

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

до виконання лабораторних робіт
із дисципліни «Металознавство і термічне оброблення»
для студентів спеціальності 136 «Металургія»
освітня програма (спеціалізація) «Ливарне виробництво чо-
рних та кольорових металів і сплавів»
усіх форм навчання
І частина

Запоріжжя, 2025

Методичні вказівки до виконання лабораторних робіт із дисципліни «Металознавство і термічне оброблення» для студентів спеціальності 136 «Металургія» освітня програма (спеціалізація) «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів і сплавів» усіх форм навчання (I частина) /Укл: Ю.І. Кононенко, О.В. Лисиця. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2025. – 74 с.

Укладачі: Ю.І. Кононенко, старш. викладач.
О.В. Лисиця, старш. викладач

Рецензент: О.В. Климов, к.т.н., доцент

Відповідальний
за випуск: В.Ю. Ольшанецький, д.т.н., професор

Рекомендовано
до видання НМК інженерно-
фізичного факультету
Протокол № 8
від «11» березня 2025 р.

Затверджено
на засіданні кафедри ФМ
Протокол № 6
від «28» січня 2025 р.

ЗМІСТ**ЧАСТИНА 1****ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 1***Макроскопічний та мікроскопічний методи**дослідження металів та сплавів.....5***ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 2***Формування структури сплавів при кристалізації...../.....15***ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 3***Залізовуглецеві сплави. Мікроскопічне дослідження структури**та властивостей відпалених вуглецевих сталей35***ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 4***Мікроскопічне дослідження**структури і властивостей чавунів50***ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 5***Вивчення фазових перетворень в сталях при**нагріванні та охолодженні.....57***ЧАСТИНА 2****ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 6***Вивчення особливостей гартування та відпускання вуглецевих і**легованих сталей..... 77***ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 7***Хіміко-термічна обробка (ХТО)**та поверхневе гартування 89***ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 8***Вивчення структури, властивостей**та призначення легованих сталей 99*

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 9

Вивчення структури, властивостей та призначення спеціальних сталей і сплавів 113

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 10

Структура, властивості та використання кольорових металів та сплавів на їх основі..... 120

ЛІТЕРАТУРА 133

Додаток А_Правила техніки безпеки при виконанні лабораторних робіт із дисципліни «Металознавство і термічне оброблення» в лабораторіях кафедри фізичного матеріалознавства..... 134

Додаток Б_Таблиця відповідності величин твердості визначених різними методами..... 136

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 1

Макроскопічний та мікроскопічний методи дослідження металів та сплавів

Мета роботи – вивчити методи макро- та мікроаналізу; дослідити характерні види макро- та мікроструктури; ознайомитися з будовою та принципом роботи металографічного мікроскопа МІМ-7.

Загальні відомості

Всі методи дослідження, які використовують в металознавстві, поділяють на дві групи. До *першої* групи відносяться прямі методи дослідження (наприклад, металографічний, фрактографічний та ін.), за допомогою яких вивчають структуру металів та сплавів. Деякі непрямі методи (термічний, дилатометричний і ін.) дозволяють встановити зв'язок між структурою та властивостями матеріалів.

Друга група методів дає можливість безпосередньо виявити хімічний склад матеріалу та його механічні, фізичні, магнітні або технологічні властивості. Всебічну і достатню інформацію стосовно структури та властивостей матеріалу можна отримати при використанні тільки всього комплексу методів.

Серед структурних методів вивчення металів найбільш поширеним є металографічний метод макро- та мікроскопічного дослідження структури. Між структурою металу та його властивостями в більшості випадків 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 обирати ділянки для подальшого мікроскопічного аналізу. За допомогою макроаналізу виявляють: особливості будови литого або гарячедеформованого металу; характер руйнування матеріалу; газові пухирі, усадкові раковини, включення шихти; якість та будову зварних з'єднань; характер обробки, що застосована для на-

дання деталі кінцевої форми та властивостей (литво, обробка тиском, різання, термічна та хіміко-термічна обробка).

Макроаналіз проводять на *зламах* чи на спеціальних *макрошліфах*, якщо макроструктуру виявляють травленням шліфованої поверхні зразка. 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.

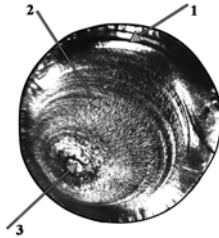
Волокнисті злами спостерігаються при в'язкому руйнуванні матеріалу із значною пластичною деформацією під дією дотичних напружень, тому розмір і форма зерен змінюються. Такий вигляд зламу є свідченням підвищених пластичних властивостей матеріалу. Поверхня руйнування волокнистих зламів має матовий колір.

Кристалічний злам – результат крихкого руйнування під дією нормальних напружень. При цьому зерна не деформуються; зберігається їх форма та розмір. Кристалічний злам характеризується наявністю окремих мікросколів, що дають у сукупності блискучий фон без помітних ознак деформації зразка у місці зламу. Злам називають міжкристалітним, якщо руйнування розвивається по межах зерен (кристалітів), та транскристалітним – безпосередньо через зерна. Міжкристалітний злам завжди крихкий; транскристалітний може бути як при крихкому, так і при в'язкому руйнуванні.

Втомний злам спостерігається в деталях, що працюють при багаторазових ($10^6 \dots 10^7$ циклів) змінних і, особливо, знакомінних навантаженнях (осі, вали, шестерні, ресори, пружини). За цих умов руйнування може розвиватися при початкових напруженнях, що значно менші не лише границі міцності, а й границі плинності. Таке явище називають втомою металу, яка полягає в тому, що при багаторазових навантаженнях в місцях з найбільшою концентрацією напружень та з наявністю різних дефектів, різких переходів, перерізів зароджуються мікротріщини (рис. 1.1). Це призводить до збільшення концентрації напружень і, як наслідок, до подальшого розвитку тріщини (зона поступового руйнування). При цьому деталь продовжує працювати, тому стінки тріщини внаслідок взаємного тертя загладжуються. Дійсний (робочий) переріз деталі зменшується і під дією одного із максимальних навантажень деталь руйнується.

Зразок із шліфованою та травленою спеціальним реактивом поверхнею називають *макрошліфом*. Зразок спочатку шліфують за допомогою абразивного круга, потім на наждачному папері, розміщено-

му на плоскій основі (склі), при цьому напрямок шліфування змінюють на 90° . Шліфування закінчують на папері з дрібним зерном. Підготовлену поверхню протирають спиртом і травлять у реактиві, склад якого залежить від металу або хімічного складу сплаву. Розглянемо деякі види макроаналізу.



1 – зародження тріщини; 2 – зона поступового руйнування;
3 – зона миттєвого доламування

Рисунок 1.1 – Вид втомного зламу

Форма та розмір кристалів, що утворюються після первинної кристалізації, можуть бути різними в залежності від присутності домішок та умов кристалізації. При значній швидкості охолодження утворюється *дендритна структура* (*дендрон* – дерево) (рис.1.2). Утворення кристалів деревоподібної форми зумовлено анізотропією швидкості росту, тому в першу чергу виростають їх довгі гілки (осі першого порядку), найбільш чисті за вмістом домішок; від них ростуть осі другого порядку, на яких утворюються бічні гілки – осі третього порядку тощо. Внаслідок цього кристал розгалужується; між осями дендритів скупчуються нерозчинені домішки і утворюються дрібні шпарини, що виникають внаслідок зменшення об'єму при переході металу з рідкого стану в твердий. Дендритна будова кристалів іноді можна спостерігати при виготовленні мікрошліфа: світлі лінії відповідають осям дендритів, а темні – міжвісним об'ємам, що зумовлено неоднаковим травленням цих ділянок унаслідок різного вмісту домішок. Найчастіше правильна форма дендритів порушується при зіткненні закристалізованих об'ємів на наступних стадіях кристалізації.

В залежності від напрямку відведення тепла зерна можуть мати рівновісну або стовпчасту (витягнуту) форму. Рідкий метал у ливарній формі або виливниці контактує з їх внутрішньою поверхнею, що має значно нижчу температуру. При цьому утворюється велика кількість

зародків кристалізації, що є причиною появи ливарної кірочки з дрібнозернистою структурою (рис. 1.3). Наступні шари металу охолоджуються уже з меншою швидкістю, але при цьому відведення тепла направлено в першу чергу перпендикулярно до стінок форми, тому утворюється друга зона подовжених стовпчастих кристалів, що зростають у напрямку, протилежному відведенню тепла.

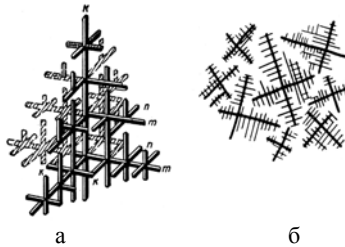
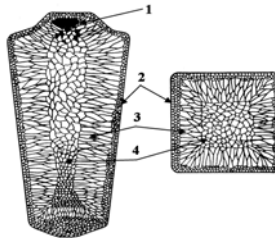


Рисунок 1.2 – Схема дендритної будови кристалу (а) та росту дендритів (б)



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

Рисунок 1.3 – Схема будови металевого зливка

Зона, що розташована у осьовій частині зливка, охолоджується з найменшою швидкістю і найбільш рівномірно в усіх напрямках. Унаслідок цього виникає зона рівновісних кристалів, що мають довільну орієнтацію. При сильному перегріванні рідкого металу чи великій швидкості охолодження стовпчасти кристали можуть прорости до осі зливка і рівновісні кристали не утворюються.

За низької температури лиття та дуже повільному рівномірному охолодженні зона стовпчастих кристалів може бути відсутня. У верхній частині зливка виникає порожнина, що називається усадковою раковиною, появлення якої зумовлено тепловою усадкою металу при за-

твердіванні. Це найбільш забруднена частина металу з великою кількістю мікро- та макрошпарин, пухирів.

У процесі гарячої обробки тиском дендритна структура зливка руйнується і дендрити витягуються у напрямку деформації. Міжосьові об'єми, що містять неметалеві включення (сульфіди, оксиди тощо), зберігають свою хімічну неоднорідність через те, що дифузія атомів домішок потребує тривалого часу. Тому при травленні макрошліфа ці об'єми окислюються швидше і темніють. Так виявляють волокнистість гарячедеформованого металу. Волокниста будова характеризується значною анізотропією властивостей. Саме тому з метою підвищення надійності деталей, що працюють в умовах високих динамічних навантажень (шестерні, шатуни, колінчасті вали), схему деформації вибирають такою, щоб напрямок волокон збігався з профілем виробів, а основні зусилля діяли перпендикулярно до волокон.

При розробці технології зварювання вивчають якість зварних з'єднань. Після шліфування поверхні зразка його травлять в 10...20% водному розчині азотної кислоти протягом 3...10 хв. При цьому можна виявити розмір та форму зварного шва, наявність напливів, газових шпарин, непроварів і тріщин. На макрошліфі, вирізаному поперек шва, можна виявити його дендритну будову, зону термічного впливу, непровари, включення шихти.

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, термічної та хіміко-термічної обробок; мікродфекти металу: тріщини, шпарини, раковини; неметалеві включення: сульфідів, оксидів, нітридів, алюмінатів, силікатів, графіт (у чавунах) тощо. Частіше проводять якісний аналіз, а при необхідності за допомогою спеціальних методик – кількісний.

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.

Перегляд 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 застосовують травлення 2...5% розчином азотної 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. 1.4). Западини на межах зерен значно сильніше розсіюють промені, тому межі виглядають як темні лінії (див. рис. 1.4, 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 виглядати темною. В результаті структура перліту має вигляд темних та світлих смуг (див. рис. 1.4, б).

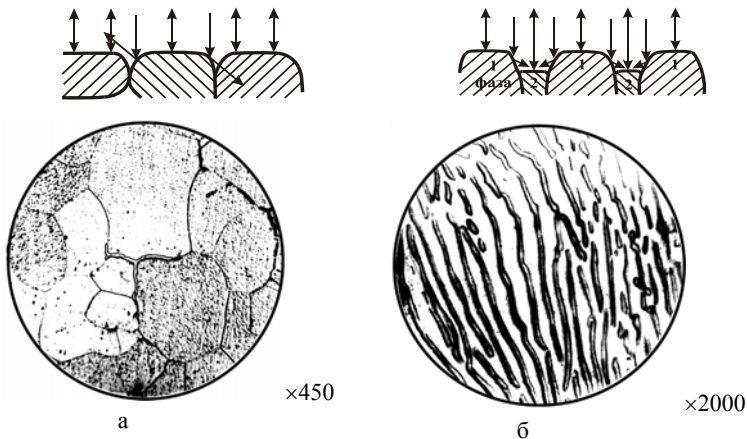


Рисунок 1.4 – Схема утворення контрасту при мікроскопічних дослідженнях та структура фериту (а) та фазової суміші – перліту (б)

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. Чим менше d , тим 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;

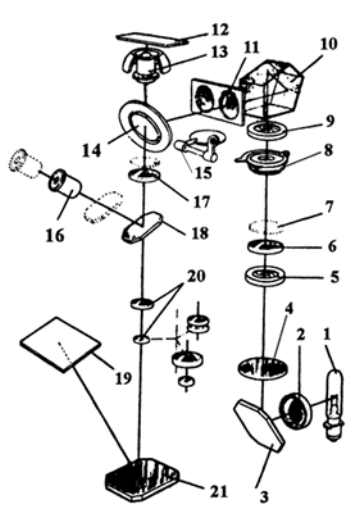
L – оптична довжина тубуса мікроскопа;

250 – відстань найкращого зору, мм;

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

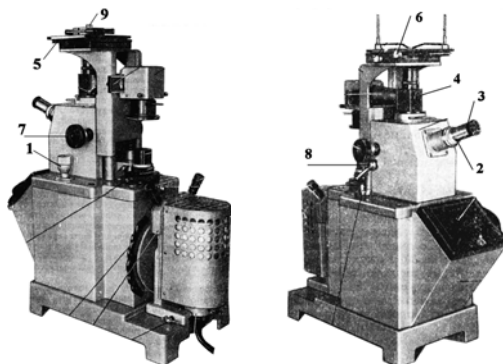
На практиці робоче збільшення встановлюється комбінацією змінних окулярів та об'єктивів у відповідності з таблицею, що додається до мікроскопа.

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. 1.5); механічна (штатив, тубус, макро- та мікрогвинти тощо) (рис. 1.6).



- 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 1.5 – Оптична схема мікроскопа МІМ-7



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

Рисунок 1.6 – Загальний вигляд 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.

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Коротко описати призначення макро- та мікроаналізу. Накреслити оптичну схему мікроскопа ММ-7, вказати його основні системи та їх призначення.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Сутність і призначення макроаналізу.
2. Що таке макроструктура? Види її контролю.
3. Види зламів. Яким чином за видом зламу визначити характер руйнування матеріалу: крихке, в'язке або втомне ?
4. Що таке макрошліф? Методика його приготування.
5. Макроструктура литого та гарячедеформованого металів, їх особливості.
6. Як впливає розміщення волокон після гарячої деформації на механічні властивості матеріалу виробів ?
7. Макроаналіз зварних з'єднань.
8. Сутність і призначення мікроаналізу.
9. Методика приготування мікрошліфів. Чим відрізняються технології приготування макро- та мікрошліфів?
10. Які деталі будови металу можна виявити на шліфах до та після травлення ?
11. Механізм виявлення структури при травленні.
12. Будова металографічного мікроскопа.

13. Як визначається роздільна здатність мікроскопа, його користь та робоче збільшення?

14. Хід променів в оптичному мікроскопі МІМ-7.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Металографічні мікроскопи МІМ-7 та МІМ-5; набір зразків для проведення макро- та мікроаналізу; альбоми з фотографіями макро- та мікроструктур; реактиви для травлення шліфів: 10%-й водний розчин азотної кислоти для виявлення макроструктури та 4%-й розчин азотної кислоти в етиловому спирті для виявлення мікроструктури.

Вказівки з техніки безпеки

Робота виконується відповідно до загальної інструкції з техніки безпеки (додаток А).

Порядок проведення лабораторної роботи

1. Вивчити та охарактеризувати злами зразків, за видом зламів встановити характер руйнування. Зарисувати та описати будову зламів.

2. Вивчити будову литого та гарячедеформованого металів, визначити особливості макроструктури.

3. Виявити будову та дефекти зварних зразків після їх травлення в реактиві. Реактив налити у ванночку, зразок шліфованою поверхнею опустити у реактив і витримати 2...3 хвилини до появи бурих оксидів. Витягнути зразок з реактиву, промити проточною водою, просушити фільтрувальним папером або струменем гарячого повітря.

4. Вивчити будову мікроскопа, дослідити мікроструктури зразків залізовуглецевих сплавів.

5. Зарисувати і описати мікроструктуру досліджених зразків до та після травлення (сталі з різним вмістом вуглецю та чавуни із вкращеннями графіту). Визначити робоче збільшення мікроскопа.

Зміст звіту

Мета роботи, загальні відомості (рис. 1.2, 1.3, 1.4, 1.5), схеми макро- і мікроструктури відповідно до порядку проведення роботи. Привести необхідні пояснення і характеристики структури.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 2

Формування структури сплавів при кристалізації

Мета роботи – вивчити механізм та кінетику процесу кристалізації; навчитися аналізувати характер фазових перетворень в сплавах при рівноважній кристалізації та використовувати правило відрізків і правило фаз; ознайомитися з типовими структурами сплавів.

Загальні положення

Кристалізація металевих матеріалів. Перехід металу з рідкого стану у твердий з утворенням кристалічної структури називається *первиною кристалізацією*. *Вторинна кристалізація* полягає в утворенні нової фази у твердому стані.

Кристалізація складається з двох процесів, які відбуваються водночас: зародження та ріст кристалів. Зародки, які виникають у рідині, ростуть вільно до їх зіткнення одного з одним. В результаті утворюється багато зерен, які хаотично орієнтовані (рис.2.1).

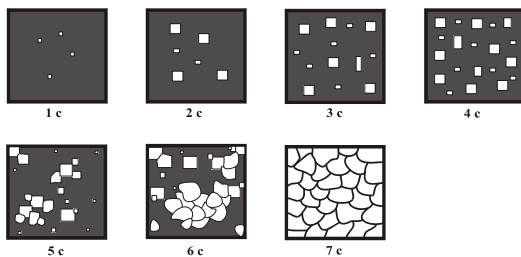


Рисунок 2.1 – Схема кристалізації

Кристали можуть зароджуватися самодовільно або утворюватися на готових центрах кристалізації. Утворення кристалічної структури визначається загальним принципом термодинаміки: найбільш стійкою є фаза, що має мінімальне значення вільної енергії в умовах рівноваги.

Самодовільна (гомогенна) кристалізація проходить в ідеальних умовах в очищеній від домішок рідині, що не торкається стінок виливниці.

У рідині є невеликі об'єми, у межах яких атоми розташовуються аналогічно їх розташуванню у ґратці кристала (що називають «близький» порядок на відміну від «далекого» порядку для твердого стану). Ці групи нестійкі, вони можуть розчинятися у рідині і знову з'являтися.

При переохолодженні рідини деякі з них стають стійкими та здатними до росту, тобто утворюються зародки. Утворенню зародків сприяють флуктуації енергії – відхилення енергії груп атомів у відокремлених зонах від деякого середнього значення.

Зародки, що виникають у процесі кристалізації, можуть бути різної величини. Їх ріст можливий тільки за умов досягнення певної величини, починаючи з якої зростання зародків веде до зменшення вільної енергії. Мінімальний розмір зародку, що здатний до росту за даних температурних умов, називають *критичним розміром зародку* $r_{крит}$, а такий зародок – *критичним* або *рівноважним*.

У випадку, коли $r > r_{крит}$, утворюється стабільний зародок, що здатний до подальшого росту. Зі зниженням температури критичний розмір $r_{крит}$ зменшується і з'являється більша кількість зародків, що здатні до росту.

Швидкість процесу та кінцевий розмір кристалів під час твердіння визначаються співвідношенням *швидкості утворення зародків* V_z (тобто кількості зародків, що виникають за одиницю часу в одиниці об'єму) та *лінійною швидкістю їх росту* V_p (тобто швидкістю збільшення лінійних розмірів зростаючого кристалу в одиницю часу). Ці процеси пов'язані з переміщенням атомів в залежності від *ступеню переохолодження* ΔT (різниці між рівноважною та реальною температурою кристалізації), рис. 2.2. Коли $\Delta T = 0$, швидкість утворення зародків та їх ріст також дорівнюють нулю, тобто кристалізація не відбувається. При малому ΔT формується велике зерно. При збільшенні ΔT швидкість утворення зародків зростає більш інтенсивно ніж швидкість їх росту, тому утворюються більш дрібні зерна.

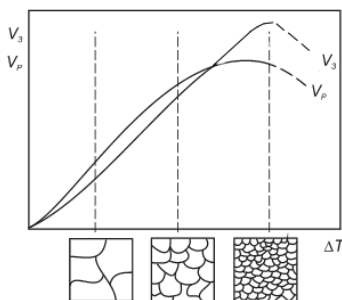


Рисунок 2.2 – Вплив ступеня переохолодження на швидкість утворення зародків – V_z , та їх ріст – V_p , а також на розмір зерна

Гетерогенна (несамодовільна) кристалізація. В реальних умовах на процес кристалізації та структуру, що утворюється при цьому, незначно впливає ΔT ; суттєвий вплив мають готові центри кристалізації: тугоплавкі частинки; неметалеві вкраплення; хімічні сполуки; стінки форми, що виконують роль підкладок та знижують енергію, необхідну для утворення зародка. Наявність готових центрів кристалізації обумовлює зменшення розміру кристалів при твердінні.

У рідкому металі можуть знаходитись поверхнево-активні домішки, які також викликають подрібнення структури. Ці домішки, що адсорбуються на поверхні кристалічного зародка, знижують поверхневий натяг на межі поділу «рідина–тверда фаза», а також лінійну швидкість росту кристалів, що сприяє в свою чергу зменшенню $r_{\text{крит}}$ та появі нових зародків, здатних до росту.

Модифікування – це технологічна операція подрібнення структури, яка полягає у введенні в рідкий сплав спеціальних добавок – модифікаторів, що утворюють додаткові центри кристалізації. Як модифікатори використовують елементи, що утворюють тугоплавкі тонкодисперсні частинки (оксиди та нітриди), або поверхнево-активні речовини (бор, ітрій, лантан, церій).

Фази в металевих сплавах. Технічно чисті метали не можуть забезпечити необхідних властивостей (наприклад, твердість, міцність, корозійну стійкість тощо). Тому в промисловості широко використовують *сплави*. Сплав отримують сплавленням або спіканням двох або більше металів або металів з неметалами.

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 однієї кристалічної форми в іншу тощо). Металеві сплави утворюють не тільки метали, а і 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 $Fe-Fe_3C$) 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.

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 грецького алфавіту: α , β , γ , δ , θ тощо. Тверді розчини бувають заміщення та втілення. *Твердий розчин заміщення* утворюється, якщо атом другого компоненту заміщує атом основного компоненту в його кристалічній ґратці (рис.2.3). В кристалічній ґратці атоми заміщення розташовуються неупорядковано.

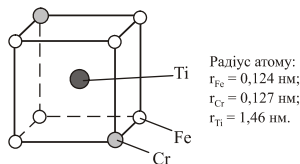


Рисунок 2.3 – Твердий розчин заміщення атомів Cr , Ti в ОЦК-ґратці α - Fe

Тверді розчини заміщення бувають з необмеженою та обмеженою розчинністю компонентів. Умови утворення необмежених твердих розчинів: компоненти повинні бути ізоморфними, тобто мати однаковий тип ґратки (наприклад, у Cu і Ni ґратки ГЦК); різниця у роз-

мірах атомів не повинна перебільшувати 8...12% ($r_{Cu} = 0,128$ нм, $r_{Ni} = 0,124$ нм); і при цьому повинна бути ідентичною електронна структура атомів. Необмежений твердий розчин може бути тільки твердим розчином заміщення.

Твердий розчин втілення утворюється при введенні в систему компонента з малим атомним радіусом (наприклад, неметал: C, N, H, O). Атоми розчиненого компоненту розташовуються у міжвузлі (в порах) між атомами основного компоненту (рис. 2.4).

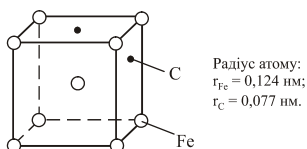


Рисунок 2.4 – Твердий розчин втілення атомів C в ОЦК-гратці α -Fe (ферит)

Тверді розчини втілення завжди з обмеженою розчинністю.

3. *Проміжні фази* – фази, які утворюються різними елементами та мають власний тип кристалічної ґратки, що відрізняється від ґраток вихідних компонентів. Проміжні фази бувають *постійного хімічного складу* – хімічні сполуки (наприклад: Ni_3Al , $Cr_{23}C_6$, TiN). Буквами грецького алфавіту 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* – це тверді розчини на основі ґратки хімічних сполук. В цьому випадку такі фази позначають буквами грецького алфавіту.

Структурні складові металевих систем – характерні ділянки мікроструктури, які при середніх збільшеннях мікроскопа мають однакову, відмінну від інших ділянок, будову. До структурних складових відносяться фази та фазові суміші (евтектоїдні та евтектичні). *Структура* системи (сплаву) – це поєднання усіх структурних складових.

Подвійні діаграми.

Діаграми стану сплавів з необмеженою розчинністю компонентів в рідкому та твердому стані. Розглянемо рівноважну кристалізацію на прикладі сплавів діаграми стану $Cu-Ni$ (рис.2.5). Компоненти системи утворюють безперервний ряд твердих розчинів, тобто розчиняються як у твердому, так і в рідкому стані необмежено. Розчини – фази, в яких кількісне співвідношення між компонентами може змінюватися без порушення гомогенності.

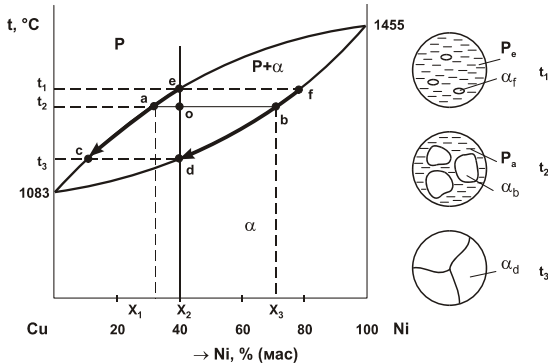
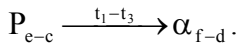


Рисунок 2.5 – Діаграма стану Cu–Ni

Ліквідус (лат. – liquidus) означає рідкий. Всі сплави вище лінії ліквідус (верхня лінія діаграми) знаходяться в рідкому стані. *Солідус* (лат. – solidus) – твердий. Нижче лінії солідус (лінія діаграми, що проходить нижче лінії ліквідус) сплави знаходяться в твердому стані. Між лініями ліквідус та солідус знаходиться *інтервал кристалізації* (поступовий перехід сплаву із рідкого стану в твердий).

Розглянемо кристалізацію сплаву X_2 з хімічним складом 40% Ni, 60% Cu (рис. 2.5). Кристалізація сплаву починається при деякому переохолодженні Δ нижче температури t_1 , коли вільна енергія α -фази менша за вільну енергію рідини. Сплав кристалізується в інтервалі температур t_1 - t_3 (відповідно т.е на лінії *ліквідус* та т.d на лінії *солідус*), з безперервною зміною хімічного складу фаз:



Склад рідини змінюється відповідно точкам ліквідусу від точки e до точки c ; склад α -твердої фази – відповідно до точок солідусу від точки f до точки d . Перші кристали α -фази при температурі t_1 мають склад точки f і збагачені більш тугоплавким Ni, у рідині при цій температурі нікелю менше (точка e).

Кристалізація сплаву закінчується при температурі t_3 і останні краплі рідини мають склад точки c : склад α -фази визначає точка d (це хімічний склад сплаву X_2). Таким чином, при повільному охолодженні дифузія атомів встигає за процесом кристалізації і хімічний склад кристалів вирівнюється і стає однорідним (гомогенним) для всіх кристалів твердого розчину. Таку структуру при розгляді в мікроскопі неможливо відрізнити від структури чистого металу. Лише спеціальні-

ми дослідженнями (рентгеноструктурний аналіз, вимір мікротвердості) можна довести наявність твердого розчину.

Кількісний аналіз процесів фазових перетворень здійснюється за допомогою правила відрізків або правила важеля. В будь-якій точці двофазної області діаграми можна визначити концентрацію компонентів у фазах, а також масу кожної фази відносно маси усього сплаву. Аналіз проводимо для конкретного сплаву при певній температурі (для так званої фігуративної точки сплаву). На рис. 2.5 сплав X_2 при температурі t_2 (фігуративна точка o) складається із двох фаз: рідини та кристалів α -твердого розчину. Через точку o проводимо коноду aob – горизонтальну лінію (ізотерму) до перетину з найближчими лініями діаграми. Кінцеві точки коноди a і b вказують на хімічний склад фаз, що знаходяться в рівновазі при температурі t_2 : точка a визначає склад рідини (32%Ni, 68%Cu), точка b – α -твердої фази (71%Ni, 29%Cu).

Друге положення правила відрізків. Якщо коноду aob вважати важелем, точку сплаву o – точкою опори, відрізки ao і ob – плечами важеля, то маса кожної фази визначається за формулами:

$$Q_p = \frac{ob}{ab} \cdot 100\%; \quad Q_\alpha = \frac{ao}{ab} \cdot 100\%.$$

Довжину відрізків ao , ob , ab зазвичай визначають проекціями точок a , o , b на вісь концентрацій (відповідні значення x_1 , x_2 та x_3).

$$Q_p = \frac{ob}{ab} \cdot 100\% = \frac{x_3 - x_2}{x_3 - x_1} \cdot 100\% = \frac{71 - 60}{71 - 32} \cdot 100\% = 28,2\%;$$

$$Q_\alpha = \frac{ao}{ab} \cdot 100\% = \frac{x_2 - x_1}{x_3 - x_1} \cdot 100\% = \frac{60 - 32}{71 - 32} \cdot 100\% = 77,8\%.$$

В будь-якій однофазній області маса фази дорівнює масі сплаву, а склад фази відповідає хімічному складу сплаву, тобто коноду для цього випадку не проводять.

Правило фаз. Закономірності існування стійких фаз, що відповідають умовам рівноваги, можуть бути описані формулою, яку називають правилом фаз:

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

де C – кількість ступенів свободи або варіантність системи;

K – кількість компонентів;

Φ – кількість фаз, що знаходяться у рівновазі;

I – кількість зовнішніх параметрів рівноваги (для металевих систем – це температура).

Кількість ступенів свободи – це незалежні параметри (температура, концентрація компонентів в фазах), які можна змінювати в деякому інтервалі без зміни кількості фаз, тобто за умов, коли не з'являються нові і не зникають старі фази.

Аналіз подвійних діаграм ($K = 2$) в однофазній області $C = K - \Phi + 1 = 2 - 1 + 1 = 2$ показує, що система біваріантна (можуть змінюватися як температура, так і склад фаз). У двофазній області $C = 2 - 2 + 1 = 1$ система моноваріантна (змінюється або температура, або склад фаз). Наприклад: сплав X_2 (рис.2.5) до температури t_1 знаходиться в однофазному стані (фаза – рідина), тому $C = 2 (Cu, Ni) - 1 (P) + 1 = 2$; в інтервалі температур t_1-t_2 (інтервал кристалізації) сплав знаходиться в двофазному стані (фази – рідина та α -твердий розчин), тому $C = 2 (Cu, Ni) - 2 (P, \alpha) + 1 = 1$; нижче температури t_2 (температура завершення кристалізації) сплав знов знаходиться в однофазному стані (фаза – α -твердий розчин), тому $C = 2 (Cu, Ni) - 1 (\alpha) + 1 = 2$.

У двокомпонентній системі одночасно можуть існувати не більше трьох фаз, коли $C = 2 - 3 + 1 = 0$, тобто у випадку нонваріантної рівноваги. Нонваріантна рівновага у подвійній системі – це рівновага трьох фаз. Вона реалізується при постійній температурі та незмінній концентрації компонентів для кожної із рівноважних фаз.

На кривих охолодження (будують в координатах «температура t , °C – час τ , с») при зміні кількості фаз виявляються точки перегину або температурні зупинки, так звані критичні точки.

Діаграма стану сплавів із обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані і утворенням евтектики. Сплави з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані належать до найбільш поширеного класу металевих систем; вони утворюються, якщо не виконуються умови утворення необмежених твердих розчинів.

На рис. 2.6. показана структурна діаграма компонентів A і B з обмеженою розчинністю і утворенням евтектики. Ліквідус MCN зображено двома кривими MC і CN , які перетинаються в точці C . Лінії MC та CN відповідають температурам початку кристалізації відповідно α - та β -твердих розчинів на основі компонентів A і B . При температурі t_e (лінія EFC) рідка фаза із складом точки C буде перебувати у рівновазі одночасно із α та β -фазами $P_C \xrightarrow{t_e} \alpha_E + \beta_F$, де точки C , E та F – концентрація компонентів в фазах P , α та β відповідно при температурі t_e .

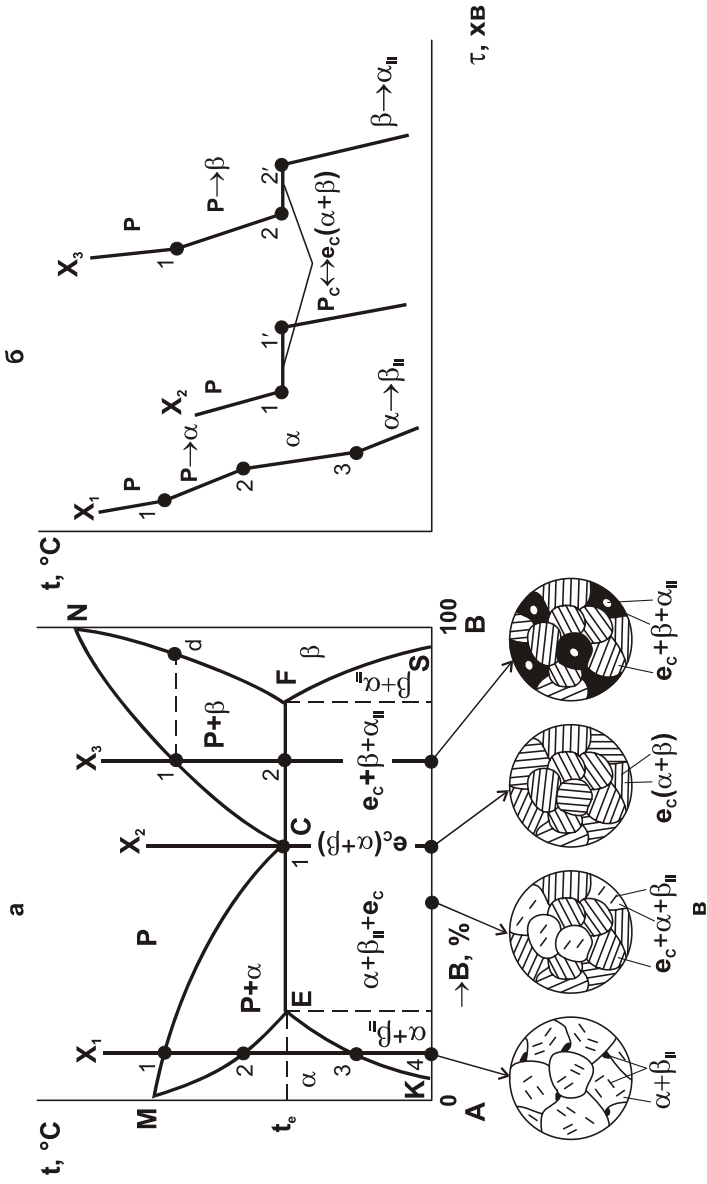
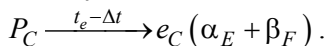


Рисунок 2.6 – Структурна діаграма системи А–В з обмеженою розчинністю (а), криві охолодження (б) та структури сплавів (в)

Це нонваріантна евтектична рівновага, тому що в рівновазі знаходяться три фази (P , α , β). Відповідно до правила фаз в сплаві X_3 при температурі t_e кількість ступенів свободи дорівнює нулю ($C_e = K - \Phi + 1 = 2 (A, B) - 3 (P, \alpha, \beta) + 1 = 0$). Тому на кривих охолодження сплавів X_3 та X_2 при $t = t_e$ спостерігаються температурні зупинки (рис. 3.6. б).

При деякому малому переохолодженні із рідини складу точки C при постійній температурі одночасно кристалізуються α - і β -фази, утворюючи фазову суміш, яку називають евтектикою:



Евтектичний сплав X_2 має найнижчу температуру плавлення в системі.

Солідус $MECFN$ складається із відрізків ME , FM та горизонтальної прямої ECF . Якщо криві ME та FN характеризують температури кінця кристалізації α - і β -твердих розчинів, то горизонталь ECF (лінія евтектики) – температуру кристалізації евтектики.

Однофазні області α і β на діаграмі – це обмежені тверді розчини. Точка E – найбільша розчинність компонента B в α -твердому розчині при температурі t_e , відповідно точка F – для компонента A в β -твердому розчині.

При охолодженні сплавів нижче температури t_e розчинність компонентів зменшується за лініями EK та FS . Ці криві називаються лініями сольвусу і визначають границю розчинності одного компонента в іншому у твердому стані. Вторинна кристалізація спостерігається для усіх сплавів у концентраційному інтервалі KS . Нижче лінії KE виділяються β_{II} -кристали, на лінії FS – початок кристалізації α_{II} -фази; нижче лінії ECF при охолодженні від t_e до кімнатної із α та β кристалів виділяються відповідно β_{II} та α_{II} фази, які в структурі спостерігаються як на межах зерен, так і всередині зерна первинних кристалів.

Теорія кристалізації евтектик розроблена Бочваром А.А. Спочатку зароджуються і ростуть кристали однієї із фаз (так званої ведучої), наприклад β -твердого розчину. Рідина навколо цієї фази збагачується компонентом A , внаслідок чого з'являється α -фаза (ведена фаза). Обидві фази кристалізуються у вигляді розвинених дендритів. На перерізі шліфа спостерігається розгалужена евтектика у вигляді зернистої, пластинчастої або іншої форми, подібно зображеної на рис. 2.6, в. Евтектика має характерну будову, чітко виділяється у загальній струк-

турі і тому є структурною складовою.

Точка C називається евтектичною, а сплав що проходить через цю точку, – евтектичним. Сплави, що знаходяться між точками E та C називають доевтектичними, а ті, що лежать між точками C і F – заевтектичними.

Якщо розчинність другого компонента з температурою практично не змінюється, *сольвуси* EK та FS будуть вертикальними (рис. 2.7, а) і нижче температури евтектики α - і β -фази мають постійний склад: α_E та β_F . Виділення вторинних фаз не спостерігаємо.

В металевих системах існують діаграми з дуже незначною розчинністю у твердому стані, що позначено пунктиром (рис. 2.7, б). В таких діаграмах відсутні області твердих розчинів. Хоча абсолютно чистих металів не існує, умовно припускається при заповненні діаграми ставити чисті компоненти A і B замість твердих розчинів α і β .

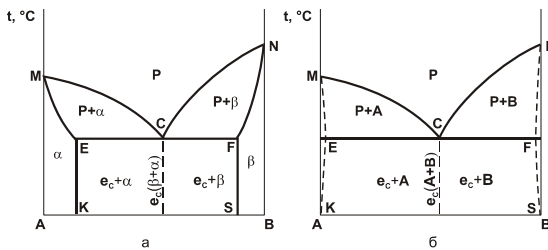


Рисунок 2.7 – Діаграми стану з постійною розчинністю компонентів (а) та незначною розчинністю у твердому стані (б)

Діаграма стану з обмеженою розчинністю у твердому стані і наявністю перитектики. Такий тип діаграми (рис. 2.8) утворюють метали, температури плавлення яких значно відрізняються (точки N і M), і в той же час вони мають наближені фізико-хімічні властивості. Останнє реалізується при невеликій відмінності в будові атомів та їх розмірах.

Компонент B знижує температури початку і кінця кристалізації α -твердого розчину (відповідно криві NE та NF); компонент A підвищує ці температури для β -твердого розчину (лінії ME та MP).

Слід відмітити такі характерні особливості: криві ліквідусу NE та EM перетинаються в точці E , розташованій по один бік від точок найбільшої взаємної розчинності компонентів (для α -фази це точка F , для β -твердого розчину – точка P). Нижче ізотерми FPE у сплавах інтервалу P – E , праворуч від точки P , ще існує рідка фаза.

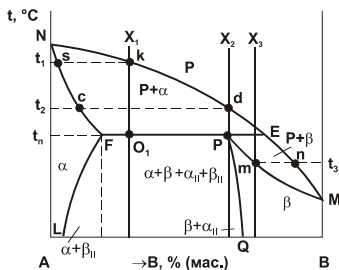
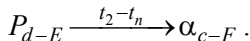


Рисунок 2.8 – Діаграма стану із обмеженою розчинністю компонентів

Розглянемо кристалізацію сплаву X_2 . З рідини складу точки d при температурі t_2 кристалізується α -тверда фаза складу точки c . В інтервалі температур t_2-t_n рідина збагачується компонентом B , її склад змінюється за ліквідусом dE і при температурі t_n досягає точки E :

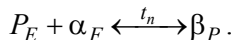


Кількісне співвідношення фаз (за масою) пропорційне відрізкам

коноди FP і PE :

$$\frac{Q_p}{Q_\alpha} = \frac{FP}{PE}.$$

При температурі t_n у рівновазі знаходяться три фази: P_E , α_F , β_P . Це нонваріантна перитектична рівновага:



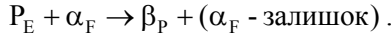
На відміну від евтектичного перетворення, коли із рідини певного складу кристалізуються одночасно дві тверді фази, перитектичне перетворення характеризується послідовною кристалізацією спочатку α -фази, а потім β -твердого розчину. Відбувається це за такою схемою: кристали α -фази перетворюються в β -фазу із надлишком атомів B , рідина кристалізується в β -фазу, але із нестачею атомів B . Одночасно відбувається вирівнювання концентрації компонентів у β -фазі відповідно до точки P . Обидві вихідні фази P і α повністю використані при утворенні β -фази.

При подальшому охолодженні до кімнатної температури з β -фази виділяються вторинні кристали α_{II} -фази внаслідок зменшення розчинності компонента A за сольвусом PQ і структура сплаву стає двофазною.

У сплаві X_1 первинна кристалізація відбувається в інтервалі те-

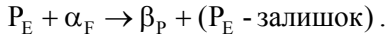
мператур t_1-t_n : з рідини виділяються кристали α -фази $P_{k-E} \rightarrow \alpha_{s-F}$.

При переохолодженні, як і в сплаві X_2 , кристалізується β -фаза, але на відміну від сплаву X_2 , у сплаві X_1 α -фаза частково залишається і нижче температури t_n :

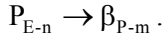


І α -, і β -фаза є самостійними структурними складовими на відміну від евтектичних α і β , які утворюють одну евтектичну суміш.

У сплаві X_3 первинна кристалізація відбувається аналогічно сплавам X_1 і X_2 , але при перитектичному перетворенні залишається рідина:



Ця частина рідини не вступає в реакцію і при подальшому охолодженні в інтервалі температур t_n-t_3 кристалізується у β -фазу:

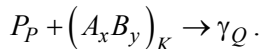


Діаграми стану з проміжними фазами. Проміжні фази утворюються в інтервалі концентрацій між обмеженими твердими розчинами на основі компонентів, які входять до системи. Між областю твердого розчину і проміжною фазою завжди знаходиться двофазна область.

Наявність у системі проміжних фаз позначають над кривою ліквідуса стрілками з написаною поруч формулою, що відповідає стехіометричному складу хімічної сполуки. Маючи складні кристалічні ґратки, проміжні фази набувають нових властивостей, які значно відрізняються від властивостей компонентів.

На рис. 2.9 проміжними фазами є хімічна сполука постійного складу A_xB_y і твердий розчин γ на основі іншої хімічної сполуки – A_mB_n . Область гомогенності γ -твердого розчину (заштрихована частина діаграми) залежить від характеру взаємодії компонентів. Вертикальна лінія QR відповідає стехіометричному складу хімічної сполуки A_mB_n . Сплави, які розташовані в γ -області, ліворуч від цієї лінії, – це тверді розчини на основі ґратки сполуки A_mB_n з надлишком атомів компонента A . Можливе утворення твердого розчину, коли область гомогенності поширюється праворуч від вертикалі OR , тоді говорять про розчинність атомів компонента B в ґратці сполуки A_mB_n .

Кристалізація γ -фази відбувається за перитектичною реакцією:



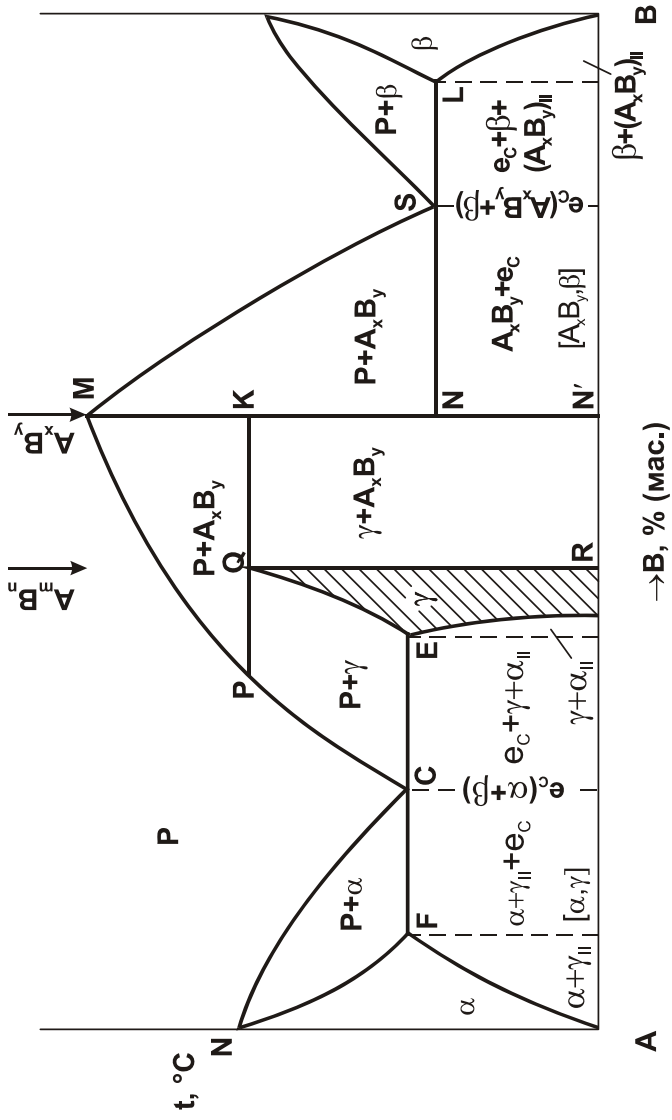


Рисунок 2.9 – Диаграма стану сплавів системи А–В з проміжними фазами

Лінія PQK – ізотерма перитектичної рівноваги.

В залежності від характеру плавлення, проміжні фази бувають стійкими або нестійкими. Проміжна фаза A_xB_y розплавляється при температурі точки M з утворенням рідини того ж складу, що і тверда фаза. Тому хімічна сполука A_xB_y , яка кристалізується за схемою $P_M \rightarrow (A_xB_y)_M$, називається *стійкою*, або проміжною фазою, що *конгруентно плавиться* (конгруентний – збіжний).

Проміжні фази (на рис. 2.9, γ -твердий розчин), розплавлення яких приводить до утворення рідини іншого складу, ніж склад твердої фази, називають *нестійкими*, або фазами, що *інконгруентно плавляться*: $\gamma_Q \rightarrow P_P + (A_mB_n)_K$. Крім рідини, утворюється нова тверда фаза, склад якої відрізняється як від складу рідини, так і γ -фази.

Подвійні діаграми стану сплавів на основі компонентів з поліморфними перетвореннями. Здатність деяких кристалічних речовин мати дві або більше кристалічні ґратки різної будови називають *поліморфізмом* або *алотропією*. Кожна кристалічна структура або поліморфна модифікація буде стійкою в певних інтервалах температур та тиску і позначається літерами $\alpha, \beta, \gamma, \delta \dots$ (наприклад, α -Ti, β -Ti). Перехід від однієї модифікації до іншої називають поліморфним фазовим перетворенням. В чистих металах такий процес відбувається при постійній визначеній температурі і супроводжується значною зміною властивостей існуючих фаз.

При повільному охолодженні (або нагріванні) перебудова ґраток обумовлена дифузією атомів і підпорядковуються законам кристалізації. При істотних переохолодженнях, коли дифузійна рухомість атомів низька, перебудова кристалічної ґратки здійснюється шляхом пружного зсуву і переміщення атомів не більші за міжатомні відстані.

Поліморфізм притаманний таким металам, як Fe, Co, Ti, Zr, Hf та іншим, і має суттєве значення для практичного використання при термічній обробці, як спосіб зміцнення сплавів.

На рис. 2.10,а показана діаграма стану системи $Ti-Ta$ з поліморфним перетворенням компонента Ti . При температурі $882^\circ C$ здійснюється перебудова низькотемпературної модифікації α -Ti з ГЦП-ґраткою у високотемпературну модифікацію β -Ti з ОЦК-ґраткою. Компонент Ta з ОЦК ґраткою не має поліморфних модифікацій і необмежено розчиняється у високотемпературній ОЦК ґратці β -Ti.

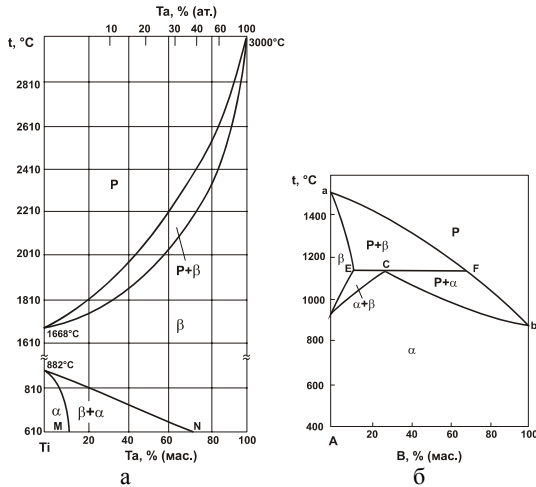


Рисунок 2.10 – Діаграма стану системи Ti–Ta з поліморфним перетворенням титана (а) та компонента А у системі А–В (б)

Поліморфне перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ в сплавах концентраційного інтервалу до точки *M* повністю завершується. Сплави, склад яких знаходиться між точками *M* і *N* і при кімнатній температурі мають двофазну структуру $\alpha + \beta$, тобто поліморфне перетворення проходить лише частково. В сплавах з вмістом компонента *Ta* більшим, ніж значення його в точці *N*, при всіх температурах – від кімнатної до точок солідусу – поліморфні перетворення не відбуваються і стабільною є β -фаза.

По відношенню до *Ti*, всі легувальні елементи, що розширюють область існування β -фази, називають β -стабілізаторами. Якщо розширюється область α -твердого розчину (компонент *B* на рис.2.10, б), то такі компоненти є α -стабілізаторами, вони підвищують температуру поліморфного перетворення в сплавах цієї системи.

Розглянуті поліморфні перетворення твердих розчинів складаються з перебудови ґратки і дифузійного перерозподілу компонентів між фазами та реалізується тільки при повільному охолодженні.

У випадку, коли розчинність компонентів взаємно обмежена, як у високотемпературних, так і низькотемпературних модифікаціях, то діаграми стану ускладнюються. На рис. 2.11 показана діаграма рівноваги, коли обидва компоненти мають поліморфні перетворення.

Високотемпературні модифікації чистих металів β -А і β -В ізоморфні, тобто мають один і той же тип ґратки і необмежено розчиняють-

ся один в одному, низькотемпературні модифікації α - A і α - B навпаки розчиняються обмежено з утворенням твердих розчинів α і γ . Коли температура досягає ізотерми ECF , β -фаза має склад точки C і знаходиться в рівновазі з кристалами α - та γ -фази. Це нонваріантна рівновага трьох фаз: $C = K - \Phi + 1 = 2 - 3 (\alpha, \beta, \gamma) + 1 = 0$. Надалі, при незначному переохолодженні β -фаза розпадається з утворенням фазової суміші ($\alpha + \gamma$): $\beta_C \xrightarrow{t_C - \Delta t} e_C (\alpha_E + \gamma_F)$.

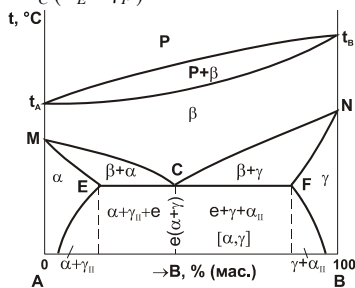


Рисунок 2.11 – Діаграма стану з поліморфними перетвореннями компонентів A і B і утворенням евтектоїда

Це перетворення подібне до евтектичного, але відбувається в твердому стані і на відміну від евтектичного, має назву *евтектоїдного*. Фазову суміш $e_C(\alpha + \beta)$ називають евтектоїдом, а сплав складу точки C – *евтектоїдним*. Сплави, що розташовані між точками E і C , мають назву *доевтектоїдних*; ті, що знаходяться між точками C і F , – *зевтектоїдних*.

Наявність проміжних фаз і поліморфних модифікацій компонентів значно ускладнюють діаграми стану. Як приклад, на рис. 2.12 показана реальна діаграма рівноваги сплавів системи *гафній–вольфрам*. Один із компонентів, а саме W , не має поліморфного перетворення, навпаки у другого компонента Hf є дві модифікації: α - Hf з гексагональною ґраткою і β - Hf з ОЦК-ґраткою. Розчинність компонентів один в одному обмежена. В сплавах даної системи існують фази: α , β , γ , δ і P . Структура в твердому стані представлена такими структурними складовими: α , β , γ , δ , *евтектика* $e_C(\beta + \delta)$, *евтектика* $e_S(e_S + \delta)$, *евтектоїд* $e_S(\alpha + \delta)$. Фазовий склад області $SECFKS$ на рис. 2.12 показаний у прямих дужках $[\beta, \delta]$, а області $QPSKLQ$ – $[\alpha, \delta]$. В системі $Hf - W$ спостерігаються три нонваріантні рівноваги: перитектична (лінія MHN), евтектична (лінія ECF), евтектоїдна (лінія PSK).

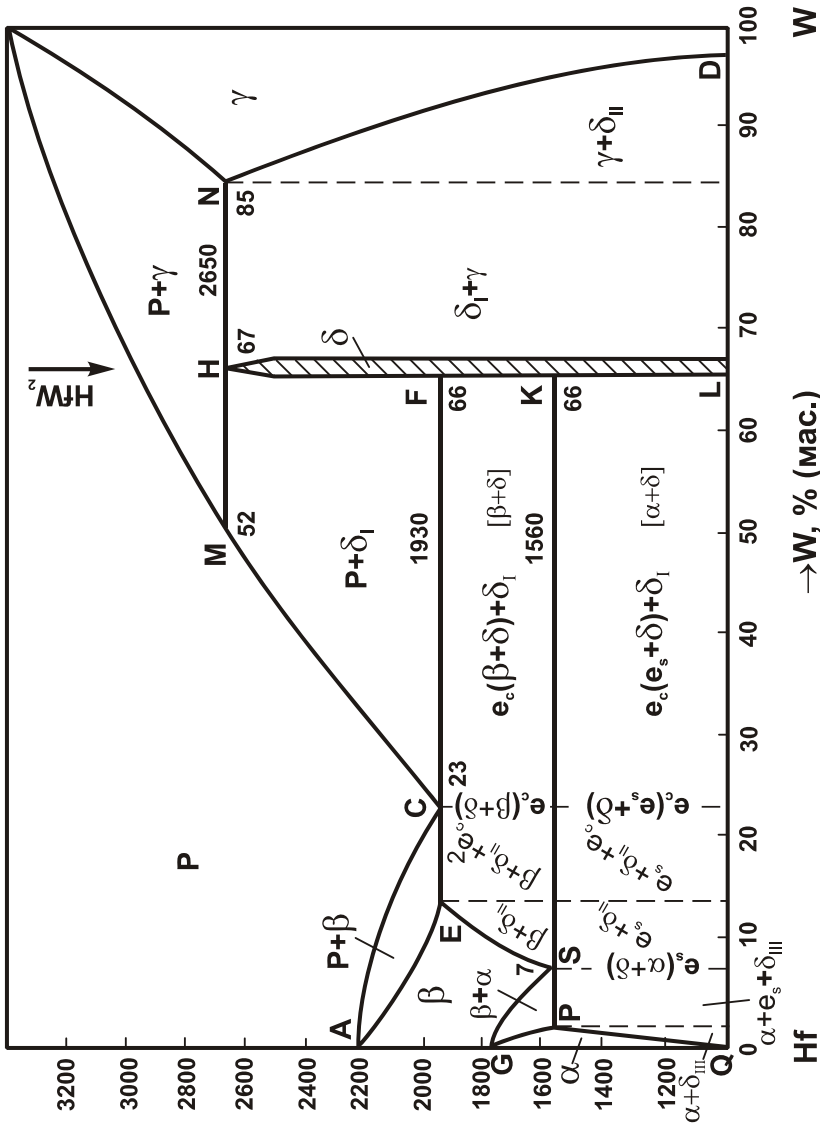


Рисунок 2.12– Діаграма стану сплавів системи Hf–W

Завдання на лабораторну роботу

Розглянути особливості процесу кристалізації та її види. Зарисувати і стисло описати діаграми стану систем з необмеженою розчинністю компонентів в твердому та рідкому стані, з обмеженою розчинністю в твердому стані та евтектичним перетворенням, з перитектичним перетворенням, з проміжними фазами, з поліморфними модифікаціями компонентів.

Одержати варіант завдання у викладача і виконати його відповідно до порядку виконання роботи.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Як відбувається гомогенна та гетерогенна кристалізація?
2. Що таке критичний зародок і від чого залежить його розмір?
3. Основні параметри кристалізації та їх вплив на розмір зерна.
4. Що таке модифікування та його призначення.
5. Дати визначення поняттям компонент, фаза, структурна складова, структура, ліквідус, солідус.
6. Які ви знаєте фази ?
7. Тверді розчини, їх позначення. Чим вони відрізняються від проміжних фаз ?
8. Правило відрізків. Як визначити склад і масу фази для заданої температури?
9. Правило фаз, його застосування для побудови кривих охолодження сплавів.
10. Що таке евтектика, як записати евтектичну реакцію і умови її утворення ?
11. Як зображається діаграма стану у випадку незначної взаємної розчинності компонентів ? Із яких фаз складається евтектика ?
12. У чому полягає сутність перитектичного перетворення ?
13. Яка принципова відміна існує між перитектичним і евтектичним перетвореннями ?
14. Дати характеристику проміжним фазам.
15. У чому полягає відміна в зображенні на діаграмах стану проміжних фаз постійного та змінного складу ?
16. У чому відміна стійких проміжних фаз від нестійких ? Що означають терміни: фаза конгруентно чи інконгруентно плавиться ?
17. Що таке поліморфізм металів, поліморфні модифікації ?

18. Чим відрізняється евтектоїдне перетворення від евтектичного ?

Порядок виконання роботи

1. Накреслити одержану діаграму стану, в кожній області записати структурні складові, а також у дужках вказати їх фазовий склад. Знайти ліквідус і солідус.

2. Вказати, як компоненти взаємодіють між собою у твердому стані.

3. Дати характеристику фазам і структурним складовим.

4. Визначити концентраційний інтервал сплавів, в яких спостерігається нонваріантна рівновага. Вказати температури і записати реакції.

5. Побудувати криву охолодження заданого сплаву із застосуванням правила фаз та описати фазові перетворення при охолодженні.

6. Схематично нарисувати структуру цього сплаву при кімнатній температурі.

7. Для вказаної температури, використовуючи правило відрізків, визначити концентрацію компонентів у фазах та відносну кількість кожної фази (в %).

Зміст звіту

Мета роботи; загальні відомості (рис. 2.2, 2.3, 2.4, 2.5, 2.6, а, 2.8, 2.9, 2.10, 2.11); задана діаграма стану, відповіді і необхідні пояснення та розрахунки, схеми мікроструктур відповідно до порядку виконання роботи.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 3

Залізовуглецеві сплави.

Мікроскопічне дослідження структури та властивостей відпалених вуглецевих сталей

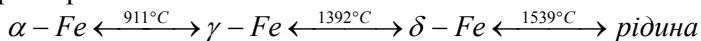
Мета роботи – вивчити структурні перетворення в залізовуглецевих сплавах в залежності від їх хімічного складу та температури, а також вплив хімічного складу та структури на властивості сталей; засвоїти принципи маркування сталей та основи їх вибору для деталей та інструментів.

Загальні відомості

Серед металевих матеріалів у машинобудуванні найбільш поширено 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 термічної обробки дозволяють метастабільна діаграма стану «залізо-цементит» ($Fe-Fe_3C$) та стабільна діаграма стану «залізо-вуглець» ($Fe-C$).

Компоненти, фази та структурні складові залізовуглецевих сплавів. Компонентами системи, що вивчається, є залізо та вуглець.

Залізо – перехідний метал з температурою плавлення 1539°C. Атомний радіус 0,127 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...1539°C залізо має ОЦК ґратку з параметром 0,286 нм при 20°C, компактність ґратки – 68%. Низькотемпературна модифікація позначається $\alpha-Fe$, а високотемпературна – $\delta-Fe$. В інтервалі температур 911...1392°C існує $\gamma-Fe$ з ГЦК ґраткою, параметр якої 0,3645 нм, компактність ґратки – 74%.

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

Залізо характеризується низькими значеннями міцності, твердості та високою пластичністю ($\sigma_B = 150...200$ МПа, $\delta \geq 60\%$, НВ 60...70).

Вуглець – неметал, з температурою плавлення 3500°C та атомним радіусом 0,077 нм; має в звичайних умовах складну гексагональну шару-

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

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

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 %С. Його ґратка – складна ромбічна, 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; 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 ($> 2,14\%$).

Графіт – стабільна модифікація вуглецю, має гексагональну складну кристалічну ґратку. Відстань між атомами в одному шарі складає 0,1415 нм, між шарами значно більше – 0,34 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...5НВ, 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.

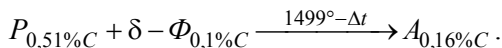
Евтектичний сплав з 4,3%С має структуру ледебуриту, що містить 64% цементиту (за масою) і 36% фериту, тому ледебурит твердий та крихкий ($HV \geq 600$ МПа, $\delta \approx 0\%$). Утворюється в сплавах ($> 2,14\%$ С).

Перліт – евтектоїдна фазова суміш фериту та цементиту, що містить 0,8%С. Властивості перліту залежать від дисперсності феритоцементитної суміші та форми частинок цементиту. Грубопластинчастий перліт має властивості $\sigma_B = 500...900$ МПа, $\delta = 8...15\%$, $HV = 160...250$. Перліт, що утворений більш дисперсною феритоцементитною сумішшю, має більшу міцність та меншу пластичність.

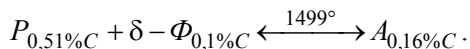
Метастабільна діаграма Fe-Fe₃C. Складність діаграми Fe-Fe₃C (рис. 3.1) зумовлена тим, що в сплавах Fe-C, крім первинної кристалізації (рідина–тверда фаза) проходять процеси вторинної кристалізації в твердому стані, які пов'язані з поліморфними перетвореннями заліза та зменшенням розчинності вуглецю у фериті та аустеніті.

Початок кристалізації всіх сплавів відбувається при температурах лінії ліквідусу ABCD (AB – початок кристалізації високотемпературного 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 B з δ -феритом складу точки H, утворюється аустеніт складу точки J:

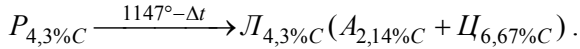


Перитектичне перетворення спостерігається у сплавах з вмістом вуглецю $0,1\% < C < 0,51\%$. При температурі 1499°C в рівновазі знаходяться три фази (P, Φ та A):



ECF – лінія евтектичного перетворення. При деякому переохолодженні нижче 1147°C із рідини складу точки C одночасно кристалі-

зується 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 нонваріантна рівновага ($C = 0$). В рівновазі знаходяться три фази (P, A, Ц):

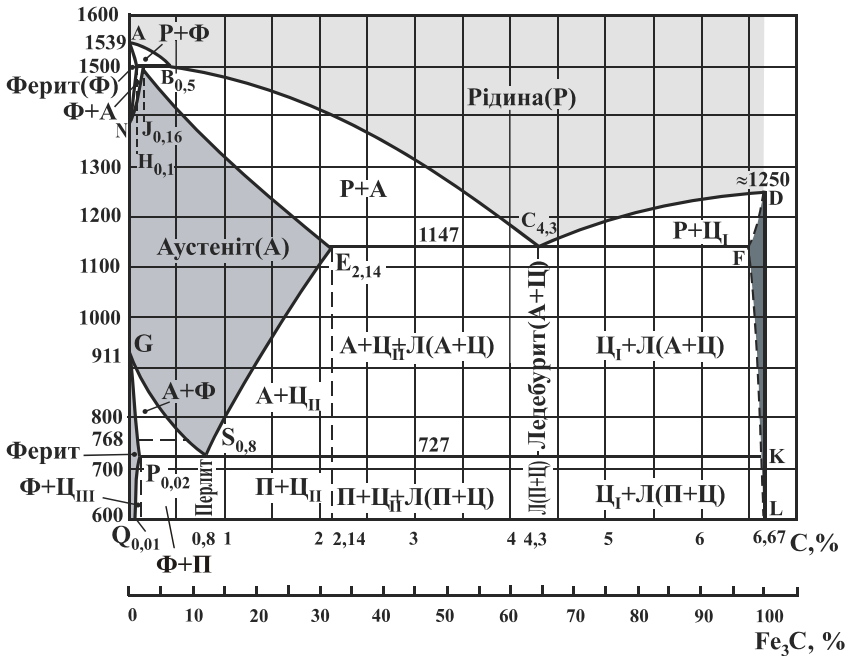
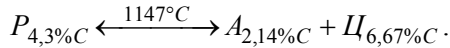
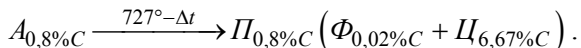


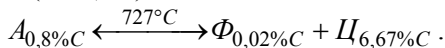
Рисунок 3.1 – Метастабільна діаграма стану $Fe-Fe_3C$

Нижче лінії солідус при охолодженні в сплавах відбувається ряд 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 у сплавах із вмістом вуглецю $0,02\% < C < 6,67\%$. При температурі 727°C існує нонваріантна рівновага трьох фаз (А, Ц, Ф):



У 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.

У сплавах із концентрацію вуглецю $0,1\% < C < 0,16\%$ високотемпературний δ -ферит перетворюється в аустеніт в інтервалі температур між лініями *NH* і *HJ*. Поліморфне перетворення аустеніту у ферит при охолодженні у низькотемпературній області відбувається за лінією *GS* і *GP* (відповідно початок та кінець). В сплавах, в яких $0,16\% < C < 0,51\%$ поліморфні перетворення відбуваються при постійній температурі 1499°C . 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 .

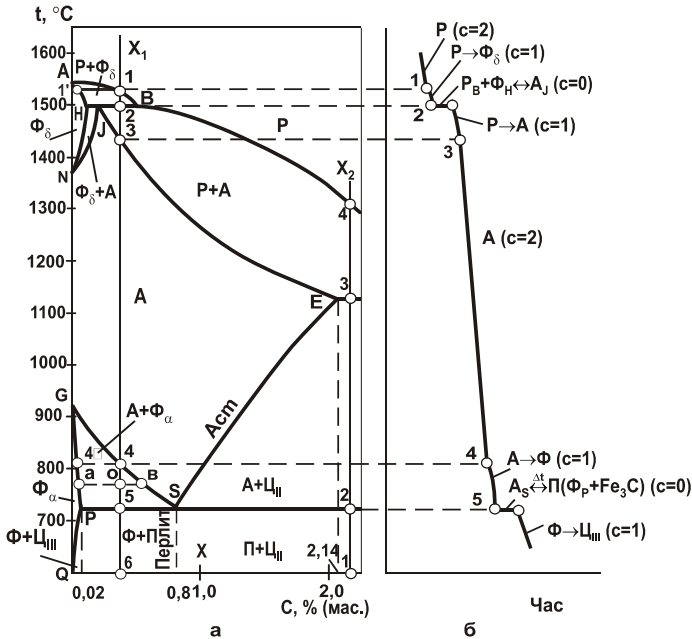
Лінії *ES* і *PQ* (сольвуси) вказують на зменшення розчинності вуглецю з пониженням температури відповідно в аустеніті та фериті. Тому при охолодженні нижче температур лінії *ES* із аустеніту виділяється *цементит вторинний* (Ц_{II}); нижче лінії *PQ* із фериту – *цементит третинний* (Ц_{III}); Ц_{II} 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: Ф, А, Ц, П та Л. *Фазовий склад* залізвуглецевих сплавів: P, Ф, А та Ц.

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

Перетворення в сплавах при охолодженні та нагріванні. Перетворення при охолодженні розглянемо на прикладі сплаву X_1 із $0,45\% C$ (рис. 3.2, 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 $1B$, а δ -фериту – за лінією $1'H$, 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 . У 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.



а - сталевая частина, б - крива охолодження сплаву X_1
Рисунок 3.2 – Діаграма стану $Fe-Fe_3C$

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 відповідає евтектоїдному і при цій температурі утворюється перліт. В інтервалі t_5-t_6 сплав двофазний, його структура ферітно-перлітна. Внаслідок зменшення розчинності вуглецю в фериті в інтервалі t_5-t_6 виділяється цементит третинний із Φ згідно лінії PQ .

Крива охолодження (див. рис. 3.2, б) побудована на підставі розрахунків ступенів свободи з використанням правила фаз.

Концентрацію вуглецю в фазах при заданій температурі визначають за допомогою температурної лінії (коноди), паралельної осі концентрацій та проведеної в області існування фаз. Визначимо, наприклад, в сплаві X_1 при $t_o = 760^\circ\text{C}$ хімічний склад фериту та аустеніту (див. рис. 3.2, а). Для цього проведемо паралельно осі концентрацій пряму лінію (коноду) до її перетину з лініями GS та GP , що обмежують область діаграми, в якій знаходиться сплав. Проекції точок перетину визначають концентрацію вуглецю: точка a ($0,015\%C$) – у фериті, точка b ($0,6\%C$) – в аустеніті.

Кількісне співвідношення фаз визначимо за допомогою правила відрізків. Довжину відрізків встановимо за їх проекціями на вісь концентрацій. Так, наприклад, рис. 3.2 в сталі У10 ($1,0\%C$) при 600°C у рівновазі знаходяться ферит і цементит. Знайдемо їх кількість:

$$Q_{\phi} = \frac{6,67 - 1,0}{6,67 - 0,01} \cdot 100\% = 85\%; \quad Q_{\Pi} = \frac{1,0 - 0,01}{6,67 - 0,01} \cdot 100\% = 15\%.$$

Розрахована кількість Π складається зі структурно вільного Π_{II} та цементиту перліту, ферит знаходиться у перліті.

Перетворення при нагріванні розглянемо на прикладі сплаву X_2 із $2,2\%C$ (див. рис. 3.2, 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 $0,02\%C$ внаслідок розчинення Π_{III} . При деякому перегріванні відносно лінії PSK структурно вільний перліт і перліт ледебуриту перетворюються в аустеніт. В інтервалі температур $727\dots1147^\circ\text{C}$ концентрація вуглецю в аустеніті збільшується від $0,8$ до $2,14\%$ завдяки розчиненню Π_{II} .

При деякому перегріванні сплаву X_2 вище 1147°C евтектична складова структури (ледебурит) розплавляється – $L(A_{2,14} + \Pi_{6,67}) \rightarrow P_{4,3}$. 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 ECF та BC кристали аустеніту поступово розплавляються. Вище t_4 сплав знаходиться повністю в рідкому стані.

Вуглецеві сталі. Сталі – сплави заліза з вуглецем, що містять до $2,14\%C$, а також корисні домішки Mn , Si і шкідливі домішки P , S ,

O_2 , H_2 , N_2 . 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 окислів 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 $Fe + FeS$ ($t_{пл} = 988^\circ C$), яка при гарячій пластичній деформації (1000...1200 $^\circ C$) розплавляється і утворюються тріщини. Марганець різко зменшує явище червоноламкості через утворення більш тугоплавкої сполуки MnS ($t_{пл} = 1620^\circ C$), але велика кількість вкраплень 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 $^\circ C$) та зменшує роботу розповсюдження тріщини. Фосфор також має велику схильність до ліквації.

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 $Fe-Fe_3C$ дозволяє визначити структуру в стані рівноваги, тобто після відпалення (дуже повільне охолодження разом із піччю). За структурою сталі поділяють на групи:

– *технічне залізо* – $\leq 0,02 \% C$. Структура: ферит або ферит з цементитом третинним, якій 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. Цементит погано травиться і має блискучий вигляд. Після травлення в 4 %-ному 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, 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* – $0,8 \%C$. 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.

Зі збільшенням в сталі вмісту вуглецю зростає кількість фази цементит, 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. Зменшення міцності заевтектоїдних сталей зумовлено наявністю крихкої сітки структурно вільного цементиту, розташованого по межах зерен перліту. Твердість сталі монотонно зростає зі збільшенням вмісту вуглецю.

Механічні характеристики вуглецевих сталей при кімнатній температурі залежать від кількісного співвідношення фаз фериту та цементиту, структурних складових, властивості яких наведені в табл.3.1.

Таблиця 3.1 – Властивості структурних складових залізвуглецевих сплавів

Структурні складові	Властивості		
	Твердість, НВ	Границя міцності σ_B , 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

Класифікація сталей за призначенням. Маркування сталей. В залежності від вмісту вуглецю та використання сталі поділяють на конструкційні та інструментальні.

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

Сталі звичайної якості – широко використовують в будівництві і для слабонавантажених 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. Чим більше номер, тим більше кількість вуглецю і тим вище міцність (300...600 МПа), але нижче пластичність (22...14 %). Ступінь розкислення позначається індексами в марці сталі (табл.3.2), наприклад, Ст5пс. В таблиці 3.3 наведені вуглецеві конструкційні сталі звичайної якості, їх хімічний склад та призначення. Сталі звичайної якості містять 0,06...0,49%C та домішки: 0,25...0,8%Mn, 0,05...0,3%Si, $S \leq 0,05\%$ та $P < 0,04\%$.

Таблиця 3.2 – Класифікація сталей за розкисленням

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

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 поставання (гарячекатані, ковані), так і після термічної обробки та нагартовки. Маркуються двозначними числами 05, 08, 10, 15,...,80, що вказують на середній вміст вуглецю в сотих частках процента. Перед двозначними цифрами допускається писати слово «сталь». Наприклад, сталь 10 (або 10) містить 0,1 %C. Індексом маркуються напівспокійні – «пс» та киплячі – «кп» сталі. Спокійні сталі маркуються без індексу. Ці сталі використовують досить широко через відносно невисоку вартість та задовільну технологічність при обробці.

В таблиці 3.4 наведені вуглецеві конструкційні якісні сталі, їх хімічний склад та призначення.

Таблиця 3.3 – Сталі вуглецеві конструкційні звичайної якості (ДСТУ 2651:2005)

Марка сталі	Вміст елементів, %					Призначення
	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 ...0,5	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.

Таблиця 3.4 – Сталі вуглецеві конструкційні якісні (ДСТУ 7809:2015)

Група сталі	Маркування	Призначення
Низьковуглецеві (0,05...0,08 %C)	05, 08	Мають малу міцність та високу пластичність, використовуються без термічної обробки для холодного штампування, холодного вичавлювання: кузови автомобілів, корпуси приладів, прокладки, трубки тощо.
Маловуглецеві (0,10...0,30 %C)	10, 15, 20, 25	Для деталей, що піддають цементації (ціануванню) та працюють на зношення без великих навантажень: втулки, осі кулачкових валиків, кільця ланцюгів тощо.
Середньовуглецеві (0,30...0,50 %C)	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.
З 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 ≤0,04 %, фосфору ≤0,035 %. Маркуються двома цифрами, що вказують на середній вміст вуглецю в сотих частках процента.

Автоматні сталі – це конструкційні сталі, що добре обробляються різанням внаслідок утворення ламкої стружки. До складу цих сталей вводять сірку (до 0,3%) або свинець (до 0,3%) та селен (0,1%), що сприяють утворенню ламкої стружки, букви С і Е позначають додаток свинцю та селену, відповідно. Маркуються: А12 – автоматна сталь, що містить 0,12%С; А35Е – автоматна сталь, що містить 0,35%С, 0,1% селену. В таблиці 3.5 наведені приклади автоматних сталей, їх хімічний склад та призначення.

Таблиця 3.5 – Автоматні сталі (ДСТУ 8968:2019)

<i>Група сталі</i>	<i>Маркування</i>	<i>Призначення</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
Вуглецева, що містить сірку та селен	A35E, A45E	Те саме

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 процента, наприклад, У10 – вуглецева інструментальна сталь, що містить 1,0%С, У12А – вуглецева інструментальна високоякісна сталь, що містить 1,2%С. Буква А – високоякісна сталь; має знижений вміст сірки та фосфору. Інструментальні сталі використовують для виготовлення різального інструменту (дрібних мітчиків, свердел), вимірювального (калібрів, скоб) та штампового інструменту для деформування (матриць, пуансонів). Інструмент використовують після термічної обробки.

В таблиці 3.6 наведені вуглецеві інструментальні сталі, їх хімічний склад та призначення.

Таблиця 3.6 – Сталі вуглецеві інструментальні (ДСТУ 3833-98)

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

Примітки:

- У маркуванні «У» позначає інструментальну вуглецеву сталь, цифри вказують на середній вміст вуглецю в десятих частках процента.
- Літера «А» в кінці марки означає, що сталь – високоякісна і має знижений вміст сірки та фосфору ($\leq 0,018 \% S, \leq 0,025 \% P$).

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Накреслити діаграму $Fe-Fe_3C$ (на всю сторінку). В усіх областях діаграми вказати структуру, а в квадратних дужках – фази. Коротко описати фази (Φ , A , C) та структурні складові (Π , L) залізвуглецевих сплавів; навести перитектичну, евтектичну та евтектоїдну реакції; маркування та призначення сталей. Зарисувати табл.3.7.

Таблиця 3.7 – Класифікація заданих марок вуглецевих сталей за структурою в рівноважному стані та за призначенням

<i>Марка сталі</i>	<i>Вміст С, %</i>	<i>Структурний клас в рівноважному стані</i>	<i>Структура в рівноважному стані</i>	<i>Призначення по групам</i>	<i>Кількість цементиту $Q_{ц}$, %</i>	<i>Твердість НВ</i>

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

- На метастабільній ($Fe-Fe_3C$) діаграмі позначити точки, концентрації, температури, структури та фази. Пояснити лінії рівноваги на діаграмі.

2. Які поліморфні перетворення відбуваються в залізі? Вказати температури.

3. Дати визначення фериту, аустеніту, цементиту, перліту та ледебуриту.

4. Описати лінії діаграми $Fe-Fe_3C$ та сутність перитектичного, евтектичного й евтектоїдного перетворень.

5. Які перетворення проходять при охолодженні з рідкого стану до кімнатної температури в доевтектоїдному (евтектоїдному, заевтектоїдному, доевтектичному, евтектичному або заевтектичному) сплаві?

6. Що таке сталь, яким чином вуглець впливає на структуру та властивості сталей в рівноважному стані?

7. Яким чином класифікують вуглецеві сталі в залежності від структури в стані рівноваги?

8. Класифікація вуглецевих сталей за призначенням. Маркування вуглецевих конструкційних та інструментальних сталей.

9. Із яких сталей можна виготовити: ферму мостового крану, валик, полотно ножівки, пуансон, стамеску, шестерню, пружину тощо? Назвати марку сталі.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на зразках технічно чистого заліза, відпалених вуглецевих сталей 10, 45, 60, У8, У10.

Для визначення твердості використовується прилад ТК-2, для дослідження структури – оптичні мікроскопи МІМ-5 та МІМ-7.

Вказівки з техніки безпеки

Робота виконується відповідно до загальної інструкції з техніки безпеки (додаток А).

Порядок проведення лабораторної роботи

1. Провести мікроскопічне дослідження шліфів. Порівнянням мікроструктури зразків із фотографіями структур різних залізобуглецевих сплавів, що наведені в альбомах, визначити вміст вуглецю та марку вуглецевої сталі.

2. Схематично зобразити структури переглянутих сплавів, визначити структурні складові та, користуючись довідниковими даними,

написати поблизу кожної структури хімічний склад сплаву, твердість у відпаленому стані, застосування.

3. На 4...5 зразках сталі з різним вмістом вуглецю визначити твердість на приладі ТК-2 (шкала В, навантаження 980 Н). Використавши додаток Б, перекласти значення твердості HRB в HB.

4. Класифікувати задані марки вуглецевих сталей за структурою в рівноважному стані та за призначенням. Заповнити табл. 3.7.

5. За експериментальними даними побудувати для сталей графік залежності «твердість – вміст вуглецю». Пояснити графік.

6. Для визначеної викладачем деталі (інструменту) вибрати марку вуглецевої сталі. Визначити хімічний склад, структуру та призначення інших, вказаних викладачем, вуглецевих сталей.

7. Для вказаного сплаву при заданій температурі визначити вміст вуглецю в фазах та масову кількість кожної фази. Побудувати та пояснити криву охолодження.

Зміст звіту

Завдання на підготовку до лабораторної роботи рис. 3.1, табл. 3.7; схеми мікроструктур досліджених зразків сталей, графік залежності «твердість – вміст вуглецю»; висновки і пояснення; відповідь на питання п.п. 6 та 7 порядку проведення роботи.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 4

Мікроскопічне дослідження структури і властивостей чавунів

Мета роботи – вивчити структурні перетворення в чавунах в залежності від їх хімічного складу та температури, а також вплив хімічного складу та структури на властивості чавунів; засвоїти принцип маркування чавунів та основи їх вибору для деталей і конструкцій.

Загальні відомості

Чавуни – це залізовуглецеві сплави, що містять більше 2,14 %C. Вони кристалізуються з утворенням евтектики, мають малий інтервал температур кристалізації і тому характеризуються добрими ливарними властивостями: гарна рідкотекучість, мала лінійна усадка. Це дозволяє одержувати відливки складної форми з малою товщиною стінок. Вуглець в чавунах може розчинятися у фериті і аустеніті, знаходитися у вільному стані (графіті), у зв'язаному вигляді (цементиті) або у частково зв'язаному та переважно у вільному стані. В залежності від цього та від форми графіту, яка зумовлюється технологією виробництва, розрізняють білі, половинчасті, сірі, високоміцні та ковкі чавуни.

Білий чавун. В білих чавунах весь вуглець знаходиться у зв'язаному вигляді (Fe_3C), а процеси кристалізації та структурні перетворення в них визначаються за допомогою метастабільної діаграми ($Fe-Fe_3C$). Вміст вуглецю визначає структурні класи білих чавунів: доевтектичні (2,14% < C < 4,3%), евтектичний (4,3%), заевтектичні (> 4,3%).

Велика кількість цементиту в структурі білих чавунів (64% при вмісті 4,3%C) зумовлює їх значну твердість (HB 540...550), низьку пластичність та неможливість обробки різанням. Але висока твердість забезпечує підвищену зносостійкість в умовах абразивного зношування. Відливки з *відбіленого чавуну* мають у поверхневому шарі структуру білого чавуну, а в серцевині – сірого або високоміцного. Із білого та відбіленого чавунів виготовляють прокатні валки, кулі млинів для помелу руди. Білі та відбілені чавуни не маркуються.

Половинчасті чавуни займають проміжне положення між білими та сірими. Понад 0,8 %C в цих чавунах зв'язано у вигляді Fe_3C ; їхня структура – перліт, ледебурит і графіт.

Сірий чавун (ДСТУ 8833:2019). В сірих чавунах графіт в площині шліфа має пластинчасту форму. Кристалізація та структурні перетво-

–*феритні*: структура основи – ферит, практично весь вуглець (за винятком розчиненого у фериті) знаходиться в графіті;

–*ферито-перлітні*: структура основи – ферит і перліт. В зв'язаному стані знаходиться $\leq 0,7\%$ вуглецю (в цементиті перліту);

–*перлітні*: структура основи – перліт. В цих чавунах $0,7\%$ вуглецю знаходиться в цементиті перліту.

Механічні властивості сірих чавунів залежать від форми, розміру графітних частинок та структури основи. Пластинчастий графіт уявляє собою надрізи (мікротріщини), що знижують границю міцності при розтягуванні, при цьому чим дрібніші графітні частинки, тим вище властивості чавуну. Введення в чавун модифікаторів першого роду приводить до збільшення кількості центрів графітизації та подрібнення частинок графіту.

Присутність у чавунах великої кількості мікронадрізів робить їх малочутливими до концентраторів напружень, шорсткості поверхні деталей. Графіт сприяє утворенню крихкої стружки і тим поліпшує обробку чавунів різанням. Чавуни мають високу демпфуючу здатність (добре гасять вібрації). Крім цього, графіт – гарне мастило, у зв'язку з чим він підвищує антифрикційні властивості чавуну.

Структура металевої основи впливає на границю міцності при стисненні, твердість, зносостійкість, які підвищуються при збільшенні кількості перліту. Ферит, навпаки, зменшує міцність та зносостійкість чавунів.

Сірі чавуни використовуються як матеріал для виготовлення мало- та середньонавантажених опор, деталей сільськогосподарських машин, верстатів, автомобілів, тракторів, станин електродвигунів тощо. Згідно ДСТУ 8833:2019 сірий чавун маркується літерами СЧ та цифрами, що характеризують нижнє значення границі міцності при розтягуванні. Наприклад, чавун СЧ150 має мінімальне значення границі міцності при розтягуванні $\sigma_B = 150$ МПа. Властивості чавунів, у тому числі й сірих, можуть бути значно покращені модифікуванням.

Модифікування – це введення спеціальних добавок при плавленні або при розливанні сплавів з метою 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 ($0,5 \dots 0,8 \%$). Вони призначені для отримання дрібних зерен та включень графіту.

Модифікатори II роду – це поверхнево-активні речовини. Їхній атомний розмір набагато перевищує розмір атомів заліза, тому вони знаходяться не в твердому розчині, а на міжфазній поверхні. Внаслідок цього поверхнево-активні елементи зменшують поверхневу енергію межі поділу «рідина–тверда фаза», що зменшує критичний розмір зародка та змінює його форму. Так, наприклад, уведення в ківш, в струмись розплав або в ливарну форму поверхнево-активних елементів *магнію, церію* сприяє глобуляризації частинок графіту у чавуні.

Високоміцний чавун (ДСТУ 3925-99). Графіт в цих чавунах має глобулярну форму внаслідок модифікування магнієм (*Mg*) чи церієм (*Ce*) (0,03...0,07%). Така форма графіту сприяє одночасному підвищенню характеристик міцності та пластичності. Відносно 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. Найвища пластичність ($\delta \leq 12\%$) характерна для феритних, а найбільша твердість і міцність ($\sigma_B \geq 500$ МПа) – для перлітних високоміцних чавунів.

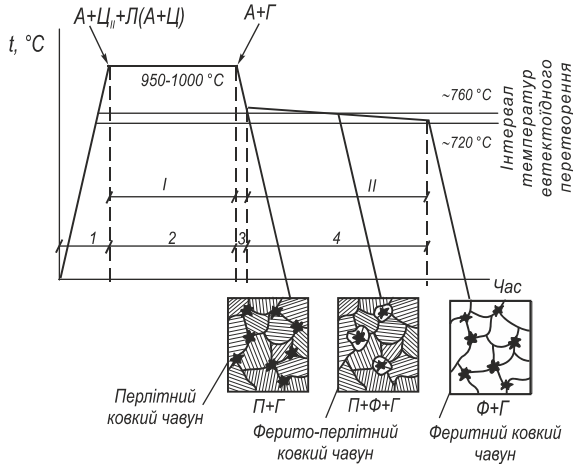
Високоміцні чавуни застосовуються як матеріали для відповідальних деталей, що працюють в умовах дії ударних і знакозмінних напружень та зношування: колінчасті вали, деталі прокатних станів, траверси пресів, корпуси компресорів, крупногабаритні штампи, шестерні, ступиці коліс тощо. Такі чавуни маркуються літерами ВЧ та числами. Наприклад, ВЧ420-12, ВЧ450-5, ... ВЧ1000-2, де числа – це нижня границя міцності при розтягуванні (σ_B , МПа) та відносне видовження (δ , %).

Ковкий чавун (ГОСТ 1215-79). В ковких чавунах графіт має пластівчасту форму, що є наслідком графітизаційного відпалення доєвтектичних білих чавунів (2,4...2,9 %C, 1,0...1,6 %Si, 0,3...1,0 %Mn). Графіт такої форми, в порівнянні з пластинчастим, менше знижує міцність металевої основи, тому в ковких чавунах відносне видовження досягає значень 2...12 %.

Структура білих чавунів, призначених для відпалення на ковкі: ледебурит, перліт і цементит вторинний. Їх хімічний склад відрізняється від сірих чавунів меншим вмістом вуглецю та кремнію.

Графітизаційне відпалення (рис.4.2) 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 $A+L+Ц_{II}$. Через те, що термо-

динамічно стабільною є фазова суміш $A+G$, а не $A+C$, у процесі витримки внаслідок розчинення Fe_3C флуктаційно з'являються та ростуть зародки графіту. Після завершення першої стадії структура чавуну $A+G$.



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

Рисунок 4.2 – Схема графітаційного відпалення білого чавуну

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 ($Fe_3C \rightarrow A+G$) приводить до росту графітних частинок (проміжна стадія).

Чавуни – багатокомпонентні сплави, евтектоїдне перетворення в яких проходить в інтервалі 760...720°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 ферито-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.

З ковких чавунів виготовляють деталі машин, на які діють вібраційні, знакозмінні та ударні навантаження: картери задніх мостів автомо-

білів, картери редукторів, гаки, штампи холодного деформування тощо. Маркують ковкі чавуни літерами КЧ та двома числами, з яких перше – нижнє значення границі міцності при розтягуванні ($\text{кгс}/\text{мм}^2$), а друге – відносне видовження (%), наприклад, КЧ 35-10: $\sigma_B = 35 \text{ кгс}/\text{мм}^2$ або $\sigma_B = 350 \text{ МПа}$ ($1 \text{ кгс}/\text{мм}^2 \approx 10 \text{ МПа}$), $\delta = 10\%$.

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Накреслити діаграму $Fe-C$ (на сторінку); описати властивості графіту, вплив його форми та розмірів на властивості чавунів; маркування та призначення чавунів; класифікацію чавунів за структурою металевої основи; графітизаційне відпалення (графік) білих чавунів на ковкі; мету модифікування чавунів.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Завдяки яким властивостям чавун знаходить широке застосування як конструкційний матеріал ?
2. Як класифікують чавуни в залежності від форми графіту та структури металевої основи ? Їх вплив на властивості чавуну.
3. Властивості білих чавунів, їх призначення. Згідно з якою діаграмою стану кристалізуються білі чавуни ?
4. Фактори, що впливають на структуру металевої основи чавуну?
5. Згідно з якою діаграмою стану кристалізується сірий чавун ?
6. Що таке модифікування чавунів ? Назвіть модифікатори I та II роду. Як одержати високоміцний чавун ?
7. Як одержати ковкий чавун ? Які фазові перетворення відбуваються на першій та другій стадіях графітизаційного відпалення ?
8. Принцип маркування сірих, високоміцних та ковких чавунів. Наведіть приклади використання сірих, високоміцних та ковких чавунів.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на зразках доєвтектичного, евтектичного та заєвтектичного білих чавунів та чавунів: СЧ 150, ВЧ 600-3, КЧ 35-10, КЧ 30-6, КЧ 40-3. Для визначення твердості використовується прилад ТК-2, для дослідження структури – оптичні мікроскопи МІМ-5 та МІМ-7.

Вказівки з техніки безпеки

Робота виконується відповідно до загальної інструкції з техніки безпеки (додаток А).

Порядок проведення лабораторної роботи

1. Провести мікроскопічне дослідження шліфів. Порівнюючи мікроструктури зразків із фотографіями структур чавунів, що наведені в альбомах, визначити марку чавуну.

2. Схематично зарисувати структури переглянутих сплавів, вказати структурні складові та, користуючись довідниковими даними, виписати біля кожної структури хімічний склад, твердість та призначення сплаву.

3. На 3...4 зразках чавунів із відомою кількістю перлітної складової, визначити твердість HRB, перевести HRB в HB.

4. За експериментальними даними побудувати та обґрунтувати графік залежності «твердість – кількість перліту».

5. За допомогою структурної діаграми визначити необхідний вміст кремнію для одержання феритної, ферито-перлітної чи перлітної структури металевої основи у двох відливках із сірого чавуну товщиною 10 та 100 мм (при вмісті вуглецю 3%). Заповнити таблицю 4.1.

Таблиця 4.1 – Вплив хімічного складу та швидкості охолодження на структуру сірого чавуну

Товщина відливки, мм	Вміст Si, % (мас.), для отримання структури		
	$\Phi+\Gamma$	$\Phi+\Pi+\Gamma$	$\Pi+\Gamma$
10			
100			

Зміст звіту

Завдання на підготовку до лабораторної роботи, рис. 4.1 та 4.2, схеми мікроструктур досліджених зразків чавунів, графік залежності «твердість – кількість перліту», табл. 4.1, висновки і пояснення.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 5

Вивчення фазових перетворень в сталях при нагріванні та охолодженні

Мета роботи – ознайомитися з сутністю механізмів та кінетикою перліто-аустенітного перетворення; вивчити схильність зерна до росту при нагріванні в аустенітній області; ознайомитися з кінетикою та морфологією ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту; засвоїти методику побудови діаграми ізотермічного перетворення евтектоїдної сталі.

Загальні відомості

Критичні точки сталі. *Критичні точки* – це температури, при яких відбуваються перетворення в сплаві (в сталях можуть відбуватися фазові та магнітні перетворення). Їх позначають літерою А (arretter (франц.) – зупинка). Критичні точки для сталей позначають таким чином:

A_0 – 210°C. Перехід цементиту при нагріванні із феромагнітного в парамагнітний стан (при охолодженні – навпаки);

A_1 – відповідає лінії PSK , тобто евтектоїдному перетворенню $A \rightleftharpoons P$;

A_2 – 768°C. Перехід фериту при нагріванні із феромагнітного в парамагнітний стан (при охолодженні – навпаки);

A_3 – відповідає лінії GS , тобто поліморфному перетворенню $A(\gamma) \rightleftharpoons \Phi(\alpha)$;

A_{cm} – відповідає лінії SE початку виділення (при охолодженні) або розчинення (при нагріванні) цементиту вторинного в аустеніті;

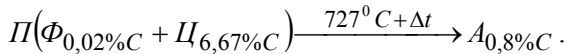
A_4 – відповідає лінії NJ , тобто поліморфному перетворенню $\delta\text{-}\Phi(\delta) \rightleftharpoons A(\gamma)$;

A – температура кристалізації (або плавлення) заліза.

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

Критичні точки при нагріванні позначають додатковим індексом *c* (франц. *chofage*); у випадку охолодження – індексом *r* (франц. *rechofage*), наприклад: A_{c1} , A_{r3} .

Основне перетворення в сталях при нагріванні. Основним перетворенням при нагріванні в сталях є перехід перліту (П) в аустеніт (А) при температурі вище критичної точки A_1 (727°C). Перліт (ферито-цементитна суміш) перетворюється в аустеніт дифузійним шляхом, тобто зі зміною концентрації вуглецю в фазах. Перетворення складається з двох процесів, що проходять одночасно: поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу ($\Phi \rightarrow A$) та розчинення цементиту в аустеніті:



Аустеніт при температурі дещо вище точки A_1 містить близько 0,8% вуглецю, у той час як ферит містить соті частки процента вуглецю. На межах фериту з цементитом між фазами йде безупинний обмін атомами (динамічна рівновага) і в примежовому шарі фериту набагато більше імовірність флуктуаційного виникнення ділянок критичного розміру з концентрацією 0,8% *C*. Отже, зародки аустеніту найчастіше виникають на межах поділу фериту з цементитом (рис.5.1).

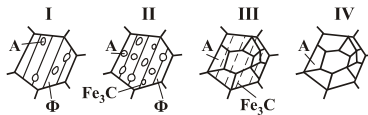


Рисунок 5.1 – Перетворення ферито-цементитної структури в аустеніт при нагріванні евтектоїдної сталі (поступові стадії перетворення перліту в аустеніт)

Ріст ділянок аустеніту в результаті поліморфного перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ відбувається швидше, ніж розчинення цементиту, тому після перетворення фериту в аустеніт в структурі сталі зберігається ще деяка кількість цементиту. і для його розчинення в аустеніті тривалість ізотермічної витримки повинна бути збільшена. Утворений в результаті вказаних перетворень аустеніт неоднорідний за складом; для його гомогенізації потрібний додатковий час.

Оскільки в кожній перлітній колонії зароджується декілька центрів кристалізації аустеніту, перетворення $\text{П} \rightarrow \text{А}$ приводить до подрібнення зерна в сталі.

Ріст зерна аустеніту при нагріванні. Як вже зазначено, кількість зародків аустеніту завжди досить велика і початкове зерно дріб-

не. По закінченні аустенізації при подальшому підвищенні температури, збільшенні тривалості витримки при даній температурі відбувається збиральна рекристалізація і зерно збільшується.

Ріст зерна аустеніту відбувається самодовільно. Зерно зростає в результаті збільшення одних зерен за рахунок інших, більш дрібних, а отже, термодинамічно менш стійких. Розмір зерна, що утворилося при нагріванні до даної температури, не змінюється при наступному охолодженні.

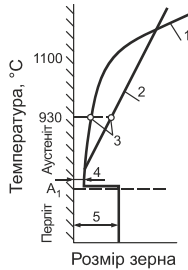
Розмір аустенітного зерна є важливою структурною характеристикою нагрітої сталі. З укрупненням зерна аустеніту знижується ударна в'язкість, зростає схильність сталі до гартівних тріщин і деформації, але поліпшується оброблюваність різанням і зменшується опір деформації при холодному висадженні деталей, зростає прогартовуваність сталі. Величина зерна аустеніту сталі несуттєво впливає на стандартний комплекс механічних властивостей при випробуванні на статичне розтягування (σ_B ; $\sigma_{0,2}$; δ ; ψ) та твердість.

Розмір аустенітного зерна залежить не тільки від температури і часу витримки при нагріванні, але також від умов розкислення сталі та від кількості в ній вуглецю і легувальних елементів. По схильності до росту зерна розрізняють два типи сталей: *спадково-дрібнозернисті* і *спадково-крупнозернисті*.

У *спадково-дрібнозернистих* сталях при нагріванні до високих температур (1000...1050 °C) зерно збільшується незначно, однак при більш високому нагріванні настає бурхливий ріст зерна. (рис. 5.2).

До *спадково-дрібнозернистих* сталей відносять сталі, розкисленні алюмінієм, оскільки в них утворюються дисперсні нітриди AlN , що гальмують ріст зерна аустеніту. Розчинення цих дисперсних частинок спричиняє швидкий ріст зерна.

В *спадково-дрібнозернистих* сталях присутні важкорозчинні карбіди карбідотворювальних елементів Ti , V , Zr , Nb , W , Mo , Cr , котрі є бар'єрами, що перешкоджають росту зерна. Карбіди таких елементів як Ti , Zr , V , Nb , сильніше гальмують ріст зерна, ніж Cr , W , Mo , оскільки вони більш термічно стійкі і складніше розчиняються в аустеніті. Інтенсивне зростання зерна *спадково-дрібнозернистої* сталі вище 1000...1100°C пов'язане з розчиненням або можливою коагуляцією бар'єрних частинок.



- 1 – спадково-дрібнозерниста сталь; 2 – спадково-крупнозерниста сталь;
 3 – розмір зерна спадково-дрібнозернистої і крупнозернистої сталей,
 нагрітих до 930°C; 4 – початкове зерно; 5 – вихідне зерно

Рисунок 5.2 – Схема росту зерна аустеніту в спадково-дрібнозернистій і крупнозернистій евтектоїдній сталі

В *спадково-крупнозернистих* сталях ріст зерна аустеніту спостерігається навіть при незначному перегріванні вище температури A_1 (рис.5.2) через відсутність бар'єрів для росту зерна.

Терміни «спадково-крупнозерниста» і «спадково-дрібнозерниста» сталь не означають, що дана сталь має завжди крупне чи дрібне зерно. Спадкове зерно, отримане в стандартних умовах технологічної проби (рис. 5.2), свідчить лише про те, що при нагріванні до певних температур, крупнозерниста сталь набуває велике зерно при більш низькій температурі, ніж сталь спадково-дрібнозерниста. (Технологічна проба полягає в нагріванні сталі впродовж трьох годин при температурі 930°C; спадково-дрібнозернистими вважаються сталі, що зберегли дрібне зерно (бал зерна ≥ 7) після цієї проби).

Спадково-дрібнозерниста сталь при досить високій температурі може навіть мати більш велике зерно аустеніту, чим спадково-крупнозерниста. Тому введене поняття про *дійсне зерно*, тобто зерно, що існує в сталі при даних температурі та витримці.

Розмір *дійсного зерна* аустеніту залежить від температури нагрівання, тривалості витримки при ній і схильності даної сталі до росту зерна при нагріванні.

Тривале нагрівання сталі до високих температур приводить до утворення великого дійсного зерна як безпосередньо при цих температурах, так і після охолодження. Таке нагрівання називається *перегрівом* сталі. Перегріта сталь характеризується крупнокристалічним зломом та низькою в'язкістю. Перегрів може бути виправлений по-

вторним нагріванням сталі вище температури точки A_{c3} (доевтектоїдної) або вище A_{c1} (заевтектоїдної).

Перетворення переохолодженого аустеніту. Принцип побудови діаграми ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту. Якщо сталь зі структурою аустеніту, що отримана в результаті нагрівання, переохолодити до температури нижче A_1 , то вона буде знаходитися в метастабільному стані та зазнавати перетворення.

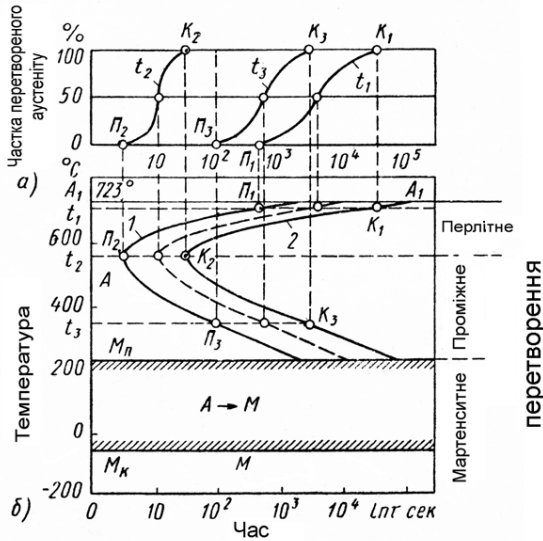
Для опису кінетики перетворення переохолодженого аустеніту користуються експериментально побудованими діаграмами «час – температура – ступінь розпаду» або діаграмами ізотермічного перетворення аустеніту (тобто такого, що проходить при постійній температурі).

Для дослідження ізотермічного перетворення зразки після аустенізації швидко переносяться у ванну з постійною температурою нижче A_1 (наприклад, 700, 600, 500°C і т.д.) і після різних витримок вивчається кінетика і морфологія продуктів перетворення аустеніту. Ступінь розпаду аустеніту можна визначати різними методами: мікроскопічним, магнітним, дилатометричним тощо.

На рис. 5.3 показаний принцип побудови діаграми ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту для сталі з 0,8%С.

Результатами дослідження при постійній температурі є кінетична крива, що показує кількість аустеніту, який розпався, в залежності від часу, що пройшов з моменту розпаду. На рис.5.3, а можна побачити, що впродовж деякого проміжку часу (n_1, n_2, n_3) розпад аустеніту експериментально не фіксується. Це *інкубаційний період*.

Після закінчення цього періоду аустеніт розпадається з утворенням більш стабільних структур. В області підвищених температур його розпад супроводжується утворенням структур, які складаються з фериту та цементиту. Швидкість розпаду зі зниженням температури спочатку швидко збільшується, а потім поступово уповільнюється. Через деякий час (K_1, K_2, K_3) процес розпаду повністю завершується або призупиняється. Побудова таких кривих після охолодження до різних температур (t_1, t_2, t_3 тощо) дозволяє отримати діаграму ізотермічного перетворення аустеніту (рис.5.3, б). На отриманій діаграмі крива 1 характеризує початок розпаду аустеніту, а крива 2 показує час, необхідний для повного розпаду аустеніту.



а – кінетичні криві; б – діаграма ізотермічного перетворення

Рисунок 5.3 – Діаграма ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту сталі У8

Область, що знаходиться ліворуч кривої розпаду переохолодженого аустеніту, визначає тривалість інкубаційного періоду, яка, в свою чергу, характеризує стійкість переохолодженого аустеніту. При температурі найменшої стійкості аустеніту швидкість перетворення максимальна і в вуглецевих сталях тривалість інкубаційного перетворення при цій температурі не перевищує 1,0...1,5 с.

При переохолодженні аустеніту до температури, що менша за температуру початку мартенситного перетворення (M_n), дифузійні процеси повністю припиняються, і відбувається бездифузійне перетворення аустеніту в пересичений твердий розчин втілення вуглецю в α -залізі, тобто мартенсит.

На діаграмі ізотермічного перетворення аустеніту (яку ще називають *C-подібною*) евтектоїдної сталі У8 (рис.5.4) можна виділити три області в залежності від механізму перетворення: перлітну (в інтервалі температур $A_1...550^\circ\text{C}$), бейнітну ($550...240^\circ\text{C}$) та мартенситну (нижче 240°C).

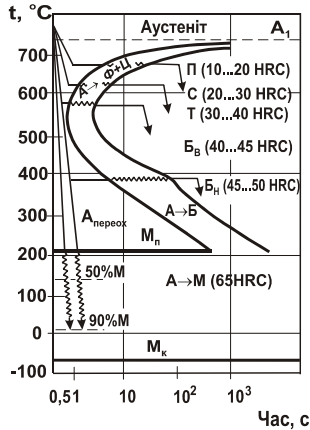


Рисунок 5.4 – Діаграма ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту сталі У8

Перлітне перетворення. Перлітне перетворення переохолодженого аустеніту має кристалізаційний характер і за своїм механізмом є дифузійним: аустеніт ($0,8\%C$), практично однорідний за вмістом вуглецю, розпадається з утворенням фериту ($0,02\%C$) та цементиту ($6,67\%C$) пластинчастої будови, тобто складається з фаз, що мають різну концентрацію вуглецю.

Після переохолодження аустеніту нижче точки A_1 він стає нестійким і відбувається його розпад. Провідною фазою найчастіше є цементит, зародження якого, як правило, відбувається по межах зерен аустеніту (внаслідок їх насичення вуглецем).

Утворення цементиту приводить до збільшення ділянок аустеніту на вуглець і до подальшого $A \rightarrow \Phi$ перетворення, виділення феритних пластин поруч з цементитом (рис. 5.5) і утворення перлітної колонії. Перлітна колонія – сукупність пластин фериту і цементиту, збільшується за рахунок торцевого і бічного росту пластин. При торцевому рості перлітної колонії вуглець дифундує в аустеніті вздовж фронту перетворення, «стікає» до цементитних пластин, обумовлює їхній ріст і наступне $A \rightarrow \Phi$ перетворення. У випадку бічного росту дифузійний потік вуглецю або співпадає (якщо утвориться феритна пластинка), або протилежний (у випадку росту цементитної пластинки) напрямку розвитку перлітної колонії.

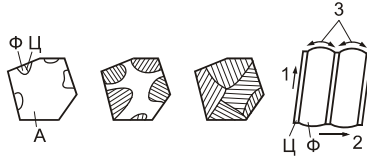


Рисунок 5.5 – Схема утворення пластинчастого перліту (стрілками показаний напрямок торцевого (1) та бічного (2) росту перлітної колонії, а також переміщення вуглецю в аустеніті вздовж фронту перекристалізації (3))

Перетворення $A \rightarrow P$ в межах одного аустенітного зерна йде з багатьох центрів і після його завершення таке зерно складається із декількох перлітних колоній.

Продукти перлітного перетворення мають пластинчасту будову, середня сумарна товщина суміжних пластинок фериту та цементиту S залежить від ступеня переохолодження. Дисперсність ферито-цементитної суміші дорівнює $1/S$, мм^{-1} і зростає зі збільшенням ступеня переохолодження.

При ізотермічному перетворенні аустеніту в інтервалі $700 \dots 650^\circ\text{C}$ утвориться *перліт* – груба ферито-цементитна евтектоїдна фазова суміш з міжпластинчастою відстанню $0,6 \dots 1,0$ $\mu\text{м}$ і твердістю НВ $150 \dots 250$. При переохолодженні до $600 \dots 650^\circ\text{C}$ аустеніт перетворюється в *сорбіт*, для якого S складає $0,25 \dots 0,5$ $\mu\text{м}$, а твердість НВ $250 \dots 330$. Ферито-цементитна суміш, що отримана при $550 \dots 600^\circ\text{C}$, є найбільш дисперсною ($S=0,1 \dots 0,2$ $\mu\text{м}$), має підвищену твердість (НВ $340 \dots 400$) і називається *трооститом*.

Перліт, сорбіт і троостит є ферито-цементитними сумішами різної дисперсності. Між механічними властивостями сталі і міжпластинчастою відстанню існує залежність: зі зменшенням міжпластинчастої відстані S зростає міцність і твердість, знижується відносно видовження і в'язкість сталі. Краще поєднання міцності, пластичності і в'язкості має сорбіт.

Мартенситне перетворення. В сталі, що нагріта до аустенітного стану та охолоджена зі швидкістю вище критичної (дотична до С-подібної кривої (див. рис.5.9), реалізується мартенситне перетворення, в результаті якого утворюється нерівновагова фаза – мартенсит.

Мартенсит – це пересичений твердий розчин втілення вуглецю в α -залізі. Вміст вуглецю в мартенситі такий же, як і у вихідному аустеніті. Атоми вуглецю сильно викривлюють ґратку α -заліза; вона стає

об'ємноцентрованою тетрагональною (рис. 5.6). При зростанні вмісту вуглецю висота c тетрагональної призми збільшується, а розміри її основи a зменшуються; а отже зростає відношення c/a – ступінь тетрагональності мартенситу. Це, в свою чергу, приводить до збільшення твердості сталі (твердість загартованої сталі із 0,8% становить 65 HRC).

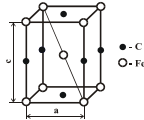


Рисунок 5.6 – Тетрагональна ґратка мартенситу (c/a – ступінь тетрагональності)

Розглянемо особливості мартенситного перетворення:

– бездифузійність перетворення. Атоми зсуваються один відносно одного на відстані, що не перевищують міжатомні, і концентрація вуглецю в мартенситі залишається такою, як і у вихідному аустеніті;

– швидкість охолодження повинна бути вище за критичну швидкість охолодження. *Критична швидкість охолодження $V_{кр}$* – це мінімальна швидкість охолодження, при якій аустеніт перетворюється на мартенсит без розпаду на ферито-цементитну суміш. Критична швидкість охолодження є важливою технологічною характеристикою, що залежить від хімічного складу сталі та температури аустенітизації. Легувальні елементи (за винятком кобальту) підвищують стійкість переохолодженого аустеніту, зміщують праворуч лінії ізотермічної та термокінетичної діаграм, внаслідок чого зменшується $V_{кр}$. При наявності карбідів, нітридів і інших фаз в сталях, до складу яких входять легувальні елементи, збільшується $V_{кр}$. Критична швидкість дещо зменшується із збільшенням гомогенності аустеніту та розміру його зерен;

– незалежність інтервалу перетворення *Mn-Mк* (початок і кінець мартенситного перетворення) від швидкості перетворення. Мартенситне перетворення починається з певної для кожної марки сталі температури *Mn* і закінчується при певній температурі *Mк*;

– мартенситне перетворення не проходить до кінця – по його завершенні в структурі сталі завжди зберігається деяка кількість неперетвореного залишкового аустеніту ($A_{зали}$);

– безперервність охолодження. Для розвитку мартенситного перетворення необхідно забезпечити безперервне охолодження в інтервалі температур *Mn-Mк*. Припинення охолодження та витримка в цю-

му інтервалі призводять до припинення мартенситного перетворення. Поновлення охолодження в інтервалі $Mn-M_k$ приведе до проходження більш повільного перетворення $A \rightarrow M$; в структурі сталі буде спостерігатися підвищена кількість $A_{зал}$;

– безінкубаційність перетворення;

– орієнтованість росту кристалів мартенситу. Між ґратками кристалів мартенситу та вихідного аустеніту існує закономірне орієнтаційне співвідношення: $(110)_M // (111)_A$; $[111]_M // [110]_A$;

– висока швидкість перетворення. Мартенсит утворюється у вигляді пластин, що ростуть зі швидкістю близько 1 км/с. Після миттєвого утворення мартенситна пластинка не підрастає; кількість мартенситу збільшується внаслідок миттєвого виникнення все нових і нових пластин;

– мартенситне перетворення супроводжується збільшенням об'єму зразка.

Зростання кількості вуглецю, розчиненого в аустеніті, знижує положення інтервалу $Mn-M_k$ (рис.5.7). Більшість легувальних елементів також знижує інтервал мартенситного перетворення. Все це приводить до збільшення кількості $A_{зал}$ в структурі сталі.

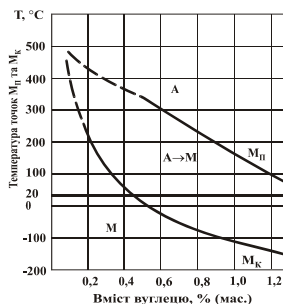


Рисунок 5.7 – Вплив вмісту вуглецю на температури Mn та M_k у вуглецевих сталях

Мартенсит існує в двох морфологічних формах:

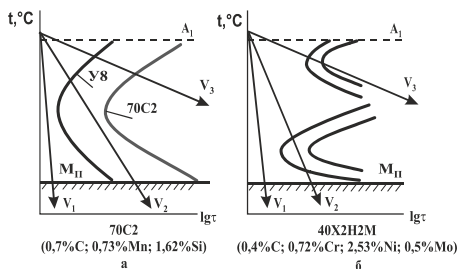
- пластинчастий або голчастий (високовуглецеві сталі);
- пакетний або рейковий (низько- та середньовуглецеві сталі).

Бейнітне (проміжне) перетворення. Таке перетворення проходить в інтервалі температур між перлітним і мартенситним перетвореннями аустеніту і поєднує особливості обох цих перетворень. *Бейніт* є двофазною сумішшю фериту та цементиту (карбіду), в якій ферит дещо пересичений вуглецем. Головна особливість перетворення –

поліморфний перехід $\gamma \rightarrow \alpha$ відбувається за мартенситним механізмом. В вуглецевих сталях бейніт утворюється при ізотермічній витримці, в легованих сталях – і при безперервному охолодженні.

Розрізняють верхній та нижній бейніт. *Верхній бейніт* (40...45 HRC) утворюється вище 350°C і має «перистий» вигляд. Цементит виділяється у вигляді ізольованих вузьких частинок з аустеніту. *Нижній бейніт* (45...50 HRC) утворюється нижче 350°C і має голчасту (мартенситоподібну) будову. В нижньому бейніті частинки карбіду знаходяться всередині пластин фериту, тобто карбід утворюється при його розпаді.

Введення в сталь легувальних елементів гальмує дифузійні процеси, внаслідок чого змінюється стійкість переохолодженого аустеніту та швидкість перетворення в перлітній і проміжній областях (рис.5.8). Всі легувальні елементи, крім кобальту, підвищують стійкість аустеніту та зменшують швидкість його перетворення; криві початку та кінця перетворення пересуваються праворуч, збільшується час інкубаційного періоду. Елементи карбідоутворювачі (Cr, W, Mo тощо), крім того, змінюють і форму С-подібних кривих (рис. 5.8, б), відокремлюючи перлітну і бейнітну області перетворень та утворюючи два мінімуми стійкості переохолодженого аустеніту.



а – криві початку перетворення аустеніту для сталей У8 та 70С2;
 б – діаграма перетворення для сталі 40Х2Н2М
 Рисунок 5.8 – Схеми діаграм ізотермічного перетворення аустеніту у вуглецевих і легованих сталях

Термокінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту. Для визначення швидкості охолодження, що забезпечує одержання необхідної структури, на практиці використовують експериментально побудовані *термокінетичні діаграми* перетворення переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні (рис. 5.9). Такі

діаграми розташовуються праворуч та нижче діаграми ізотермічного перетворення для тієї ж сталі.

В вуглецевих сталях при охолодженні із швидкістю меншою, ніж $V_{кр}$, утворюються структури перлітного типу різної дисперсності; бейнітне перетворення не реалізується (табл.5.1). В легованих сталях (в залежності від їх складу) за певних швидкостей охолодження можливо отримання бейніту (рис.5.8, б, швидкість охолодження V_2).

Таблиця 5.1 – Структура і твердість сталі У8 в залежності від швидкості охолодження із аустенітної області

$^{\circ}C/c$	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

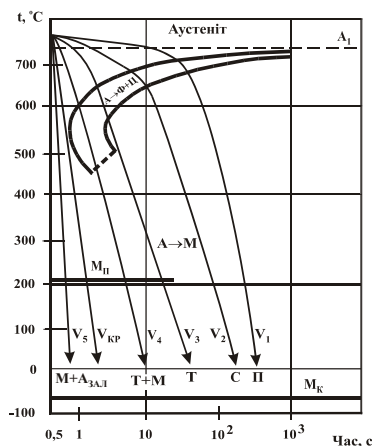


Рисунок 5.9 – Схема термокінетичної діаграми перетворення аустеніту сталі У8

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

В стислій формі навести позначення та сутність критичних точок сталей. Описати основне перетворення в сталях при нагріванні вище точки A_1 . Усвідомити чинники, що впливають на розмір зерна

аустеніту. Навести рис.5.2. Засвоїти методику дослідження ізотермічного перетворення аустеніту та побудови відповідної діаграми. Зарисувати діаграми ізотермічного та термокінетичного розпаду переохолодженого аустеніту сталі У8 (рис.5.4, 5.9). Стисло охарактеризувати перлітне, мартенситне та бейнітне перетворення. Підготувати табл. 5.2, 5.3.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовки студентів до роботи

1. Критичні точки в сталях.
2. Пояснити механізм утворення аустеніту при нагріванні сталі.
3. Як можна подрібнити зерно в сталі?
4. Вплив величини зерна на властивості сталі.
5. Спадково-дрібнозернисті та спадково-крупнозернисті сталі.
6. Пояснити схему росту зерна в спадково-крупнозернистій та спадково-дрібнозернистій сталях.
7. Методика побудови діаграми ізотермічного перетворення аустеніту.
8. Особливості перлітного перетворення. Перліт, сорбіт, троостит.
9. Що таке мартенсит? Критична швидкість охолодження; фактори, від яких вона залежить.
10. Особливості мартенситного перетворення.
11. Бейнітне перетворення. Верхній та нижній бейніт.
12. Чим відрізняються діаграми ізотермічного та термокінетичного розпаду переохолодженого аустеніту?

Матеріали та прилади

Нагрівальні печі; гартівні баки; твердомір типу ТК-2; наждачний верстат для зачищення зразків; шліфувальні та полірувальні верстати для виготовлення мікрошліфів; 4 %-ний розчин азотної кислоти у етиловому спирті для виявлення мікроструктури сталі; металографічний мікроскоп МІМ-7 для дослідження мікроструктури; зразки сталі У8.

Вказівки з техніки безпеки

Робота виконується відповідно до загальної інструкції з техніки безпеки (додаток А).

Порядок виконання роботи

Робота виконується на зразках зі сталі У8 (діаметр 15...20 мм, товщина 2...3 мм).

1. Завантажити зразки в камерну піч для аустенізації при температурі 800...820°C. Після нагрівання впродовж 5...10 хв швидко перенести по одному зразку в ізотермічну ванну. Після витримки у ванні впродовж заданого часу зразки охолодити у воді. Температури та тривалість ізотермічних витримок приведено в табл. 5.2.

2. Виміряти твердість зразків після термічної обробки, дані занести в табл. 5.2.

3. Приготувати і переглянути мікрошліфи зразків (по три від кожної ізотерми: до початку перетворення аустеніту, у період t_n-t_k , після завершення перетворення). Вивчити зміну мікроструктури.

4. Схеми мікроструктур зарисувати в табл. 5.2.

5. За твердістю та мікроструктурою визначити час початку та завершення перетворення аустеніту для кожної температури. Дані занести в табл. 5.3.

Таблиця 5.2 – Вплив температури і тривалості ізотермічного перетворення на твердість та структуру сталі У8

Час витримки, с	Твердість, HRC	Структура	Час витримки, с	Твердість, HRC	Структура
680°C					
2			15		
4			30		
8			60		
550°C					
1			5		
2			10		
3			20		
380°C					
2			30		
4			60		
10			100		

Таблиця 5.3 – Дані для побудови діаграми ізотермічного перетворення аустеніту сталі У8

Температура ізотерми, °С	Час початку перетворення, с	Час завершення перетворення, с
680		
550		
380		

Зміст звіту

Описати позначення критичних точок сталей при нагріванні та охолодженні і сутність перетворень, що в них відбуваються. Стисло охарактеризувати основне перетворення в сталях при нагріванні вище точки A_1 ; спадково-дрібнозернисті та спадково-крупнозернисті сталі. Навести рис. 5.2, 5.4, 5.9. Стисло охарактеризувати перлітне, мартенситне та бейнітне перетворення. Описати методику побудови діаграми ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту. Заповнити табл. 5.2, 5.3. Побудувати залежності «HRC – час витримки» для досліджуваних температур ізотермічної витримки. На основі даних табл. 5.2 і довідникових даних щодо A_1 , M_n та M_k сталі У8 побудувати діаграму ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту сталі У8.

Висновки по роботі.

ДЛЯ ПРИМІТОК

ДЛЯ ПРИМІТОК

ДЛЯ ПРИМІТОК