристалізації, дифузії та пластичної деформації. У зв'язку з цим для отримання високих жароміцних властивостей використовують: як металооснови сплавів елементи з підвищеною температурою плавлення; легувальні елементи (*хром, вольфрам, молібден, ванадій*) для забезпечення зміцнення твердого розчину, атоми цих елементів ефективно протидіють деформації та рекристалізації; структури з рівномірно розподіленими дисперсними частинками карбідів VC, WC, Mo₂C та інтерметалідів Ni₃Ti, Ni₃(Al,Ti), що когерентно зв'язані з матрицею.

Рекристалізація контролюється дифузією, тому вищу жароміцність мають сталі аустенітного класу, в яких дифузійна рухомість атомів у γ -фазі (А) в 20...30 разів менша, ніж у α -фазі (Ф). При підвищених температурах деформація та руйнування відбуваються перш за все межами зерен, тому укрупнення зерен (зі зменшенням сумарної довжини меж) сприяє збільшенню жароміцності.

За структурою в нормалізованому стані жароміцні сталі поділяють на перлітні, мартенситні та аустенітні; за рівнем жароміцності на помірно жароміцні та жароміцні.

Сталі перлітного та мартенситного класу – це сталі помірної жароміцності. Помірно жароміцні сталі використовують в енергетичному машинобудуванні для виготовлення котлів, посудин, пароперегрівачів тощо, а також в хімічному та нафтовому машинобудуванні для роботи при підвищених температурах.

Робочі температури сталей помірної жароміцності досягають 600°C, а тиск газових або рідких середовищ 20...30 МПа. Деякі деталі з таких сталей повинні працювати тривалий час без заміни (до $(1...2) \cdot 10^5$ годин), тому основними вимогами до матеріалів є задані значення тривалої міцності та опір повзучості на весь ресурс експлуатації. В залежності від умов роботи деталей використовують вуглецеві, низьколеговані та хромисті теплостійкі сталі помірної жароміцності.

До сталей перлітного класу відносять низьколеговані сталі (12X, 12X1МФ, 25X1МФ, 20X3ВМФ), які працюють при температурах до 585°C та тиску 25,5 МПа. Вміст вуглецю приблизно становить 0,08...0,2%. Основні легувальні елементи: Cr, W, Mo, V, Nb, Ti. Вміст кожного з них, окрім хрому, не перевищує 1%. Cr, W, Mo та V підвищують температуру рекристалізації фериту та уповільнюють дифузійні процеси, що підвищує жароміцність сталі.

Для сталей цієї групи використовують термічне оброблення, що складається з гартування або нормалізації (900...1000°C) та високого відпускання (730...750°C) або відпалювання (~850°C).

До групи *сталей мартенситного класу* відносять сталі, що містять від 5 до 13% Cr та карбідоутворювальні елементи: Mo, W, Nb, V та Ti при вмісті вуглецю 0,08...0,22% (наприклад, 15X5M, 15X5ВФ, 14X12В2МФ). Сталі цього класу жароміцніші та жаростійкіші, ніж низьколеговані сталі; мають добрі технологічні властивості, високу міцність, пластичність та ударну в'язкість. Використовуються для різноманітних деталей енергетичного машинобудування (лопатки, труби, деталі турбін). Працюють тривалий час при температурах 600...650°C.

В структурі цих сталей можуть бути такі складові: мартенсит, карбіди типу $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C , M_2C , MC та інтерметаліди (в основному фази Лавеса Fe_2Mo , Fe_2W , $Fe_2(Mo,W)$).

Для тривалої роботи при підвищених температурах ці сталі використовують після відпалювання $840...860^\circ C$ або нормалізації $900...950^\circ C$ та наступним відпусканням з метою отримати якомога стабільнішу структуру, яка складається з феритної основи, легованої Mo та W , та порівняно дисперсних карбідів, в основному спецкарбідів ванадію.

Сталі з 12% Cr мають вищі температури експлуатації ($t_{експл}$) та в залежності від вмісту C і режиму термооброблення можуть мати ферито-мартенситну або мартенситну структуру. Введення легувальних елементів, що зміцнюють твердий розчин, та сильних карбідоутворювачів, а також N та B приводить до утворення карбідних та карбонітрідних фаз високої стабільності, а також інтерметалідних фаз, в основному фаз Лавеса. Все це суттєво підвищує жароміцність 12%-их хромистих сталей.

Для отримання оптимальної жароміцності високохромисті сталі загартовують на мартенсит з охолодженням в оливі ($t_{гарт}=1000...1020^\circ C$). Високі температури гартування є необхідними для розчинення карбідів $M_{23}C_6$ в аустеніті. Відпускання сталей, що призначені для тривалої експлуатації, зазвичай проводять при вищих температурах (на $100...150^\circ C$ вище, ніж $t_{експл}$), щоб забезпечити стабільність структури та властивостей на весь ресурс роботи.

Для випускних клапанів двигунів внутрішнього згорання використовують хромокремністі сталі мартенситного класу, що отримали назву сильхромів (40X9C2, 40X10C2M). Опір окисленню у сильхромів забезпечується високим вмістом Cr та Si . У цих сталях при нагріванні та охолодженні проходить повна фазава $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -перекристалізація. Сталі використовують після гартування в оливі від $1000...1050^\circ C$ та відпускання при $750...800^\circ C$ з охолодженням на повітрі або в воді.

Аустенітні жароміцні сталі використовують для виготовлення клапанів двигунів, лопаток газових турбін та інших «гарячих» деталей реактивних двигунів – в основному для роботи при $600...800^\circ C$. Сталі мають високі рівні жароміцності та окалинотійкості, пластичності, добру зварюваність, високий коефіцієнт лі-

нійного розширення. Але в порівнянні із перлітними та мартенситними сталями вони менш технологічні: оброблення тиском та різанням цих сплавів ускладнене; зварний шов має підвищену крихкість; отримане внаслідок перегрівання крупне зерно не може бути виправлено термічним обробленням, тому що в цих сталях відсутня фазова перекристалізація. В інтервалі 550...600°C ці сталі схильні до окрихчування внаслідок виділення по межами зерен різних фаз.

Сталі аустенітного класу містять велику кількість Cr (для забезпечення окалиностійкості), Ni та Mn (для забезпечення аустенітної структури). Для досягнення високої жароміцності їх додатково легують Mo, W, V, Nb та B.

За основним типом зміцнення аустенітні сталі поділяють на три групи:

а) «гомогенні» сталі – це сталі з твердорозчинним зміцненням (аустеніту): 10X18H12T, 08X15H24B4TP, 09X14H16B. Сталі цього типу використовують переважно в енергомашинобудуванні для виготовлення труб пароперегрівачів та паропроводів, як арматура приладів надвисоких параметрів, розрахованих на тривалий (до 10^5 год) строк експлуатації при 650...700°C. До цієї групи відносяться низьковуглецеві хромонікелеві сталі, які додатково леговані елементами, що зміцнюють γ -твердий розчин. «Гомогенність» треба розуміти умовно, тому що є деяка кількість карбідів та карбонітридів. При легуванні цих сталей прагнуть отримати максимально стабільну аустенітну структуру, запобігти або уповільнити виділення вторинних фаз (карбідів, карбонітридів, фаз Лавеса та ін.). Все це дозволяє мати необхідний рівень тривалої міцності та пластичності впродовж всього строку експлуатації. Ці сталі також мають високі технологічні властивості: здатність до гарячої пластичної деформації, зварюваність та ін. Це досягається: збільшенням вмісту нікелю (це надає сталі стабільну аустенітну структуру); низьким вмістом вуглецю (0,06...0,012%) та підвищеним відношенням $(Ti, Nb)/C > 10$, що забезпечує у вихідному стані присутність карбідів NbC, TiC та карбонітридів Nb, Ti(C, N), які перешкоджають утворенню при експлуатації карбідних фаз типу $M_{23}C_6$.

Висока жароміцність таких сталей досягається високою легуваністю γ -твердого розчину такими елементами, як W (до

2...3%), Мо (до 2,5%). Стабільні карбонітридні фази та високолегований аустеніт обумовлюють високі температури рекристалізації сталей такого типу.

Термічне оброблення сталей цієї групи складається з істинного гартування (1050...1200°C) та стабілізаційного відпускання (700...750°C). Метою термічного оброблення є отримання одноріднішого γ -твердого розчину, заданої величини зерна (номер 3...6) та стабільної структури. Старінням ці сталі не зміцнюються.

б) сталі з карбідним зміцненням (45X14H14B2M, 40X15H7Г7Ф2МС) призначені для роботи при температурах 650...750°C та високих рівнях напружень. Їх використовують для виготовлення відповідальних деталей енергомашинобудування (клапани двигунів внутрішнього згорання, диски та лопатки турбін, деталі кріплення тощо).

Основа сталей цієї групи – хромонікелевий або хромонікельмарганцевий аустеніт, що містить 0,25...0,5%С. Також присутні карбідоутворювачі V, Nb, W та Мо, що зв'язують частину вуглецю в спецкарбіди, а також зміцнюють аустенітну матрицю. Фазами-зміцнювачами в сталях цього типу є карбіди ванадію та ніобію (VC, NbC), а також карбіди хрому (типу $M_{23}C_6$ та M_7C_3), останні також можуть розчиняти в собі інші елементи (Fe, W, Мо тощо).

Термічне оброблення для сталей цієї групи складається з двох операцій: істинне гартування (від 1050...1200°C), що проводиться з метою розчинення карбідних та інтерметалідних фаз та отримання після охолодження однорідного високолегованого твердого розчину; старіння при 600...850°C, яке призначене для виділення дисперсних фаз (карбідів) з твердого розчину. При цьому температура старіння не повинна призвести до помітної коагуляції надлишкових фаз.

в) сталі з інтерметалідним зміцненням (наприклад, 10X11H20T3P, 10X11H23T3MP) використовують при виготовленні дисків, зварних виробів та інших деталей компресорів, турбін, що працюють при температурах до 750...850°C. За допомогою легування в цих сталях створюють високолегований залізонікелевий аустеніт, що має схильність до розпаду при старінні та утворення фаз типу γ' (Ni,Fe)₃(Ti,Al) та фаз Лавеса Fe₂Mo, Fe₂W, Fe₂(Mo,W), (Fe,Cr,Ni)₂W, (Fe,Cr,Ni)₂(W,Mo); також є можливим утворення карбідів типу MC (TiC). Вміст вуглецю обмежують

$< 0,1\%$. Додатково вводять Мо та W (до 3,5%) з метою підвищення тривалої міцності.

Термічне оброблення для цих сталей таке ж, як і для аустенітних сталей з карбідним типом зміцнення. Структура після термічного оброблення – аустеніт та інтерметалідні фази.

Підвищення жароміцності пов'язано з тим, що легувальні елементи утруднюють дифузію в аустенітній матриці, перешкоджають розчиненню та коагуляції інтерметалідних фаз, збільшують їх кількість при старінні (завдяки зменшенню розчинності Ti та Al в аустеніті) та зсувають температуру максимального зміцнення до вищих значень.

13. СПЛАВИ НА НІКЕЛЕВІЙ ТА ЗАЛІЗОНІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ

Жароміцні сплави на *нікелевій* та *залізонікелевій* основі використовують як жароміцні матеріали, що призначені для роботи при температурах 700...1100°C та високих робочих напруженнях (до 500...600 МПа). Їх використовують в газових турбінах двигунів літаків, кораблів, енергетичних установок, при виготовленні ракетно-космічної техніки (диски, соплові та робочі лопатки турбін, камери згорання та ін.).

Класифікація та характеристика жароміцних сплавів.

За хімічним складом сплави поділяють на:

- сплави на основі нікелю;
- залізонікелеві сплави;

За технологією виготовлення деталей сплави поділяють на:

- деформівні (виготовлення куванням, пресуванням, вальцюванням);
- литі;
- що зварюються;
- отримані порошковою металургією.

Крім показників тривалої міцності та повзучості матеріалів важливими параметрами є також пластичність при робочих температурах, механічному обробленні. Слід враховувати також фізичні властивості сплавів. В табл.13.1 наведено фізичні властивості металів, що використовують як основи жароміцних сплавів.

Густина жароміцних сплавів знаходиться в межах від 7,0 до 8,9 г/см³. Цей показник має важливе значення при конструюванні деталей, що обертаються. Наприклад, заміна матеріалу лопаток турбіни з густиною 7,7 г/см³ на сплав з густиною 7,0 г/см³ приводить до збільшення часу експлуатації диска турбіни в три рази.

Важливим показником для матеріалів деталей газових турбін є коефіцієнт термічного лінійного розширення (КТЛР), оскільки ефективність роботи турбіни залежить від допусків на розмір. Сплави на основі нікелю мають значення КТЛР, що нижче цього показника для аустеніту. В деяких випадках необхідно враховувати КТЛР сполучених деталей, перевага надається сплавам з низьким КТЛР; це зменшує термічні напруження, короблення деталей та імовірність появи тріщин.

Таблиця 13.1 – Фізичні властивості кобальту (Co), нікелю (Ni), заліза (Fe), хрому (Cr)

Метал	Тип ґратки	$t_{пл}, ^\circ\text{C}$	$\rho, \text{г/см}^3$	$КТЛР \times 10^6 / ^\circ\text{C}$	Теплопровідність, кал/(см·с·град.)
Co*	ГЦП, ГЦК	1495	8,84	13,36	0,165
Ni	ГЦК	1455	8,90	12,50	0,145
Fe*	ОЦК, ГЦК	1539	7,87	11,70	0,177
Cr	ОЦК	1877	7,19	6,2	0,160

Примітка. * – метали, які мають поліморфні модифікації.

Теплопровідність жароміцних сплавів складає від 10 до 30% теплопровідності чистих заліза, нікелю, що пов'язано з впливом легувальних елементів. Слід враховувати можливість значних температурних градієнтів в жароміцних сплавах, що здатні привести до руйнування матеріалу.

Загальні підходи до легування жароміцних сплавів на основі нікелю. Характерною особливістю жароміцних сплавів на нікелевій основі є їх висока міцність при робочих температурах. Відомо, що ґратка ГЦК забезпечує високу міцність, пластичність, опір повзучості до вищих температур, ніж ОЦК ґратка, це зумовлено дією кількох факторів, серед яких особливе місце займають високі показники модуля пружності та коефіцієнту дифузії в ГЦК ґратці легувальних елементів.

Чистий нікель має невисоку жароміцність $\sigma_{100}^{800} = 40 \text{ МПа}$. До його переваг можна віднести високу розчинність багатьох елементів в γ -твердому розчині (твердий розчин заміщення атомів легувальних елементів в ГЦК ґратці Ni) та можливість контрольованого виділення інтерметалідів, наприклад, γ' -фази, та карбідів.

При легуванні нікелю 20% Cr тривала міцність підвищується на 25...30% через збільшення сил міжатомного зв'язку. Крім того, легування хромом підвищує стійкість проти окислення при високих температурах. Мінімальна кількість хрому, що забезпечує захист від корозії – 20...25%. Максимальна жаростійкість спостерігається при вмісті хрому понад 40%. Висока жаростійкість у сплавах зумовлена утворенням під зовнішнім тонким шаром оксиду NiO прошарку Cr_2O_3 , що має низьку швидкість росту та шпінелі NiCr_2O_4 .

Алюміній підвищує жароміцність сплавів на основі нікелю. Позитивний вплив Al зумовлений формуванням зміцнювальної

γ' -фази (твердого розчину на основі інтерметаліду Ni_3Al з ГЦК граткою). Об'ємна кількість γ' -фази складає: $\sim 5\%$ при вмісті алюмінію $0,6\%$; $\sim 25\%$ при вмісті алюмінію $1,7\%$; $\sim 42\%$ при вмісті алюмінію 4% . Збільшення кількості γ' -фази підвищує жароміцність нікелевих сплавів. Проте надмірне легування алюмінієм (понад $3\dots 4\%$) призводить до погіршення технологічної пластичності нікельхромових сплавів та ускладнює обробку тиском. Крім того, алюміній підвищує стійкість до окислення при високих температурах (це пов'язано з утворенням плівки Al_2O_3).

Легування Ti $2,5\dots 3,0\%$ нікельхромових сплавів сприяє утворенню дисперсних частинок інтерметаліда Ni_3Ti , що підвищує жароміцність, проте їхні робочі температури нижчі, ніж у сплавів з частинками Ni_3Al . Це пов'язано зі значною невідповідністю в параметрах ґраток матриці та фази на основі сполуки Ni_3Ti та інтенсивною коагуляцією цих частинок при підвищених температурах. Сумарний вміст Al та Ti в сучасних жароміцних деформівних сплавах становить $7\dots 9\%$ (підвищення вмісту цих елементів суттєво ускладнює здатність до деформації сплавів), в ливарних – 12% .

Легування Co уповільнює коагуляцію γ' -фази та знижує дифузійну рухомість атомів легувальних елементів. Кобальт підвищує пластичність та в'язкість, покращує технологічну пластичність. В деформівних сплавах його вміст сягає $15\dots 20\%$, в ливарних – 10% .

Спільне легування Al , Ti та Co жароміцних сплавів на основі нікелю ускладнює хімічний склад частинок γ' -фази: $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$, $(\text{Ni},\text{Co})_3(\text{Al},\text{Ti})$. Це приводить до підвищення термодинамічної стійкості зміцнювальної γ' -фази та жароміцності.

Додаткове легування W та Mo (рис.13.1) зміцнює γ -твердий розчин, уповільнює дифузію атомів легувальних елементів та сприяє входженню Nb , Ta до складу зміцнювальної γ' -фази ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti},\text{Ta})$, $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti},\text{Ta},\text{Nb})$).

Завдяки комплексному легуванню рівень жароміцності значно підвищується. Структура жароміцних нікелевих сплавів являє собою γ -твердий розчин на основі Ni складнолегований Cr , Co , Mo , W та γ' -фазу типу $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti},\text{Ta},\text{Nb})$ (рис.13.2). В комплексно легуваних сплавах присутні також карбіди типу MC (NbC , TaC), M_6C (W_6C , Mo_6C), M_{23}C_6 (Cr_{23}C_6) та інші.

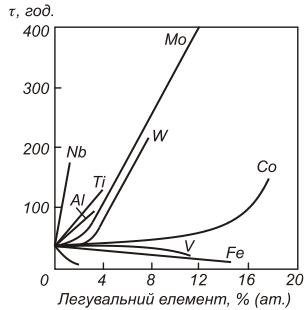


Рисунок 11.1 – Вплив легувальних елементів на час до руйнування сплаву 80%Ni + 20%Cr при випробуваннях на довготривалу міцність при 800°C і $\sigma = 200$ МПа

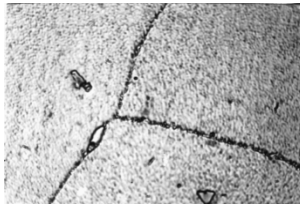


Рисунок 11.2 – Структура комплексно легovanого сплаву на основі нікелю

Нікелеві сплави маркують умовними позначеннями, що не пов'язанні з хімічним складом (наприклад, ЭИ437Б, ЭП742, ВЖЛ-12У, ЧС-70ВИ, ЖС6У) або використовують систему позначень, подібну до сталей. В останньому випадку марка сплаву складається з букв, які позначають елементи, що входять до його складу: Н – нікель, Х – хром, Т – титан, Ю – алюміній, Р – бор, В – вольфрам, М – молібден, Б – ніобій, К – кобальт. Позначення сплаву починають з букви «Х», потім вказується буква «Н» та цифра, що відповідає середньому вмісту нікелю, потім – букви, що вказують на присутність інших елементів. Послідовність букв залежить від концентрації легувальних елементів. Наприклад, сплав ХН70МВТЮБ містить 70% Ni; 5% Mo; 3% W; 2,4% Ti; 1,3% Al; 0,9% Nb; решта – 17% Cr. Хімічний склад деяких жароміцних сплавів на основі нікелю наведено в табл. 13.2.

Термічне оброблення жароміцних сплавів на основі нікелю. Термічне оброблення передбачає проведення наступних операцій: гомогенізаційного відпалення (гомогенізації), істинного гартування, старіння.

Таблиця 13.2 – Хімічний склад жароміцних сплавів на основі нікелю

Марка за ГОСТом	Умовне позначення сплаву	Вміст елементів, % (мас.)								
		C	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	B	інші
<i>Деформівні сплави</i>										
ХН77ТЮР	ЭИ437Б	0,07	19... 22	-	2,4 ... 2,8	0,6... 1,0	-	-	≤ 0,01	-
ХН70ВМТЮ	ЭИ617	0,12	13... 16	-	1,8 ... 2,3	1,7... 2,3	5...7	2...4	≤ 0,02	0,1...0,5V
ХН55ВМТФКЮ	ЭИ929	0,12	9... 12	12 ... 16	1,4 ... 2,0	3,6... 4,5	4,5... 6,5	4...6	≤ 0,02	0,2...0,8V
ХН73МБТЮ	ЭИ698	0,08	13... 16	-	2,35 ... 2,75	1,3... 1,7	-	2,8... 3,2	-	1,8...2,2V
ХН62ВМКЮ	ЭИ867	0,10	8,5... 10,5	4... 6	-	4,2... 4,9	4,3... 6,0	9... 11,5	≤ 0,02	
<i>Ливарні сплави</i>										
	ЖС6К	0,13... 0,2	9,5... 12,0	4,0 ... 5,0	2,5 ... 3,2	5...6	4,5... 5,5	3,5... 4,8	0,02	0,015Ce
	ЖС26-ВИ	0,13... 0,18	4,3... 5,6	8... 10	0,8 ...1, 2	5,5... 6,2	10,9 ... 12,5	0,8... 1,4	≤ 0,015	1,4...1,8Nb; ≤ 0,025Ce; ≤ 0,005Y
	ЗМИ 3	≤ 0,1	12,5 ... 14,0	5,0 ... 6,0	4,5 ... 5,5	2,8... 3,2	4...6	1,5... 2,5	0,01... 0,05	0,02...0,05Ce 0,05...0,1Nb, 0,005...0,01Zr
	ЧС70ВИ	0,06... 0,12	15,0 ... 16,7	9,5 ... 12,5	4,2 ... 5,0	2,4... 3,2	4,5... 6,0	1,5... 2,5	0,02	0,1...0,25Nb, 0,05Zr

Метою гомогенізації є зменшення дендритної ліквідації (хімічної неоднорідності), розчинення грубих частинок зміцнювальних фаз, рівномірніше їх виділення в об'ємі у вигляді дисперсних частинок при подальшому охолодженні. Температура гомогенізації для жароміцних нікелевих сплавів найчастіше обирається вище за температуру повного розчинення γ' -фази.

Одним з найпоширеніших видів термічного оброблення жароміцних нікелевих сплавів є істинне гартування. Істинне гартування з температур 1100...1200°C при прискореному охолодженні дозволяє зафіксувати структуру, яка характерна для високих температур. Витримка при температурах гартування дозволяє повніс-

тю або частково розчинити надлишкові фази. У випадку повільного охолодження ці фази виділяються з γ -твердого розчину у відповідності до діаграми стану системи; при прискореному охолодженні фіксується пересичення на легувальні елементи в твердому розчині. Час витримки при температурі гартування має забезпечити завершення процесів розчинення надлишкових фаз. Він залежить від ступеня неоднорідності, від розміру дендритів, від хімічного складу сплавів, від дифузійної рухомості атомів легувальних елементів.

Для уникнення короблення в процесі охолодження вироби з жароміцних нікелевих сплавів найчастіше охолоджують на повітрі (або в аргоні).

Старіння нікелевих сплавів дозволяє перевести структуру в стабільніший стан, отримати максимальну жароміцність, а також зняти внутрішні напруження після гартування та механічного оброблення. Найчастіше температура старіння обирається на $30\dots 50^\circ\text{C}$ вище за температуру експлуатації та становить $750\dots 950^\circ\text{C}$ (це залежить від хімічного складу сплаву). Старіння супроводжується розпадом пересиченого γ -твердого розчину із виділенням зміцнювальної γ' -фази.

Жароміцні сплави на залізонікелевій основі. В залізонікелевих жароміцних сплавах структура складається з γ -твердого розчину (хрому та інших легувальних елементів (W, Ti тощо) в залізонікелевій основі) та вторинних фаз. Основною зміцнювальною фазою в цих сплавах є γ' -фаза ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) з ГЦК ґраткою.

Для зміцнення твердого розчину до складу сплавів додають хром ($10\dots 25\%$), молібден або вольфрам ($\sim 1\%$), титан (до 5%), алюміній (до 2%), ніобій (до 7%). Молібден також входить до складу карбідів та γ' -фази. Хром ефективно зміцнює твердий розчин та входить до складу γ' -фази, але головне його призначення – забезпечення стійкості проти окислення. Титан, алюміній та ніобій утворюють з нікелем сполуки типу γ' -фази ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$). Алюміній підвищує стійкість до окислення. Введення $0,003\dots 0,03\%$ бора поліпшує технологічність та підвищує жароміцність. Вуглець використовують для утворення первинних карбідів, що перешкоджають надмірному росту зерна при термічному обробленні. Хімічний склад деяких жароміцних залізонікелевих сплавів наведено в табл.13.3.

Таблиця 13.3 – Хімічний склад жароміцних сплавів на залізонікелевій основі

Марка сплаву	Хімічний склад, % (мас.)											
	Ni	Cr	Ti	Al	W	B	Mn	Si	S	P	C	Fe
ХН32Т (ЭП670)	30... 34	19... 22	0,25 ...0,6	≤0,5	-	-	≤0,7	≤0,7	≤0,02	≤0,03	≤0,05	решта
ХН35ВТ (ЭИ612)	34... 38	14... 16	1,1... 1,5	-	2,8... 3,5	-	1...2	≤0,6	≤0,02	≤0,03	≤0,12	решта
ХН35ВТЮ (ЭИ787)	33... 37	14... 16	2,4... 3,2	0,7... 1,4	2,8... 3,5	≤0,02	≤0,6	≤0,6	≤0,02	≤0,035	≤0,08	решта

На відміну від промислових сплавів на основі нікелю залізонікелеві сплави мають менші температури розчинення γ' -фази, а отже, і нижчі температури експлуатації.

Термічне оброблення залізонікелевих сплавів передбачає проведення подвійного істинного гартування (перше від 1150...1180°C (повітря), друге від 1050°C (повітря)) та старіння при 830°C.

Недоліками залізонікелевих сплавів є мала пластичність, схильність до утворення тріщин та інших дефектів.

14. КОЛЬОРОВІ СПЛАВИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ, ТИТАНУ, МАГНІЮ, МІДІ

Сплави кольорових металів використовують в машинобудуванні в меншому обсязі, ніж сплави на основі заліза. Однак вони мають деякі особливості: високу границю пружності, корозійну стійкість, малу густину (*Al, Ti, Mg*), високу тепло- і електропровідність, антифрикційні властивості, що необхідні для певної номенклатури деталей.

14.1 Алюміній та сплави на його основі. Алюміній – метал світло-сріблястого кольору, має ГЦК ґратку. Температура плавлення 660°C , $\rho = 2,7 \text{ г/см}^3$. Технічно чистий алюміній має невисоку міцність та високу пластичність; високу тепло- та електропровідність (електропровідність алюмінію (99,5%Al) складає приблизно 62,5% від електропровідності міді). Алюміній відноситься до хімічно активних металів. На повітрі алюміній покривається тонкою щільною плівкою Al_2O_3 , яка перешкоджає подальшій взаємодії металу з навколишнім середовищем. Технічно чистий алюміній добре деформується як в гарячому, так і в холодному стані. Зварюється майже усіма видами зварювання.

Технічно чистий алюміній маркують АД0, АД1 (А – алюміній, Д – деформівний напівфабрикат, цифра – номер марки). В технічно чистому алюмінії та його сплавах найчастіше зустрічаються такі домішки: Fe, Si, Cu, Mn, Zn. Технічно чистий Al може зміцнюватися холодною пластичною деформацією, при цьому збільшується не тільки границя міцності та плинності, а і міцність на зріз та опір втомі. Технічний алюміній випускають у вигляді прутків, листів, дроту та різного профілю. Використовують алюміній для виготовлення дротів, оболонок для високовольтного кабелю, в харчовій промисловості – різні ємності, фольга. В промисловості використовують сплави алюмінію таких основних систем: Al-Cu, Al-Si, Al-Mn, Al-Mg, Al-Cu-Mg. Основні структурні складові сплавів на основі Al при кімнатній температурі: α -фаза (твердий розчин заміщення атомів легувальних в ГЦК ґратці Al) та інтерметалідні фази (наприклад θ -фаза (Al_2Cu), Mg_2Si , Mg_2Al_3 та інші).

Класифікація алюмінієвих сплавів за способом виготовлення виробів.

Деформівні, призначені для виготовленні напівфабрикатів

пластичним деформуванням:

- деформівні алюмінієві сплави, що не зміцнюються термообробленням (сплави систем Al-Mn, Al-Mg);

- деформівні алюмінієві сплави, що зміцнюються термообробленням (дюралюміні, авіалі, ковочні, високоміцні).

Ливарні, що призначені для фасонного литва.

Сплави, що отримують за технологією порошкової металургії:

- спечені алюмінієві порошки (САП);

- спечені алюмінієві сплави (САС).

Маркування сплавів на основі алюмінію. Використовують буквено-цифрове позначення.

Маркуванні деформівних сплавів:

- сплави системи Al-Mn позначають буквами АМц;

- сплави системи Al-Mg (магналій) – АМг;

- сплави системи Al-Mg-Si (авіалі) – АВ, АД;

- сплави системи Al-Mg-Cu (дюралюмін) – Д;

- сплави системи Al-Mg-Si-Cu (ковочні) – АК;

- сплави системи Al-Mg-Zn або Al-Mg-Zn-Cu (високоміцні) – В.

В сплавах типу АМг та АМц цифри наприкінці марки вказують на приблизний вміст марганцю та магнію відповідно (наприклад, АМг2: 1,8...2,6%Mg). В сплавах типу Д, АВ, АД, В, АК числа вказують на умовний номер марки сплаву. Але перші цифри в сплавах типу Д, АД вказують на: 1 – сплави, що зміцнюються міддю та магнієм (наприклад, Д16, Д18); 2 – сплави, що зміцнюються міддю та марганцем або міддю, марганцем, літієм, кадмієм (наприклад, Д20); 3 – сплави, що зміцнюються магнієм та кремнієм (наприклад, АД33).

При маркування ливарних алюмінієвих сплавів позначають основний хімічний склад. Перша буква А – сплав на основі Al, інші букви вказують на основні легувальні елементи: К – кремній, М – мідь, Мг – магній, Мц – марганець, Н – нікель, Ц – цинк. Цифри після букв – на середній вміст даного елемента у відсотках (мас.). Якщо вміст елемента менший за одиницю, то, як правило, він буквою не позначається. Наприклад, АК5М7 – ливарний алюмінієвий сплав з середнім вмістом Si 5%, Cu 7%, Al – основа.

Деформовні сплави, що не зміцнюються термообробленням. Сплави характеризуються високою пластичністю та низьким рівнем міцності.

Сплави систем Al-Mn (марки АМц, АМц1). Відповідно до діаграми стану (рис.14.1, а), марганець може знаходитись в сплавах в твердому розчині та у вигляді сполуки $MnAl_6$. Максимальна розчинність марганцю в α -твердому розчині при температурі $658^\circ C$ – 1,4%; в інтервалі $550\dots 450^\circ C$ спостерігається різке її зменшення. При температурі $658^\circ C$ з рідини, що містить 1,95% Mn, кристалізується евтектика ($\alpha + MnAl_6$).

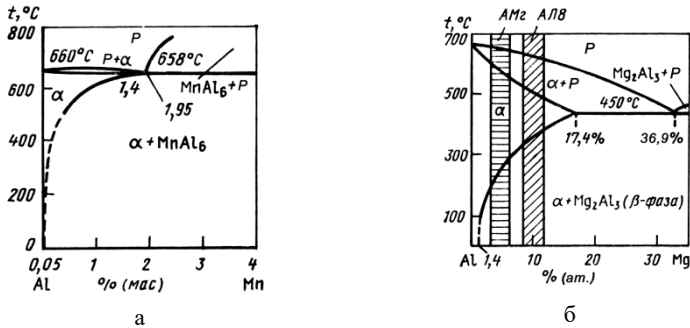


Рисунок 14.1 – Діаграми стану систем Al-Mn (а) та Al-Mg (б)

Промислові сплави містять від 1 до 1,6% Mn; вони характеризуються високою пластичністю, технологічністю, добре зварюються і є корозійностійкими. Термічне оброблення сплавів – рекристалізаційне відпалення ($450\dots 470^\circ C$). Напівфабрикат з АМц випускають у м'якому, відпаленому (АМцМ, М – м'який стан) та напівнагартованому (АМцП, П – напівнагартований стан) станах. Приклади використання: зі сплаву АМц виготовляють радіатори для тракторів та автомашин, зварні баки, бензо- та маслопроводи; зі сплаву АМц1 – чутливі елементи електричних тахометрів.

Сплави систем Al-Mg (магналій). Приклад марок: АМг1, АМг2, АМг5. В сплавах типу АМг відповідно до діаграми стану (рис.14.1, б) Mg розчиняється в α -фазі та утворює з Al сполуку Mg_2Al_3 (β -фаза). При температурі $450^\circ C$ з рідини (36,9% Mg) кристалізується евтектика ($\alpha + Mg_2Al_3$). Розчинність магнію в алюмінії при температурі $450^\circ C$ – 17,4%, при кімнатній – 1,4%. При швидкому охолодженні під час кристалізації існує можливість появи евтектичної β -фази в структурі сплавів, що містять понад 1...2% Mg. Після гомогенізаційного відпалення β -фаза зникає.

Зі збільшенням вмісту Mg, приблизно до 15%, міцність зростає, а пластичність при концентрації від 3 до 12% Mg майже не змінюється. Корозійна стійкість погіршується при вмісті Mg понад 6%. Сплави легують Mn (утворює сполуки $MnAl_6$) та Cr для збільшення міцності, Ti – для поліпшення технологічності при зварюванні. Хром, титан, ванадій сприяють рівномірному виділенню β -фази, підвищують корозійну стійкість сплавів. Сплави системи Al-Mg характеризуються поєднанням достатньої міцності, високої пластичності, корозійної стійкості та зварюваності, є вібростійкими. Вони знайшли широке використання для виготовлення зварних конструкцій (мають гарне співвідношення $\sigma_B^{зв}/\sigma_B^{очн}$, де $\sigma_B^{зв}$ – міцність зварного шва, а $\sigma_B^{очн}$ – міцність основного металу. Так для сплаву АМг6 $\sigma_B^{зв}/\sigma_B^{очн}$ становить 0,85...0,9). Основне термічне оброблення – рекристалізаційне відпалювання. Напівфабрикати можуть бути «м'якими» (АМг5М), напівнагарттованими (АМг5П) та нагарттованими (АМг5Н, ступінь деформації – 20...30%). Приклади використання: АМг3 – зовнішня та внутрішня обшивка пасажирських та вантажних (для перевезення продуктів, мінеральних добрив та інше) вагонів; зварні баки для рідин з нафтопродуктів; вузли легкових автомобілів (бампери, радіатори охолодження тощо). АМг5 – заклепки, болти; борти вантажних автомобілів; рами та баки кузовів залізничних вагонів; перегородки кораблів, палубні надбудови, обшивка річкових кораблів.

Деформівні алюмінієві сплави, що зміцнюються термічним обробленням. Дюралюміни – сплави алюмінію з міддю (система Al-Cu), які додатково леговані Mn та Mg. Промислові сплави поділяють на групи:

- класичний дюралюмін (Д1);
- дюралюмін підвищеної міцності (Д16) (з підвищеним вмістом Mg);
- дюралюміни підвищеної жароміцності (Д19, ВАД1, ВД17) (мають збільшене, порівняно з Д1, співвідношення Mg/Cu);
- дюралюміни підвищеної пластичності (Д18, В65) (зі зниженим вмістом легувальних елементів).

Зміцнювальне термічне оброблення сплавів базується на змінній розчинності міді в алюмінії зі зниженням температури. Істинне гартування передбачає нагрівання сплавів в однофазну α -область (див. розділ 10), витримку при цій температурі та приско-

рене охолодження з метою фіксації пересиченого міддю α -твердого розчину. Після цієї операції пластичність сплавів зростає, міцність, порівняно з відпаленим станом, збільшується. Такий стан є нестабільним, із часом проходить виділення надлишку міді у вигляді дисперсних фаз (або зон). В α -твердому розчині лишається 0,2% Cu. Таке явище має назву *старіння* (див. розділ 10). Процес супроводжується зростанням міцності. Розрізняють *природне старіння* (процес відбувається при кімнатній температурі, тривалість процесу залежить від легування, для класичного дюралюмініу Д1 – 4...5 діб) та *штучне* (процес проходить при підвищеній температурі (250...300°C), тривалість процесу скорочується до кількох годин). Приклади використання сплавів: Д1 – лопаті повітряних гвинтів, різні поковки та штамповки; ВАД-1 – жароміцні зварні конструкції; Д16 та Д19 – випускаються у вигляді катаних та пресованих напівфабрикатів, це основний матеріал для виготовлення легких конструкцій; Д20 – для виготовлення деталей (лопатки, диски компресора) турбореактивних двигунів (ТРД), що експлуатуються при температурах до 300...350°C, та зварних деталей і ємностей, що короткотривало експлуатуються в інтервалі температур -250...+300°C.

Сплави системи Al-Mg-Si (авіалі). Характерною особливістю цих сплавів є висока пластичність, корозійна стійкість, добра зварюваність. За міцністю авіалі поступаються дюралюмініам. Маркують авіалі: АВ, АД31, АД33, АД35. Додатково авіалі можуть легувати Cu, Mn та Cr. Максимальне значення σ_b мають природньо та штучно зістарені сплави системи Al-Mg-Si із трифазною структурою $\alpha + Mg_2Si + Si$ при сумарному вмісті Mg та Si 2,5...4% ($Mg/Si = 1,73$). До сплавів застосовують термічне оброблення: гартування та старіння. Температура гартування 540...560°C, охолодження на повітрі. Старіння може бути як природним, так і штучним. Природне старіння за часом триваліше ніж у дюралімінів (близько 2 тижнів). На практиці частіше використовують штучне старіння, воно забезпечує більший приріст міцності. Оптимальні механічні властивості отримують після старіння за режимом: 160...170°C, 12...15 год. У випадках, коли від сплаву вимагається поєднання помірної міцності, високої пластичності та доброї корозійної стійкості, сплави АВ, АД31, АД33 використовують після природнього старіння. Зміцнення сплавів відбувається завдяки

утворенню зон ГП та метастабільної фази β' -фази (Mg_2Si). Приклади використання сплавів: АВ, АДЗЗ – виготовлення порожнистих лонжеронів лопатей вертольоту; АДЗЗ – барабани коліс гідролітаків; АДЗ1 – широко використовують в цивільному будівництві для віконних вітражів, дверних рам, перегородок, ескалаторів, а також в меблевій, автомобільній та легкій промисловості.

Ковочні сплави відповідають системі Al-Mg-Si-Cu. Марки: АК6, АК8, АК4, АК2. Ці сплави займають проміжне положення між дюралюмінами та авіалями. Сплави мають високу технологічність при литті та гарячій пластичній деформації ($450...475^\circ C$); їх використовують для виготовлення штамповок та поковок. Основні вимоги – пластичність і відсутність утворення тріщин при деформації. Сплави зміцнюються істинним гартуванням ($500...520^\circ C$) та штучним старінням ($160...170^\circ C - 12...15$ год.). Основні структурні складові після термооброблення (фазовий склад сплавів залежить від співвідношення вмісту Mg/Si): α -фаза; θ -фаза ($CuAl_2$); W-фаза ($Cu_2Mg_8Si_6Al_5$); Mg_2Si ; Si. Приклади використання: АК6 – крильчатки компресора, крильчатки вентилятора компресорів реактивних двигунів, корпусні деталі, відповідальні силові деталі в авіаційній техніці (наприклад, деталі крила пасажирського літака), АК8 – важконавантажені деталі літака (рами, фітінги та інше). АК4 – крильчатки компресора, поршні, головки циліндрів, які працюють при підвищених температурах. Недоліком цих сплавів є низька корозійна стійкість, обов'язковим є захист поверхні деталей.

Сплави системи Al-Cu-Mg, додатково леговані Fe та Ni, належать до жароміцних (марка АК4-1). Хімічний склад цього сплаву (%): 1,9...2,7 Cu; 1,2...1,8 Mg; 0,8...1,4 Fe; 0,8...1,4 Ni. Сплав зміцнюється істинним гартуванням ($530 \pm 5^\circ C$) з охолодженням у воді та подальшим старінням ($190...200^\circ C - 12...24$ год.). Структура після термооброблення: α -фаза + S-фаза (Al_2CuMg) + Al_3FeNi . Сплав АК4-1 використовують для виготовлення поковок та штамповок деталей з температурою експлуатації до $250...300^\circ C$ (поршні авіадвигунів, лопатки компресора газотурбінного двигуна, обшивка та силовий каркас надзвукових літаків).

Високоміцні алюмінієві сплави належать до систем Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu. Сплави маркують В95, В96, В93, В96Ц (Ц –

цирконій). Характеризуються найбільшою міцністю (σ_b до 780...800 МПа в поздовжньому напрямку для пресованих напівфабрикатів) серед сплавів на основі Al. Мають високу границю плинності $\sigma_{0,2}$, котра на 40...50% більша ніж у сплаву Д16. Цинк та магній мають найбільшу розчинність в гратці Al (70% та 17,4% відповідно) і ця розчинність із зниженням температури різко зменшується, що дозволяє сплави системи Al-Zn-Mg суттєво зміцнювати при термічному обробленні внаслідок розпаду пересиченого твердого розчину і утворення дисперсних частинок зміцнювальних фаз. Недолік сплавів системи Al-Zn-Mg – схильність до корозії під навантаженням. При загальній добрій корозійній стійкості ці сплави руйнуються під дією розтягувальних напружень ($< \sigma_{0,2}$) в умовах корозійного середовища (наприклад, звичайна атмосфера). Легування міддю підвищує опір сплаву корозії під навантаженням. Сплави зміцнюють істинним гартуванням з температури 460...470°C, охолодження проводять у воді, з подальшим штучним старінням при температурі 120...140°C впродовж 16...24 годин. Перевага надається штучному старінню, після якого забезпечується найвища міцність. Основні структурні складові сплавів: α -фаза; М-фаза (AlCuMgZn); Т-фаза (AlCuMgZn); S-фаза (Al₂CuMg). Високоміцні сплави можуть тривало експлуатуватися до 100...120°C. Їх використовують для важконавантажених деталей конструкцій, які в основному працюють в умовах напруження стиснення (обшивки, стрингери, шпангоути, лонжерони літаків; дуги для наметів тощо).

Ливарні алюмінієві сплави. Ливарні сплави на основі алюмінію належать до систем Al-Si та Al-Si-Mg; Al-Si-Mg-Cu; Al-Cu; Al-Mg; Al – інші елементи (Ni, Zn, Fe). Ливарні сплави відповідно до ДСТУ 2839-94 маркують із зазначенням хімічного складу: перша буква А – сплав на основі Al; К – кремній, М – мідь, Мг – магній, Мц – марганець, Н – нікель, Ц – цинк. Цифри після букв вказують на середній вміст даного елемента у відсотках (мас.). Якщо вміст елемента менший за одиницю, то, як правило, він буквою не позначається. Наприклад, АК5М7 – ливарний алюмінієвий сплав з середнім вмістом Si 5%, Cu 7%, Al – основа; АК12 (ливарний алюмінієвий сплав, що містить близько 12% Si). Марка АЦ4Мг відповідає ливарному сплаву системи Al-Zn-Mg з вміс-

том цинку – 3,5...4,5%, магнію – 1,55...2,05%. Ливарні сплави алюмінію поділяють на п'ять основних груп:

- сплави на основі систем Al-Si та Al-Si-Mg (силуміни). Марки: АК12, АК9, АК13, АК7, АК8;
- сплави на основі системи Al-Si-Mg-Cu (леговані силуміни). Марки: АК5М, АК8М, АК12М2, АК5М7;
- сплави на основі систем Al-Cu та Al-Cu-Mn (високоміцні жароміцні сплави). Марки: АМ5, АМ4,5Кд;
- сплави на основі системи Al-Mg (високоміцні корозійностійкі сплави). Марки: АМг6, АМг5Мц, АМг11, АМг5К;
- сплави на основі систем Al – інші елементи (Ni, Zn, Fe). Марки: АЦ4Мг, АК7Ц9, АК9Ц6, АК12М2МгН, АК12ММгН, АК21М2,5Н2,5. Ці сплави відносяться до жароміцних.

Найпоширенішою групою ливарних алюмінієвих сплавів є силуміни (система Al-Si) (рис. 14.2).

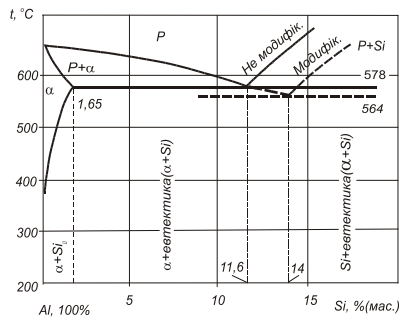


Рисунок 14.2 – Діаграма стану системи Al-Si (штрихові лінії – для сплавів після модифікування Na)

До переваг цих матеріалів належать високі ливарні властивості. В промисловості використовують подвійні силуміни або леговані (Mg, Cu, Mn, Ni). За структурою розрізняють доєвтектичні силуміни (АК7, АК9), структура яких складається з α-фази та евтектики ($\alpha + Si$), та евтектичні сплави (АК12), структура яких представлена евтектикою ($\alpha + Si$). Подвійні силуміни (Al-Si) не зміцнюються термообробленням. В легованих силумінах існує можливість проведення зміцнювального термічного оброблення: істинне гартування + старіння. Зміцнення забезпечується, переважно, частинками Mg_2Si або Al_2Cu , в залежності від схеми легу-

вання. Сплав АК12 (10...13% Si) має склад наближений до евтектичного (11,6% Si). Найчастіше при кристалізації сплаву виникає структура, що складається з α -твердого розчину на основі Al та грубих кристалів кремнію голчастої морфології, які через високу крихкість є джерелом зародження тріщин. Рівень механічних властивостей силуміну АК12 може бути покращений проведенням модифікування. Цей процес передбачає введення в сплав лужних металів (Na, Li) з метою впливу на форму та розміри структурних складових. Найчастіше використовують модифікування натром, який вводять у вигляді суміші солей $2/3 \text{ NaF} + 1/3 \text{ NaCl}$; поліпшення структури забезпечується при вмісті натру в сплаві 0,01%. При модифікуванні евтектична концентрація зсувається в бік більшого вмісту кремнію (14%), таким чином сплав АК12 набуває доевтектичної структури (рис.14.3).

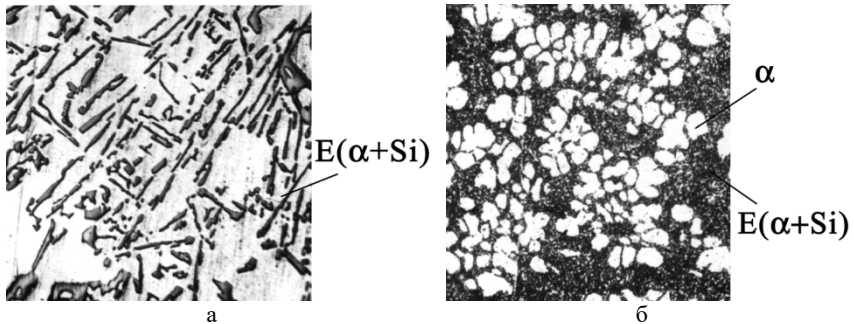


Рисунок 14.3 – Мікроструктура сплаву АК12 до (а) та після (б) модифікування, $\times 340$

Модифікування сприяє підвищенню пластичності та міцності силуміна.

Ливарні сплави системи Al-Cu, порівняно із силумінами, мають низькі показники ливарних властивостей. Для цих сплавів характерна низька рідкотекучість, вони схильні до утворення тріщин при литві та виникнення усадкової пористості. Сплави характеризуються високою міцністю, зміцнюються термічним обробленням. При легуванні сплавів системи Al-Cu нікелем, марганцем, титаном підвищується жароміцність. Після гартування та старіння формується структура, що складається з α -твердого розчину, θ' -фази та дисперсних частинок сполук типу Т-фаза

(Al₁₂Mn₂Cu), Al₃Ti, Al₃Zr. Ливарні сплави системи Al-Mg характеризуються поєднанням високої міцності із високою пластичністю, мають високу корозійну стійкість в морському середовищі, а також в тропічних умовах з максимальною вологістю. Також ці сплави добре оброблюються різанням. До недоліків слід віднести низькі показники жароміцності. Сплави на основі системи Al-Mg мають низькі ливарні властивості: широкий інтервал кристалізації (100...120°C), високий вміст газів (це приводить до утворення розвиненої газової пористості у відливках), підвищену здатність до окислення в розплавленому стані та взаємодії з азотом повітря (це призводить до утворення неметалевих включень у відливках). Термічне оброблення передбачає істинне гартування сплавів та старіння. Старіння погіршує пластичність, тому не проводиться (процес природного старіння триває впродовж кількох років, при незначних змінах у міцності, пластичність сплаву після старіння суттєво погіршується). Приклади використання ливарних сплавів: АК12 – щільні герметичні відливки складної форми, що не знають в процесі експлуатації значних навантажень (перехідники, деталі двигунів, апаратури та побутових приладів); АК5М – для виготовлення литих заготовок деталей, що зберігають постійність розмірів в процесі експлуатації (корпуси приладів, деталі авіаційних, автомобільних та тракторних двигунів); АМг11 – для виготовлення корозійностійких фасонних відливок.

14.2 Титан та сплави на його основі. *Титан (Ti)* – метал сріблясто-білого кольору. Температура плавлення 1668°C, $\rho = 4,5 \text{ г/см}^3$. Титан має дві поліморфні модифікації: модифікація α -Ti (гратка ГЦП) стійка до 882°C, модифікація β -Ti (гратка ОЦК) стійка при температурах вище 882°C. При кімнатній температурі механічні властивості чистого титану (до 0,093% домішок): $\sigma_b = 250...300 \text{ МПа}$, $\delta = 50...60 \%$, $\psi = 70...80\%$, 1300 НВ. Зі збільшенням кількості домішок міцність титану зростає, пластичність – зменшується. Шкідливими домішками для чистого титану є С, О, Н, N. Ці елементи утворюють сполуки з високою твердістю, що призводить до окрихчення металу. Титан – корозійностійкий метал, утворює на поверхні щільну оксидну плівку TiO₂. Стійкий в умовах дії кислот (H₂SO₄, HCl), тому може бути використаний для виготовлення резервуарів для їх зберігання. Наявність домішок зменшує опір корозії. При підвищенні температури Ti активно по-

глинає газ: починаючи з 50...70°C – водень, вище 400...500°C – кисень, вище 600...700°C – азот, оксид вуглецю та вуглекислий газ. При нагріванні на повітрі до 1200°C титан спалахує з утворенням оксидних фаз змінного складу TiO_x . Це явище отримало назву «титанова пожежа». Титан, як і магній, пірофорний метал, тобто здатен до самозаймання, тому титан та його сплави не використовують при температурах вище 500...600°C. При температурі понад 500°C титан та його сплави активно насичуються воднем з пари, що викликає явище водневої крихкості. Механізм водневої крихкості залежить від фазового складу титанових сплавів. У випадку нелегованого титану та однофазних α -титанових сплавів причиною явища підвищення крихкості є виділення крихкої гідридної фази, що різко зменшує опір відриву. Внаслідок присутності β -фази, що добре розчиняє водень, в двофазних сплавах гідриди не утворюються, проте в твердих розчинах виникають зони пересичені воднем, що викликають крихке руйнування при низьких швидкостях деформації. Зі збільшенням кількості β -фази чутливість сплавів до водневої крихкості зменшується. Також титан та його сплави схильні до сольової корозії. Під дією напружень в місці контакту титанового сплаву з кухонною сіллю або іншим галогідом виникають тріщини, котрі поступово розповсюджуються вглиб металу, що призводить до передчасного руйнування. Це розтріскування спостерігається при температурах приблизно від 215 до 550°C. В деяких сплавах сольова корозія розвивається при напруженнях, які в 3...4 рази менші за опір повзучості. Також до недоліків титану слід віднести низьку теплопровідність; низькі антифрикційні властивості; погану обробку різанням; ускладнене зварювання; активну взаємодію Ti при високих температурах, особливо в рідкому стані, з газами атмосфери; труднощі, пов'язані з переробленням титанових відходів. Титан відзначається низькою теплопровідністю, яка в 13 разів менша за теплопровідність алюмінію та в 4 рази менша за теплопровідність заліза. Титан погано оброблюється різанням. Зварювання ускладнено внаслідок сильної хімічної активності, схильності до росту зерна при високих температурах та фазовими перетвореннями при зварюванні. Суттєва перевага титанових сплавів: поєднання високої питомої жорсткості ($E/\rho g$, де E – модуль нормальної пружності, ρ – густина, g – прискорення вільного падіння) та питомої міцності ($\sigma_b/\rho g$, де σ_b – границя міцності

на розтяг). Це дозволяє зменшити масу конструкції при підвищенні міцності та жорсткості. Титанові сплави здатні працювати в широкому діапазоні температур, в тому числі при температурах від 250 до 500°C, коли сплави на основі Mg та Al знеміцнюються, а сталі та нікелеві сплави поступаються за питомою міцністю. Тому основна галузь використання сплавів на основі Ti – авіа- та ракетобудування.

В залежності від впливу на поліморфізм титану домішки та легувальні елементи поділяють на три основні групи. Більшість елементів (Nb, Mo, Fe, Ta, Cr, Mn, V, H, Ru, Rh, Re, Os та інші) знижують температуру поліморфного перетворення Ti, збільшують область існування β -фази, такі елементи є β -стабілізаторами. Елементи Al, Ga, O, N, C діють навпаки – розширюють область існування α -фази, такі елементи є α -стабілізаторами. Також існують нейтральні елементи, які майже не впливають на температуру поліморфного перетворення: Sn, Hf, Zr, Th, Ge.

При маркуванні титанових сплавів використовують змішане позначення буквами та цифрами. На початку марки записують букви, які вказують на розробника сплаву: VT – «ВІАМ титан»; OT, AT – дослідницький титан, OT – сплави сумісної розробки ВІАМу та Верхнесалдинського металургійного виробничого об'єднання (ВСМПО); PT – «Прометей титан», розробка ЦНІИ КМ «Прометей». Цифри після букв вказують на номер сплаву. Іноді при маркуванні сплаву наприкінці марки додатково позначають: У – покращений; М – модифікований; І – спеціального призначення; Л – ливарний сплав, кт – криогенного призначення, ч – підвищеної чистоти, С – спеціального призначення для зварних з'єднань. Приклади маркування: технічно чистий титан – VT1-00, VT1-0; титанові сплави – VT5, VT5Л, OT4, AT3, PT7-М, VT6С.

Основні фазові перетворення в титанових сплавах: поліморфне перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ та мартенситне перетворення $\beta \rightarrow \alpha'(\alpha'')$.

В титанових сплавах поліморфне $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення проходить в інтервалі температур. Верхня температура поліморфного перетворення, яка відповідає переходу від $\alpha + \beta$ до β -структури, позначається T_{β} , $T_{\beta\beta}$ (температура повного поліморфного перетворення) або A_{c3} . При малих швидкостях охолодження перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ реалізується шляхом зародження

кристалів нової фази та наступного їх росту. Між α -фазою та вихідною β -фазою встановлюється орієнтаційне співвідношення: кристалографічна площина (110) ОЦК ґратки β -Ті перебудовується в кристалографічну площину (0001) ГЦП ґратки α -Ті. Перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ починається незалежно від декількох ділянок міжзеренної β -межі, так що об'єм β -зерна заповнюється декількома колоніями однаково орієнтованих α -пластин

Фазові перетворення в титанових сплавах при охолодженні зі швидкістю більшою за критичну ($v > v_{кр}$). При швидкому охолодженні ($v > v_{кр}$) перетворення в сплавах проходить за мартенситним механізмом. Температура початку та кінця мартенситного перетворення залежить від вмісту легувальних елементів (рис. 14.5). Що вищим є вміст β -стабілізаторів, то нижча температура початку ($M_{П}$) та кінця ($M_{К}$) мартенситного перетворення.

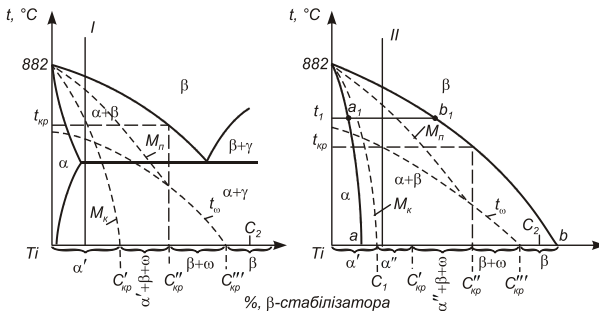
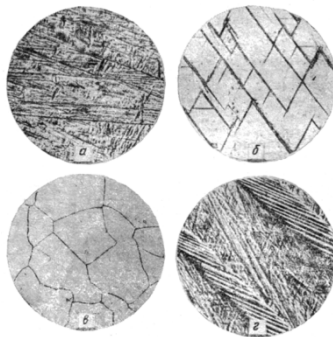


Рисунок 14.5 – Фазовий склад титанових сплавів з евтектоїдоутворюючими (а) та ізоморфними (б) β -стабілізаторами після гартування з β -області

Якщо кількість β -стабілізаторів невелика (вміст елемента менше $C'_{кр}$, рис. 14.5, а) при охолодженні зі швидкістю понад 25 С/с з достатньо високих температур, утворюється мартенситна α' -фаза – пересичений твердий розчин легувальних елементів в ГЦП-ґратці Ті, фаза має голчасту морфологію (рис. 14.6, а). Перетворення в цьому випадку проходить до кінця. При гартуванні з β -області метастабільні фази існують в усьому об'ємі вихідного зерна, а при охолодженні з $\alpha + \beta$ -області у прошарках поміж пластин первинної α -фази. Якщо вміст легувальних елементів знаходиться в межах $C'_{кр} - C''_{кр}$, мартенситне перетворення проходить не до кінця. В структурі зберігається залишкова β -фаза, яка при $t < t_0$ перетворю-

ється в ω -фазу, когерентно пов'язану з β -фазою. Структура при кімнатній температурі складатиметься з $\alpha' + \omega + \beta$ (рис.14.6, б). При концентрації β -стабілізатора в інтервалі $C''_{кр} - C'''_{кр}$ мартенситне перетворення не відбувається, але β -фаза здатна перетворюватися на ω -фазу (з гексагональною ґраткою). Фаза ω утворюється бездифузійно за зсувним механізмом, має когерентний зв'язок з β -фазою, при спостереженні за допомогою світлового мікроскопу не виявляється. Структура в цьому випадку: $\beta + \omega$. Фаза ω підвищує крихкість сплавів. При концентраціях понад $C'''_{кр}$ при гартуванні фіксується однофазна β -структура (рис.14.6, в). У випадку, коли сплави містять квазіізоморфні (Ru, Rh, Re, Os) та ізоморфні (V, Nb, W, Mo, Ta) β -стабілізатори, α' -фаза утворюється при гартуванні лише до певної концентрації (C_1 , рис.14.5, б). При більших концентраціях α' -фаза перетворюється на мартенсит α'' з ромбічною ґраткою (рис.14.6, г). Фазовий склад, загартованих з β -області сплавів змінюється послідовно: $\alpha'(\alpha'')$, $\alpha'' + \omega + \beta$, $\beta + \omega$, β . Фази, що утворюються при гартуванні, є метастабільними. При переході від α' до α'' міцність та твердість сплавів зменшується, пластичність – зростає. ω -фаза утворюється безпосередньо в β -фазі, при її появі пластичність знижуються (рис. 14.7).



а – Ti + 2%Cr – α' -фаза; б – Ti + 4%Cr – α' -, β -, ω - фази;
в – Ti + 6%Cr – β -фаза. $\times 300$; г – Ti + 8%Mo – α'' -фаза, $\times 1300$

Рисунок 14.6 – Мікроструктура сплавів титану після гартування з температур, що відповідають β -області (при друкуванні зменшено в 2 рази)

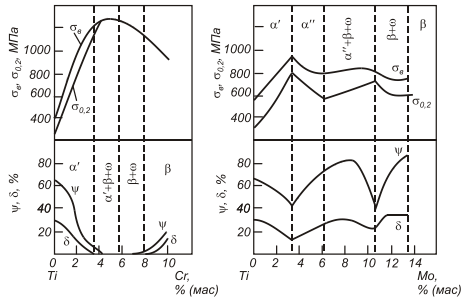


Рисунок 14.7 – Механічні властивості сплавів титану з хромом (а), молібденом (б) після гартування з β -області

При старінні загартованих сплавів метастабільні фази (α' , α'' , β) розпадаються з утворенням стабільної структури $\alpha + \beta$ або інтерметалідів. Структура $\alpha + \beta$ має пластинчасту будову. Дисперсність пластин визначається температурою та часом витримки при старінні.

Розпад мартенситних фаз α' та α'' . При низьких температурах мартенсит в титанових сплавах доволі стійкий та зберігається тривалий час. Його розпад починається при нагріванні до температур вище 300...400°C. Розпад α'' -фази може реалізуватися за наступними схемами:

а) розпад α'' -мартенситу починається з виділення β -фази, в результаті чого він збіднюється β -стабілізаторами і переходить спочатку в α' , а потім в α -фазу: $\alpha'' \rightarrow \alpha''_{\text{збід}} + \beta \rightarrow \beta + \alpha' \rightarrow \beta + \alpha$;

б) розпад α'' -мартенситу починається з виділення α -фази, він поступово збагачується β -стабілізаторами, становиться термодинамічно нестійким та перетворюється в β -фазу: $\alpha'' \rightarrow \alpha''_{\text{збаг}} + \alpha \rightarrow \beta_{\text{нерівн}} + \alpha' \rightarrow \beta + \alpha$;

в) за механізмом спінодального розпаду утворюються збагачені та збіднені об'єми мартенситу, котрі потім перетворюються на α - та β -фази спочатку нерівноважного, а потім і рівноважного складу: $\alpha'' \rightarrow \alpha''_{\text{збаг}} + \alpha''_{\text{збід}} \rightarrow \beta_{\text{нерівн}} + \alpha' \rightarrow \alpha + \beta$.

Розпад α' -мартенситу зазвичай відбувається за двома першими схемами, які описані для α'' -мартенситу. Причому в сплавах з β -евтектоїдними елементами (Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Si, H) розпад завершується евтектоїдним перетворенням β -фази ($\alpha + \beta$).

рметалід). Механізм перетворення мартенситу залежить від легуваності, наявності певних фаз, схеми термічного оброблення (гартування + старіння або ізотермічне оброблення), температури розпаду, структурного стану сплаву.

Розпад метастабільної β -фази. При температурах вище 500°C β -фаза розпадається з виділенням α -фази: $\beta_{\text{мет}} \rightarrow \beta_{\text{збаг.}} + \beta_{\text{збідн.}} \rightarrow \beta_{\text{збаг.}} + \alpha'(\alpha'') \rightarrow \alpha + \beta$. Розпад супроводжується дифузійним обміном компонентами між фазами $\alpha(\alpha', \alpha'')$ та β . Із збільшенням часу витримки $\alpha'(\alpha'')$ -фаза, яка на початок розпаду збагачена β -стабілізаторами, збіднюється ними, а β -фаза, навпаки, збагачується. Розпад β -фази при температурах нижче 500°C починається з утворення мікрооб'ємів збагачених та збіднених β -стабілізаторами. В збіднених об'ємах відбувається перетворення $\beta \rightarrow \omega$ за мартенситним механізмом. В загальному випадку розпад β -фази проходить за схемою $\beta_{\text{мет}} \rightarrow \beta_{\text{збаг.}} + \beta_{\text{збідн.}} \rightarrow \beta + \omega \rightarrow \beta_{\text{збаг.}} + \omega + \alpha'(\alpha'') \rightarrow \alpha + \beta$.

Класифікація титанових сплавів. *Класифікація титанових сплавів за фазовим складом:*

1. α -сплави (структура – α -твердий розчин легувальних елементів в ГЦП ґратці α -титану);
2. *псевдо- α -сплави* (структура – α -фаза + β -фаза (до 5%));
3. $(\alpha+\beta)$ -сплави (структура – тверді розчини легувальних елементів в ГЦП та ОЦК ґратках титану);
4. *псевдо- β -сплави* (структура – невелика кількість α -фази + β -фаза);
5. β -сплави (структура – β -фаза – твердий розчин β -стабілізаторів в ОЦК ґратці титану);
6. сплави на основі інтерметалідів.

Класифікація за структурою в загартованому стані:

1. Сплави мартенситного класу, структура котрих після гартування з температури вище A_{c3} представлена мартенситними фазами α' або α'' .
2. Сплави перехідного класу, структура котрих після гартування з температур вище A_{c3} представлена мартенситом α' (α'') та β -фазою.
3. β -сплави, структура котрих після гартування представлена β -фазою.

Класифікація титанових сплавів за коефіцієнтом стабілізації (K_β). Коефіцієнт β -стабілізації (K_β) показує наскільки даний сплав наближається до критичної концентрації $C''_{кр}$. Коефіцієнт K_β розраховують із співвідношення:

$$K_\beta = C_1/C_{1кр} + C_2/C_{2кр} + C_3/C_{3кр} + \dots + C_i/C_{ікр},$$

де $C_1, C_2, C_3 \dots C_i$ – вміст різних β -стабілізаторів, $C_{1кр}, C_{2кр}, C_{3кр} \dots C_{ікр}$ – критична концентрація ($C''_{кр}$).

Коефіцієнт (K_β) дає лише наближену оцінку β -стабілізації, він не враховує вплив α -стабілізаторів та нейтральних елементів. В залежності від значення коефіцієнта K_β сплави поділяють на класи:

1. α -сплави ($K_\beta = 0$).
2. Псевдо- α -сплави ($K_\beta \leq 0,25$).
3. ($\alpha + \beta$)-сплави ($K_\beta = 0,3 \dots 0,9$). Для сплавів перехідного класу – $K_\beta = 1,0 \dots 1,4$.
4. Псевдо- β -сплави ($K_\beta = 1,5 \dots 2,4$).
5. β -сплави ($K_\beta > 2,4$).

Титанові сплави поділяють за способом виготовлення виробів на деформівні, ливарні та сплави порошкової металургії, за призначенням – на конструкційні, жароміцні, корозійностійкі. За рівнем міцності розрізняють маломіцні, сплави середньої міцності, високоміцні сплави.

Термічне оброблення титанових сплавів. Чистий титан та α -сплави після пластичної деформації піддають *рекристалізаційному відпаленню*. Температура процесу не повинна перевищувати A_{c3} через інтенсивний ріст зерна в однофазній β -області. Напівфабрикати з титану та псевдо- α -сплавів ефективно знеміцнюються також при *дорекристалізаційному відпаленні*. Відпалення з метою зняття нагартування ($\alpha + \beta$)-сплавів передбачає нагрівання до температури 800°C , витримку та охолодження на повітрі.

До ($\alpha + \beta$)-сплавів застосовують *ізотермічне відпалення*. Перша стадія передбачає нагрівання до $800 \dots 950^\circ\text{C}$, на цьому етапі усувається нагартування, надалі сплави охолоджуються (з піччю або перенесенням до іншої печі) до температури ($500 \dots 650^\circ\text{C}$), витримуються при цій температурі, що забезпечує високу стабільність β -фази, та охолоджуються на повітрі. Ізотермічне відпалення забезпечує поєднання високої міцності, жароміцності та

пластичності сплавів. До $(\alpha+\beta)$ -сплавів застосовують також *подвійне відпалення*. Основна відмінність такого процесу від ізотермічного – між першою та другою температурами витримки сплав охолоджують на повітрі до кімнатної температури. Після такого охолодження в сплаві фіксується метастабільна β -фаза, що розпадається на другій ступені нагрівання. Сплав набуває вищої міцності, пластичність зменшується.

Для зниження залишкових напружень після механічної обробки або зварювання використовують *неповне відпалення* (450...650°C).

Зміцнювальне термооброблення титанових сплавів складається з *гартування* та *старіння*. На вибір температури гартування ($t_{\text{гарт.}}$) $\alpha+\beta$ -сплавів впливає кінцева структура: якщо при гартуванні α'' -фаза не утворюється, то $t_{\text{гарт.}}$ наближається до $t_{\text{кр}}$ (рис.14.5), при цьому фіксується $\alpha + \beta$ -структура з максимальною кількістю метастабільної β -фази; якщо при гартуванні α'' -фаза утворюється, то $t_{\text{гарт.}}$ може бути вищою за $t_{\text{кр}}$, але не повинна перевищувати A_{c3} , при цьому фіксується структура $\alpha + \alpha'' + \beta$. Псевдо- β -сплави гартують з температур дещо вище A_{c3} .

В сплавах, в яких утворюється ω -фаза, старіння рекомендують проводити при температурах 500...600°C. Якщо ω -фаза не утворюється або її кількість незначна, старіння можливе при 450...500°C.

Сплави титану знайшли використання в авіа- та ракетобудуванні. З них виготовляють обшивку фюзеляжа та обшивку крила літака (OT4-1, BT5, BT20, BT22), внутрішній набір фюзеляжа (BT5Л), диски та лопатки компресора газотурбінного двигуна (BT3-1, BT8, BT9), панелі та шпангоути ракет, лонжерони та шпангоути літаків, деталі шасі літаків. В кораблебудуванні з титанових сплавів виробляють: обшивку суден, гребні гвинти, теплообмінники, корпуси та обладнання підводних човнів, інше (ПТ7, ПТ3-В). Деталі гоночних автомобілів (шатуни, колінчасті вали, клапани, передні та задні осі, деталі підвіски та інше) також виготовляють з титанових сплавів. Крім того, вони використовуються в хімічній промисловості (ємності для зберігання агресивних рідин, запірні арматура, пружини, сільфони, теплообмінники, тощо); в харчовій, холодильній та криогенній техніці (сплав

BT1-0); в медичній галузі зі сплавів BT6, BT14, AT3, BT1Л виготовляють ендопротези суглобів, штифти, електронні кардіостимулятори, пластини для остеосинтезу; спортивній галузі (альпіністське спорядження, спортивні велосипеди, тощо).

14.3 Магній та сплави на його основі. *Магній* (Mg) – лужноземельний метал світло-сірого кольору, має ГЦП ґратку. Температура плавлення 650°C , густина $\rho = 1,74 \text{ г/см}^3$.

Магній має низькі показники теплопровідності та пластичності. Деформацію Mg переважно проводять в діапазоні температур $350\dots450^{\circ}\text{C}$. Рівень міцності Mg вищий за міцність Al ($\sigma_{\text{в}} \approx 180 \text{ МПа}$). Магній має низьку корозійну стійкість, плівка окислу MgO, що утворюється при взаємодії з повітрям, не забезпечує захисних властивостей. При температурі вище $500\dots550^{\circ}\text{C}$ магній здатний самодовільно спалахувати, горіння відбувається дуже швидко. Магнієві сплави зварюються різними методами зварювання, легко оброблюються різанням.

Технічно чистий магній маркують: Mg90, Mg95, Mg96. Магній чутливий до наявності домішок. Домішки в технічно чистому магнії та в магнієвих сплавах: Fe, Na, K, Si, Cu, Ni; найбільш шкідливими є Fe, Cu та Ni.

Більшу частину магнію використовують при отриманні титану магнієтермічним способом, решту – для виготовлення сплавів. Найпоширенішими є сплави магнію на основі систем Mg–Al ($\leq 10\% \text{ Al}$), Mg–Zn ($\leq 5\text{--}6\% \text{ Zn}$), Mg–Mn ($\leq 2,5\% \text{ Mn}$), Mg–Zr ($\leq 1,5\% \text{ Zr}$), Mg–PЗМ (рідкісноземельні метали). *Алюміній* та *цинк* сприяють зміцненню α -твердого розчину (твердий розчин заміщення на основі Mg, має ґратку ГЦП), при одночасному підвищенні показників пластичності. Також хімічні сполуки, що утворює Mg з Zn та Al (MgZn, $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$), підвищують міцність сплавів, яка зберігається лише до температур $150\dots200^{\circ}\text{C}$. *Марганець* підвищує опір корозії та поліпшує зварюваність. *Цирконій* та *цинк* подрібнюють зерно, поліпшують механічні властивості, підвищують опір корозії. *Кремній* зміцнює твердий розчин. PЗМ (Nd, Th, Ce) надають високу жароміцність. Найбільшу жароміцність забезпечують сполуки Mg_{12}Ce , $\text{Mg}_{23}\text{Th}_6$ та марганець. За впливом на пластичність елементи поділяють на дві групи: Mn, Si зменшують пластичність; Li, Zn, Al, Ce до певних концентрацій підвищують пластичність.

Маркування магнієвих сплавів. Для позначення марки використовують букви та цифри. Приклад маркування: МЛ5, МА6, МА2пч, МЛ5он. Принцип маркування: буква М – сплав на основі магнію, Л – ливарний сплав, А – деформівний сплав; букви «пч» наприкінці марки – сплав підвищеної чистоти із зниженим вмістом шкідливих домішок Fe, Ni, Cu, «он» – загального призначення. Цифра – умовний номер сплаву за стандартом.

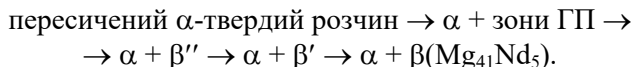
Термічне оброблення магнієвих сплавів. Термічна обробка магнієвих сплавів подібна до алюмінієвих сплавів.

В литому стані для сплавів характерна ліквіація, що зменшує технологічність. Отже, виникає необхідність проведення *гомогенізації*. Досить часто гомогенізація відбувається при нагріванні сплавів під гаряче оброблення тиском. Це скорочує час витримки при підвищеній температурі порівняно з гомогенізаційним відпаленням, але збільшує час порівняно зі звичайним нагріванням під оброблення тиском.

Сплави магнію піддають *рекристалізаційному відпаленню*. Температура початку рекристалізації чистого магнію – приблизно 150°C. Для магнієвих сплавів температура початку рекристалізації складає приблизно 150...300°C. Найчастіше рекристалізаційне відпалення проводять при температурах 250...350°C, швидкість охолодження не має суттєвого впливу на механічні властивості.

Деформівні напівфабрикати *відпалюють для зняття залишкових напружень*. Операція проводиться безпосередньо після оброблення, яке зумовлює появу напружень, і дозволяє уникати явища короблення виробів.

Магнієві сплави змінюють *істинним гартуванням та старінням*. Особливість гартування – низька швидкість розпаду пересичених розчинів на основі магнію (окрім сплавів легованих рідкісноземельними металами Nd, Th, Ce). Магнієві сплави охолоджують при гартуванні на повітрі, або у киплячій воді. В сплавах не відбувається природного старіння (за винятком сплавів системи «магній-літій»). Проведення штучного старіння дозволяє збільшити міцність магнієвих сплавів. При старінні сплавів системи Mg-Al розпад пересиченого твердого розчину відбувається без проміжних перетворень: $\alpha \rightarrow \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. При розпаді твердого розчину магнію, пересиченого неодимом, процес відбувається за схемою:



Класифікація магнієвих сплавів. За способом виготовлення напівфабрикатів та виробів магнієві сплави поділяють на дві основні групи:

- деформівні – для виготовлення напівфабрикатів тиском (МА5, МА6);
- ливарні – для отримання деталей методами фасонного лиття (МЛ5).

За температурою експлуатації сплави на основі магнію поділяють на групи:

- призначені для роботи при звичайних температурах (сплави загального призначення);
- жароміцні (призначені для тривалої експлуатації при температурах до 200°C);
- високожароміцні (для тривалої експлуатації при температурах до 250...300°C);
- призначені для роботи при криогенних температурах.

Галузі застосування магнієвих сплавів: машино- та авіабудування (корпуса приладів, насосів, ліхтарів, двері кабін літаків, стрингери, лонжерони, опорні конструкції гальм, фіюзеляж вертольота тощо); ракетобудування (корпуса ракет, обтічники, стабілізатори, паливні баки тощо); автомобілебудування (диски коліс, коробка передач автомобілів тощо); використовують для захисту корпусів судна від морської корозії (протекторний захист) тощо.

14.4 Мідь та сплави на її основі. Мідь – метал з температурою плавлення 1083°C та густиною 8,94 г/см³, має кристалічну ґратку ГЦК. Мідь відзначається високою тепло- та електропровідністю (приймається за еталон), пластичністю та корозійною стійкістю. У відпаленому стані для неї характерна низька міцність ($\sigma_B = 220$ МПа) та висока пластичність ($\delta = 50\%$). Вона легко полірується, гарно паяється та зварюється. Недоліки: висока густина, погане оброблення різанням через високу в'язкість, має низьку рідкотекучість.

Технічно чисту мідь (ДСТУ ГОСТ 859:2003) маркують буквою «М» та цифрами, які вказують на ступінь чистоти міді (М00: Cu \geq 99,6 %; М0: Cu \geq 99,7 %; М1: Cu+Ag \geq 99,9 %; М3: Cu+Ag \geq 99,5 %). Букви наприкінці марки вказують на спосіб очищення від домішок або особливості використання: к – катод-

на, p – рафінована та розкислена, ϕ – розкислена фосфором, b – безкиснева мідь. Наприклад: М00к, М0б, М1р, М1ф.

Класифікація сплавів на основі міді. За способом виробництва: деформівні та ливарні. За термічним обробленням, що до них застосовується: на ті, що зміцнюються і ті, що не зміцнюються термічним обробленням. За хімічним складом: латуні, бронзи, міднонікелеві сплави.

Латуні – це подвійні та багатокомпонентні сплави на основі міді, в яких основний легувальний елемент – Zn (його вміст не перевищує 50% мас.) За хімічним складом латуні ділять на подвійні, що відносяться до системи $Cu-Zn$, та спеціальні (леговані), що відносяться до системи $Cu-Zn$ -легувальні елементи. При легуванні спеціальних латуней Al , Fe , Ni , Mn , Si та Sn підвищується їх міцність, корозійна стійкість, пружні властивості при збереженні пластичності. Цинк, алюміній, олово підвищують пластичність до 65%. За технологічними ознаками спеціальні латуні поділяють на деформівні та ливарні.

Латуні схильні до *знецинкування* та *сезонного розтріскування*. Знецинкування спостерігається при контакті латуні з електропровідним середовищем (кислі та лужні розчини). Що більше цинку в латуні, то більша схильність до знецинкування. Для усунення схильності до знецинкування додають P , As та Sb в невеликих концентраціях. Сезонне або міжкристалітне розтріскування супроводжується появою міжкристалітної тріщини при одночасній дії напружень розтягування (залишкових та діючих) і специфічних хімічних реагентів (наприклад: розчини та пари аміаку, вологий сірчаний ангідрид, різні аміни, вологий діоксид вуглецю та інше). Латуні із вмістом Zn до 7% не чутливі до сезонного розтріскування.

Для маркування латуней використовують змішане позначення буквами та цифрами: буква L – латунь, A – алюміній, O – олово, C – свинець, J – залізо, K – кремній, Mz – марганець, N – нікель, $Mш$ – миш'як; цифри вказують на середній вміст у відсотках міді або цинку та легувальних елементів. Приклад маркування: $L90$ – подвійна деформівна латунь (90% Cu ; 10% Zn); $LЖMц59-1-1$ – спеціальна деформівна латунь (59% Cu ; 1% Fe ; 1% Mn ; решта – цинк); $ЛЦ30A3$ – ливарна латунь (30% Zn ; 3% Al ;

основа – мідь). При маркуванні ливарних латуней, на відміну від деформівних, вказують концентрацію цинку, а не міді.

Найбільша розчинність цинку в міді при температурі 454°C, вона становить 39% (рис. 14.8). При концентрації цинку до 39% латуні мають однофазну α -структуру (наприклад, Л80), рис. 14.9, а. α -фаза – це твердий розчин заміщення атомів цинку в ГЦК ґратці міді. Зі збільшенням вмісту цинку до 39% підвищується не тільки міцність, а й пластичність α -латуней (рис. 14.10).

Сплави із 39...45%Zn мають двофазну структуру ($\alpha + \beta'$), рис.14.9, б, наприклад, ЛЦ40С1. β' -фаза є впорядкованим твердим розчином на основі хімічної сполуки $CuZn$, ґратка ОЦК. Для двофазних латуней характерна вища міцність, ніж для однофазних, але менша пластичність у зв'язку із наявністю β' -фази (рис.14.10).

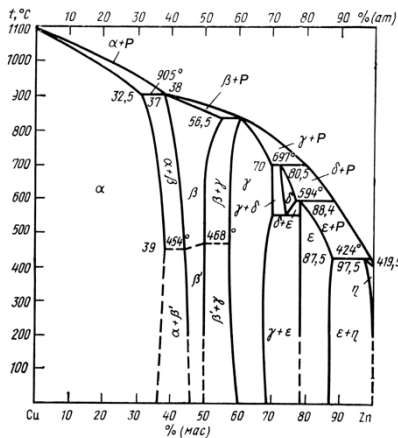
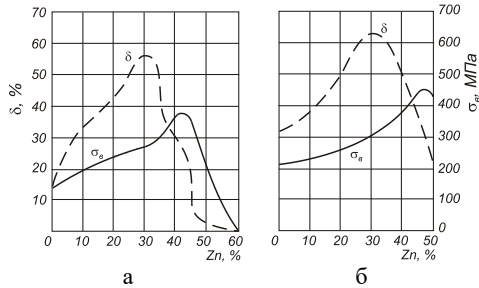


Рисунок 14.8 – Діаграма стану системи Cu-Zn



Рисунок 14.9 – Мікроструктура α - (а) та $\alpha + \beta'$ -латуней (б), $\times 340$ (при друкуванні зменшено в 2 рази)



а – лита латунь; б – латунь після деформації та відпалення

Рисунок 14.10 – Механічні властивості латуней в залежності від вмісту цинку.

Присутність в двофазних латунях крихкої β' -фази погіршує їх деформацію в холодному стані, тому такі латуні пластично деформують лише при високих температурах, коли β' -фаза перетворюється в пластичнішу β -фазу із відсутнім впорядкуванням в кристалічній ґратці (β – неупорядкований твердий розчин на основі $CuZn$) (рис. 14.8).

Всі легувальні елементи, окрім нікелю, зменшують розчинність цинку в міді та сприяють збільшенню кількості β -фази. При введенні нікелю розчинність цинку в міді збільшується, частка β -фази зменшується. Для прогнозування властивостей легованих латуней необхідно розрізняти α - та $\alpha + \beta$ -латуні, враховуючи вплив легувальних елементів на граничну розчинність цинку. Гійє запропонував розраховувати для легованих латуней вміст еквівалентного цинку (X), що враховує розчинність легувальних елементів:

$$X = [(A + \sum c \cdot K) / (A + B + \sum c \cdot K)] \cdot 100\%$$

де A – дійсний вміст цинку в сплаві,

B – вміст міді,

c – кількість елемента, що додається в латунь,

K – коефіцієнт Гійє, табл.12.1.

Таблиця 12.1 – Коефіцієнти Гійє

<i>Si</i>	<i>Al</i>	<i>Sn</i>	<i>Pb</i>	<i>Fe</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>
10...12	4...6	2	1	0,9	0,5	-1,4

Коефіцієнти Гійє вказують, якій кількості цинку відповідає введення в мідь 1% легувального елемента.

Приклад: латунь ЛМЦА57-3-1

$$X = [(39 + 0,5 \cdot 3 + 6 \cdot 1) / (39 + 57 + 0,5 \cdot 3 + 6 \cdot 1)] \cdot 100\% = 45\%$$

отже така латунь є двофазною, зі значною кількістю β -фази, хоча сплав з 39% цинку в двокомпонентній системі знаходиться поблизу граничної розчинності цинку в α -фазі.

З однофазних латуней виробляють в основному холоднокатаний напівфабрикат: смуги, стрічки, дріт, листи, з яких виготовляють шайби, труби, кільця тощо.

З двофазних латуней виробляють гарячекатаний напівфабрикат: листи, дріт, труб. З них виготовляють втулки, фланці, штуцера тощо.

Спеціальні латуні, леговані *Pb, Sn, Al, Fe, Ni, Si*, широко застосовують в суднобудуванні. Багатокомпонентні алюмінієві латуні зміцнюють гартуванням та старінням; після термічного оброблення $\sigma_{\text{в}}$ може досягати 700 МПа (у порівнянні з 250...400 МПа до термічного оброблення). Кремнієві латуні мають високу міцність, пластичність та в'язкість до мінус 183°C.

Бронзи – подвійні та багатокомпонентні мідні сплави, в яких цинк не є основним легувальним елементом. Бронзи називають по основному легувальному елементу. *За хімічним складом виділяють дві групи бронз: олов'яні та безолов'яні (алюмінієві, берилієві, кремнієві, марганцеві, свинцеві).* Цинк в бронзах може бути присутній як легувальний елемент. Бронзи поділяють на ливарні та деформівні. *Для маркування бронз використовують змішане позначення буквами та цифрами:* букви Бр – бронза, О – олово, А – алюміній, С – свинець, К – кремній, Б – берилій, Ф – фосфор, Н – нікель, Т – титан, Ж – залізо, Ц – цинк, Х – хром, Ср – срібло, Кд – кадмій, Цр – цирконій, Су – сурма, Мг – магній, Ко – кобальт, Мц – марганець; цифри вказують на середній вміст легувального елементу у відсотках. Приклад маркування:

БрАЖН10-4-4 – деформівна алюмінієва бронза (10%Al, 4%Fe, 4%Ni, мідь – основа);

БрО4Ц4С17 – ливарна олов'яна бронза (4%Sn, 4%Zn, 17%Pb, мідь – основа).

У випадку, коли ливарна бронза має той же хімічний склад що і деформівна, наприкінці марки ставиться буква «Л», наприклад, БрА10Ж4Н4Л.

Олов'яні бронзи. Гранична розчинність олова в міді дорівнює 15,8% (рис.14.11, а). Однак внаслідок схильності сплавів *Cu*

Sn до нерівноважної кристалізації область α -твердого розчину значно звужується. В зв'язку з цим при концентрації олова більш ніж 8% в структурі сплавів присутня δ -фаза (електронна сполука $Cu_{31}Sn_8$), що має високу твердість та крихкість. Тому практичне застосування мають бронзи з вмістом олова до 10% (БрОЦ4-3, БрОФ10-1), оскільки поява δ -фази значно знижує пластичність.

Структура литих бронз, що містять менш 8% олова, представлена α -розчином змінної концентрації. Структура має дендритну будову (рис.14.11, б). Осі дендритів темного кольору збагачені мідь. Проміжки між осями збагачені оловом. Сплави, що містять понад 8% олова, мають в структурі первинні кристали α -твердого розчину змінного складу та евтектоїд ($\alpha + \delta$), див.рис. 14.11, в.

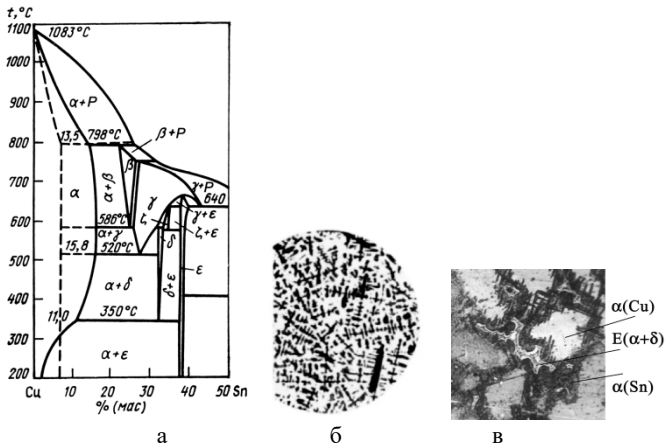


Рисунок 14.11 – Діаграма стану системи Cu-Sn (а) та мікроструктура олов'яної бронзи в литому стані (а, $\times 300$; б, $\times 340$; при друкуванні зменшено в 2 рази)

Додатковими легувальними елементами в олов'яних бронзах є *Zn*, *Pb*, *P*, *Ni*, *Fe* та інші. Цинк покращує рідкотекучість, міцність та густину відливок. Легування свинцем знижує механічні властивості, але підвищує густину відливок та поліпшує оброблення різанням. Фосфор розкислює мідь, підвищує міцність, границю витривалості, рідкотекучість та зносостійкість бронз.

В сплавах мідноолов'яних на відміну від сплавів мідноцинкових внаслідок більшого інтервалу кристалізації (див. рис. 14.8

та 14.11) спостерігається значна дендритна ліквіація. Олов'яні ливарні бронзи використовують для складного фасонного литва, шестерен, втулок, гайок, ходових гвинтів, корпусів кранів, черв'ячних коліс, арматури для водяних та парових систем. З деформівних бронз виготовляють сітку для целюлозопаперової промисловості, стрічки, смуги, пружинний дріт, трубки.

В промисловості використовують також *алюмінієві бронзи* (БрА5, БрАЖН10-4-4), що мають високі механічні, антикорозійні та антифрикційні властивості. З бронзи БрАЖН10-4-4 виготовляють деталі, що працюють в умовах підвищених температур (400...500°C).

Алюмінієві бронзи за рівнем механічних властивостей наближені до олов'яних, водночас, вони мають певні переваги:

- нижчу вартість,
- меншу схильність до дендритної ліквіації,
- велику щільність відливок,
- кращу рідкотекучість,
- більшу міцність та жароміцність,
- вищий рівень корозійної стійкості,
- не утворюють іскор при ударі.

Недоліками цих бронз є значна усадка при кристалізації, схильність до утворення стовпчатих кристалів та сильне окислення розплаву, що спричиняє шиферний злам у деформованих напівфабрикатах.

Берилієві бронзи (БрБ2, БрБНТ-1,7). Берилієві бронзи – сплави міді з берилієм. З цих бронз виготовляють пружини, гофровані мембрани, струмопровідні пружні деталі електрообладнання, пружні деталі електронних приладів. Берилієві бронзи мають високі характеристики міцності, границі пружності, релаксаційної стійкості, електро- та теплопровідності, добрий опір корозії та корозійній втомі. Берилієві бронзи немагнітні, не дають іскор при ударі, технологічні (добре штампуються та зварюються). Мало схильні до холодноламкості та працюють в інтервалі температур -200...+250°C. Недолік берилієвих бронз: висока вартість, дефіцитність та токсичність берилію.

Алюмінієві та берилієві бронзи зміцнюються гартуванням та старінням. Найвищу міцність мають берилієві бронзи (після гар-

тування, деформації на 40% та старіння до 1400 МПа).

Марганцеві бронзи. На практиці використовують марганцеві бронзи із вмістом Mn до 20%. Такі бронзи мають однофазну структуру та добре оброблюються тиском як в холодному, так і в гарячому стані. Найрозповсюдженіша марганцева бронза – БрМц5. З цієї бронзи виготовляють деталі та вироби, які працюють при підвищених температурах (наприклад, арматура парових котлів).

Кремнієві бронзи (БрКМц3-1) Кремнієві бронзи мають вищі механічні властивості та меншу вартість ніж олов'яні бронзи. У кремнієвих бронз, порівняно із олов'яними, достатньо висока рідкотекучість. Кремнієві бронзи мають добрі пружні та антифрикційні властивості, корозійну стійкість, не дають іскор при ударі, добре оброблюються тиском як в холодному, так і в гарячому стані. Ці сплави добре зварюються зі сталлю та іншими бронзами, легко паяються твердими та м'якими припоями. Ливарні властивості кремнієвих бронз гірші ніж у латуні та у олов'яних і алюмінієвих бронз. В промисловості використовують кремнієві бронзи із вмістом Si до 3%. Недолік сплавів – поглинання газів.

Свинцеві бронзи – сплави міді із свинцем (БрС30). Ці сплави мають високі антифрикційні властивості. Для забезпечення цих властивостей сплави повинні мати гетерофазну структуру: м'яку основу, яка забезпечує припрацювання та добре сприймає удари, і тверді включення, які сприймають навантаження, забезпечують малий коефіцієнт тертя та невелике зношення. Найкращі антифрикційні властивості мають вальниці із дрібнозернистою однорідною структурою.

Мідно-нікелеві сплави. Мідно-нікелеві сплави – це високолеговані тверді розчини на основі міді та нікелю з невеликою концентрацією легувальних елементів (Al, Mn, Fe, Zn та інші). Тому мідь і нікель визначають фізико-хімічні, механічні та технологічні властивості цих сплавів.

Корозійностійкі мідно-нікелеві сплави. До корозійностійких сплавів відносять: мельхіор, нейзильбер, куніаль.

Мельхіори – це подвійні та складніші сплави на основі міді, основним легувальним елементом в яких є Ni. Сплави мають однофазну структуру. Найрозповсюдженішими марками мельхіорів є МН19 та МНЖМц30-1-1. Приклад маркування: МН19 – мельхі-

ор, що містить 19% Ni, основа – Cu; МНЖМц30-1-1 – мельхіор, що містить 30% Ni та легований Fe (1%) і Mn (1%), основа – Cu.

Нейзильбери – це сплави на основі системи Cu-Ni (5...35%)-Zn (13...45%). Сплави мають однофазну структуру. Приклад маркування нейзильберів: сплав МНЦ15-20 – нейзильбер, що містить 15% Ni, 20% Zn, основа – Cu.

Куніалі – це сплави на основі системи Cu-Ni-Al. В промисловості використовують куніаль А (МНА13-3: 13%Ni; 3%Al; основа – Cu) та куніаль Б (МНА6-1,5: 6%Ni; 1,5%Al; основа – Cu).

Електротехнічні сплави. Мідно-нікелеві сплави цієї групи (МН0,6; МНМц43-0,5 (копель); МНМц40-1,5 (константан); МНМц3-12 (манганін); МН16) мають високий питомий електроопір, особливі термоелектричні властивості та широко використовуються в промисловості для електротехнічних цілей. Сплави високого електроопору ділять на прецизійні, реостатні та сплави для нагрівальних елементів, тензорезисторів та електродів термододів.

Спеціальні мідні сплави. В електротехніці при виготовленні провідників використовують низьколеговані мідні сплави, недоліком яких є відносно низька міцність. Для підвищення міцності сплави нагартують, вводять легувальні елементи та застосовують термічне і термомеханічне оброблення. Спеціальні мідні сплави легують *Ag, Cd, Cr, Zr*. Вміст кожного з цих елементів у сплавах підбирається таким чином, щоб забезпечити поєднання високої міцності із достатньо високою електропровідністю (БрСр; БрМг0,5; БрХЦр). Хромисті бронзи з цирконієм (БрХЦр) застосовують для виготовлення електродів контактного зварювання, особливість таких електродів – поєднання високої тепло- та електропровідності з жароміцністю.

ЛІТЕРАТУРА

1. Бялік О.М. Металознавство: підручник / О.М. Бялік, В.С. Черненко, В.М. Писаренко, Ю.Н. Москаленко. – К.: ІВЦ «Політехніка», 2001. – 375 с.
2. Лившиц Л.С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений / Л.С. Лившиц, А.Н. Хакимов – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.
3. Кольорові метали і сплави: навчальний посібник /В. Л. Грешта, О. В. Климов, О. В. Лисиця, Л. П. Степанова. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2015. – 336 с.
4. Сталі та сплави з особливими властивостями: навчальний посібник / О. В. Климов, Ю.І. Кононенко, В. Л. Грешта. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. – 315 с.
5. Матеріалознавство: методичні вказівки до виконання лабораторних робіт для студентів спеціальностей 131 «Прикладна механіка», 133 «Галузеве машинобудування», 136 «Металургія» усіх форм навчання: частина I, II / С.Б. Беліков, І.М.Лазечний, Л.П. Степанова, О.В. Лисиця. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2019. – 138 с.
6. Металознавство: методичні вказівки до лабораторних та контрольних робіт для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» денної та заочної форм навчання: частина I та II / Укл.: Л.П. Степанова, Ю.І. Кононенко. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2023. – 131 с.
7. Авіаційні матеріали: методичні вказівки до виконання лабораторних робіт для студентів спеціальності 134 «Авіаційна та ракетно-космічна техніка» («Авіаційні двигуни та енергетичні установки», «Технології виробництва авіаційних двигунів та енергетичних установок») денної та заочної форми навчання / О.В. Лисиця, Ю.І. Кононенко. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2020. – 126 с.
8. Методичні вказівки та завдання до лабораторних робіт та контрольної роботи з дисципліни «Машинобудівні матеріали» для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» денної та заочної форми навчання /Укл.: О.В. Климов, Ю.І. Кононенко. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2021. – 110 с.

9. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин – М.: Металлургия, 1984. – 360 с.
10. Антикайн П.А. Металловедение /П.А. Антикайн – М.: Металлургия, 1972. – 256 с.
11. Захаров А.И. Диаграммы состояния двойных и тройных систем / А.И.Захаров. – М.: Металлургия, 1990 – 240 с.
12. Новиков И.И. Кристаллография и дефекты кристаллического строения / И.И. Новиков, К.М. Розин – М.: Металлургия, 1990. – 336 с.
13. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
14. Гольдштейн М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
15. Дослідження матеріалів: методичні вказівки до лабораторних робіт для студентів усіх форм навчання / В.В. Трофименко, О.П. Клименко, В.І. Овчаренко– Електронні дані. – Дніпропетровськ: УДХТУ, 2012. – 43 с. – Режим доступу: <http://old.udhtu.edu.ua/public/usefiles/2/5/1/65a21a5a891dc8e3b2dbf467e81fa0f5.pdf>. – Назва з екрана. – Дата звернення: 12.09.23.

Навчальне видання

КЛИМОВ Олександр Володимирович
ЛИСИЦЯ Олена Володимирівна
КОНОНЕНКО Юлія Іванівна

МЕТАЛОЗНАВСТВО ДЛЯ ЗВАРНИКІВ

Навчальний посібник

Комп'ютерний набір *Лисиця О.В.*
Верстання *Дяченко О.О.*

Підписано до друку 13.11.2023. Формат 60×84/16. Ум. друк. арк. 13,19.
Тираж 100 прим. Зам. № 887.

Національний університет «Запорізька політехніка»
Україна, 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64
Тел.: (061) 769–82–96, 220–12–14

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 6952 від 22.10.2019.