

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Харківський національний університет імені В. Н. Каразіна

Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В.

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ ДО ВИКОНАННЯ ЛАБОРАТОРНИХ РОБІТ

З ФІЗИЧНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА:

ВИВЧЕННЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В СТАЛЯХ
ЗА ДОПОМОГОЮ МЕТОДУ ДИФЕРЕНЦІЙНОГО ТЕРМІЧНОГО
АНАЛІЗУ ТА ДИЛАТОМЕТРИЧНОГО МЕТОДУ

ХАРКІВ 2009

УДК 538.9:539.3+548.5(075.8)

ББК 22.37я73

Б15

Рекомендовано до друку Вченою радою фізичного факультету Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна (протокол № 6 від 19.06.2009 р.)

Рецензенти:

доктор фізико-математичних наук, професор кафедри фізики твердого тіла Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна, заслужений професор Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна Сіренко Анатолій Федотович;

доктор фізико-математичних наук, професор, завідувач кафедри експериментальної фізики Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна Лебедев Віктор Прохорович

Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В. Методичні вказівки до виконання лабораторних робіт з фізичного матеріалознавства: вивчення фазових перетворень в сталях за допомогою методу диференційного термічного аналізу та дилатометричного методу.-
Х.: ХНУ імені В. Н. Каразіна, 2009. - 32 с.

Методичні вказівки містять необхідний матеріал для теоретичної підготовки та рекомендації щодо виконання лабораторних робіт з фізичного матеріалознавства для студентів IV курсу фізичного факультету ХНУ імені В.Н. Каразіна.

УДК 538.9:539.3+548.5(075.8)

ББК 22.37я73

Б15

© ХНУ імені В. Н. Каразіна, 2009.

© Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., 2009

© І.М. Дончик, макет обкладинки, 2009.

ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СТАЛЯХ

ЗМІСТ

1. Фазові перетворення в металах і сплавах

1.1. Термодинаміка фазових перетворень

1.2. Поліморфізм і поліморфні перетворення

1.3. Особливості фазових перетворень у твердому стані в сплавах

1.4. Діаграма стану $Fe - C$ ($Fe - Fe_3C$)

2. **Лабораторна робота № 8.** Вивчення фазових перетворень у сталях за допомогою методу диференційного термічного аналізу.

3. **Лабораторна робота № 9.** Вивчення фазових перетворень у сталях за допомогою дилатометричного методу.

1. ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В МЕТАЛАХ І СПЛАВАХ

При зміні температури властивості деяких металів змінюються не поступово. При певній температурі спостерігається різка зміна тих або інших властивостей, що супроводжуються тепловим ефектом. Природним є припущення, що при цих температурах у металі відбуваються якісь внутрішні перетворення.

Прийнято розрізняти два типи принципово відмінних перетворень, що відбуваються в чистих металах: фазові переходи першого роду і фазові переходи другого роду, характерні ознаки яких буде розглянуто далі.

1.1. Термодинаміка фазових перетворень

Метали і сплави у деяких випадках існують не в одній, а в декількох кристалічних модифікаціях, які мають різний тип структури. Питання про виникнення й стійкість тієї або іншої модифікації (або суміші модифікацій) принципово може бути вирішене термодинамічним шляхом. Різні кристалічні модифікації з погляду термодинаміки є різними фазами речовини, що відрі-

няються значеннями термодинамічних величин. Кристалічні фази можуть переходити одна в іншу, а також перебувати в рівновазі одна з іншою за певних умов, аналогічно тому, як це має місце, наприклад, для твердої (кристалічної) і рідкої фаз.

Термодинамічний стан системи повністю описується термодинамічними потенціалами, які є функціями незалежних змінних – макроскопічних параметрів цієї системи.

Якщо незалежними змінними вибрати температуру T і тиск p , то при термодинамічному описі кожна фаза характеризується значеннями термодинамічного потенціалу (термодинамічного потенціалу Гіббса) $\Phi = \Phi(p, T)$:

$$\Phi = U - TS + pV, \quad (1)$$

де U – внутрішня енергія, S – ентропія, V – об'єм. Оскільки кількість тепла

$\delta Q = TdS$, яка надається системі, витрачається на зміну внутрішньої енергії dU і роботу розширення pdV , $TdS = dU + pdV$, то згідно (1), маємо:

$$d\Phi = -SdT + Vdp, \quad (2)$$

де $d\Phi$ - повний диференціал при незалежних змінних p і T .

Коли тиск постійний і незалежними змінними є об'єм V і температура T , для термодинамічного опису системи служить вільна енергія Гельмгольца $F = U - TS$, оскільки

$$dF = -SdT - pdV. \quad (3)$$

Якщо незалежними змінними вибрати p і T , то перші похідні термодинамічного потенціалу Φ задають ентропію і об'єм:

$$\left(\frac{\partial\Phi}{\partial T}\right)_p = -S; \quad \left(\frac{\partial\Phi}{\partial p}\right)_T = V. \quad (4)$$

Другі ж похідні Φ визначають теплоємність C_p , коефіцієнти термічного розширення α та стисливості χ :

$$\frac{\partial^2\Phi}{\partial T^2} = -\left(\frac{\partial S}{\partial T}\right)_p = -\frac{C_p}{T}; \quad \frac{\partial^2\Phi}{\partial p\partial T} = \left(\frac{\partial V}{\partial T}\right)_p = \alpha V; \quad \frac{\partial^2\Phi}{\partial p^2} = \left(\frac{\partial V}{\partial p}\right)_T = \chi V. \quad (5)$$

Відомо, що в стані стійкої рівноваги будь-яка система має найменше значення термодинамічного потенціалу. В області стійкого існування будь-якої фази значення термодинамічного потенціалу для неї є меншим, ніж для інших можливих фаз. Область існування кожної фази визначається певним інтервалом температур і тиску. Геометричним образом термодинамічного потенціалу Φ як функції температури та тиску є деяка поверхня в тривимірній системі координат (рис.1а).

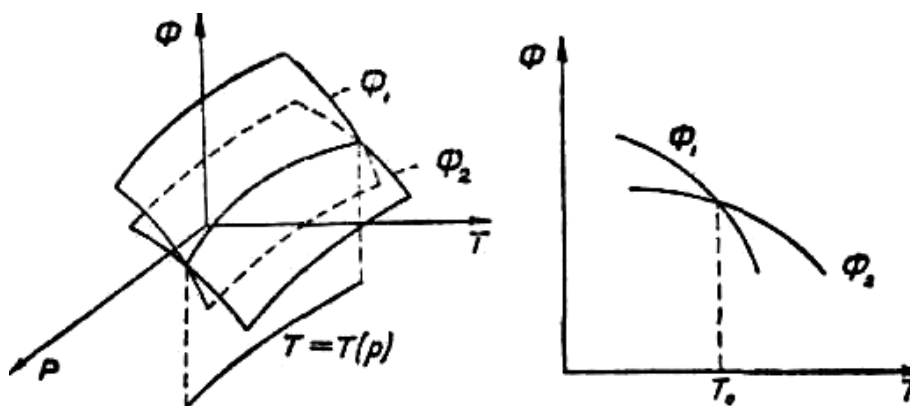


Рис. 1. Схема перетинання поверхонь $\Phi(p, T)$ (а) і кривих $\Phi(T)$ (б) термодинамічного потенціалу двох фаз

У випадках змінних p і T для кожної фази існує своя поверхня $\Phi(p, T)$ (див. рис. 1а). Лінія перетину поверхонь, що відповідають двом фазам, визначає умову їх рівноважного співіснування: $\Phi_1(p, T) = \Phi_2(p, T)$. Найбільш низько розташовується поверхня стійкої рівноважної фази. У диференціальній формі ця умова має вигляд:

$$\frac{\partial \Phi_1}{\partial T} + \frac{\partial \Phi_1}{\partial p} \frac{dp}{dT} = \frac{\partial \Phi_2}{\partial T} + \frac{\partial \Phi_2}{\partial p} \frac{dp}{dT}. \quad (6)$$

З (6) з урахуванням (2) маємо **рівняння Клапейрона-Клаузіуса**:

$$\frac{dp}{dT} = \frac{S_2 - S_1}{V_2 - V_1} = \frac{q}{T\Delta V}, \quad (7)$$

яке визначає зв'язок між T і p уздовж лінії рівноваги;

$q = T(S_2 - S_1)$ є прихована теплота перетворення,

$\frac{q}{T}$ – стрибок ентропії при переході,

ΔV – стрибок об'єму.

Згідно (7) $\frac{dp}{dT}$ на лінії перетину визначається відношенням стрибків ентропії і об'єму.

Формула **Клапейрона-Клаузіуса** (7) описує фазові перетворення, що супроводжуються стрибкоподібною зміною ентропії та об'єму. **Фазові перетворення, при яких стрибки $\Delta V \neq 0$ та $\Delta S \neq 0$ називають фазовими перетвореннями першого роду.** До них належать плавлення та кристалізація, сублімація, поліморфні перетворення (наприклад, перехід з α - в γ залізо) та інші.

Для опису фазової рівноваги у двокомпонентних системах, крім змінних p і T , необхідно також ураховувати концентрацію компонентів у кожній фазі. Однак, тиск, за винятком дуже великого, слабо впливає на фазовий та хімічний склад, і p можна вважати сталою величиною. Тому діаграми стану двокомпонентних систем будуються, як правило, в координатах « $T - c$ » (c – концентрація),

c також перетворення, при яких ентропія та об'єм не змінюються, тобто ΔS і ΔV дорівнюють нулю. При цьому другі похідні термодинамічного потенціалу змінюються стрибком; такі перетворення називаються **фазовими перетвореннями другого роду.** У формулі Клапейрона-Клаузіуса при $\Delta S = 0$, $\Delta V = 0$ виникає невизначеність: розкрити її можна за допомогою правила Лопітала. Диференціюючи (7) по T і p , знаходимо:

$$\frac{dp}{dT} = \frac{\frac{\partial(\Delta S)}{\partial T}}{\frac{\partial(\Delta V)}{\partial T}} = \frac{\Delta C_p}{T\Delta\alpha} = \frac{\frac{\partial(\Delta S)}{\partial p}}{\frac{\partial(\Delta V)}{\partial p}} = \frac{\Delta\alpha}{\Delta\chi}. \quad (8)$$

При виведенні формули (8) ураховано, що

$$\frac{\partial(\Delta V)}{\partial T} = \frac{\partial(\Delta S)}{\partial p}, \text{ оскільки } \frac{\partial^2 \Phi}{\partial p \partial T} \text{ не залежить від порядку диференціювання.}$$

вання.

Рівняння (8) називаються *співвідношеннями Еренфеста*. Як видно, *фазові переходи II роду супроводжуються стрибками теплоємності c_p та коефіцієнтів термічного розширення α та стисливості χ* . Прикладами фазових переходів другого роду є переходи з феро- в парамагнітний стан, із нормального стану в надпровідний та інші.

1.2. Поліморфізм і поліморфні перетворення

Здатність речовини існувати в декількох формах із різною кристалічною структурою та різними властивостями називають *поліморфізмом* (від грец. polymorphos – різноманітний). Кожна із таких форм є поліморфною модифікацією, що стійка за певних зовнішніх умов (температури та тиску). Зміна зовнішніх умов зумовлює *поліморфне перетворення*.

Поліморфні перетворення часто зустрічаються в металах, особливо в перехідних. Поліморфну модифікацію, стабільну при низьких температурах, звичайно позначають грецькою літерою α , при більш високих – β , γ і т. д. Наприклад, α -Fe, γ -Fe. Поряд із температурним, існує поліморфізм, зумовлений змінами тиску. У деяких елементів поліморфні перетворення супроводжуються зміною типу міжатомної взаємодії. Взагалі поліморфізм різного походження спостерігається для більш ніж 50 елементів періодичної системи.

Стабільність тієї чи іншої модифікації визначається різними факторами. Так, у металів з щільно упакованою ГЦК або гексагональною ґратками при підвищенні температури відбувається перехід у менш компактну ОЦК модифікацію, що має, як правило, більшу ентропію та, відповідно, меншу вільну енергію. Такий перехід має місце в титані, цирконії, урані та інш.

Багато речовин мають по декілька поліморфних модифікацій. Так, залізо існує в чотирьох модифікаціях – α , γ , δ ; олово і титан мають по дві модифікації (α -Sn, β -Sn, α -Ti, β -Ti); бор має 13 типів структурного стану з різною просторовою симетрією; вісмут – вісім і т.д.

Для прикладу розглянемо фазові перетворення у залізі та у вуглеці.

Залежно від температури, залізо існує в чотирьох модифікаціях – α , β , γ та δ (рис. 2). Наявність двох температурних інтервалів стабільності ОЦК модифікації у заліза пов'язують з великою електронною складовою ентропії цього елементу в ОЦК структурі і деякі автори розглядають їх як одну поліморфну модифікацію. При температурі 768°C у залізі відбувається фазовий перехід II роду з феро- в парамагнітний стан, і в інтервалі температур 768 - 910°C стабільною є парамагнітна β -фаза. Цей перехід не супроводжується зміною кристалічної структури (так зване гомеоморфне перетворення) і тому, за визначенням, не є поліморфним, хоча іноді β -фаза розглядається як окрема поліморфна модифікація.

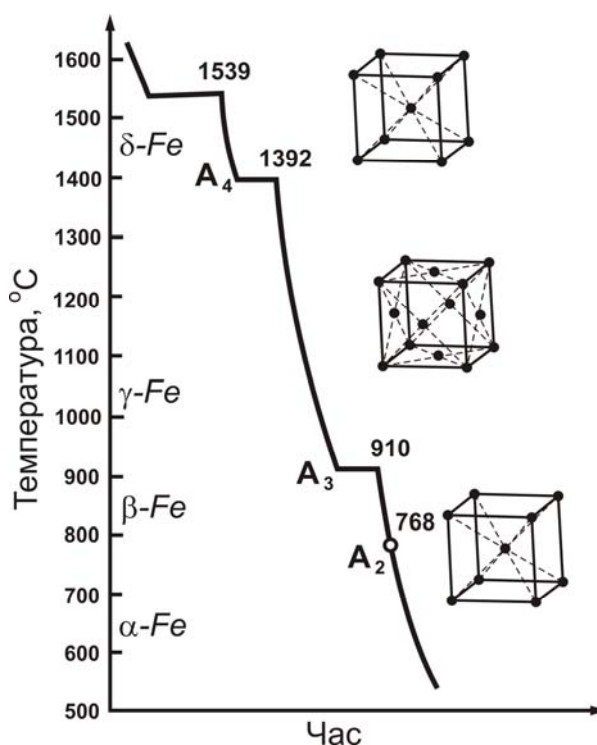


Рис. 2. Поліморфні перетворення у заліза

При 910°C відбувається фазовий перехід I роду - утворюється γ -модифікація з ГЦК структурою. При 1392°C знову має місце фазовий перехід I роду та утворюється ОЦК δ - модифікація.

Вуглець існує у декількох модифікаціях: кубічна – алмаз і гексагональна – графіт, які різко відрізняються за властивостями. Графіт чорний, непрозорий, добре проводить електричний струм, є одним із найбільш м'яких матеріалів; алмаз прозорий, не проводить електричних струм, найбільш твердий із усіх відомих речовин. Окрім алмаза і графіту відомі ще два кристалічні стани вуглецю – карбін і фулерит. Карбін має структуру, що складається з прямолінійних ланцюжків атомів вуглецю. У ланцюжках атоми зв'язані силами ковалентного типу, а між ланцюжками зв'язок здійснюється вандерваальсівськими силами. За фізичними властивостями карбін – напівпровідник, за твердістю наближається до алмазу і є стійким до температур $\sim 2000^{\circ}\text{C}$, при 2300°C перетворюється у графіт. Фулерит є кристалічною формою фулерена – речовини, що складається з молекул C_{60} або C_{70} . Фулерит має ГЦК структуру, діелектрик, при температурі вище $\sim 360^{\circ}\text{C}$ сублімує.

Перехід металів із одного кристалічного стану в інший супроводжується стрибкоподібною зміною усіх його властивостей: електричного опору, теплоємності, теплопровідності, питомого об'єму, здібності розчиняти інші елементи, стійкості проти хімічного та механічного впливу.

Поліморфне перетворення протікає внаслідок того, що утворення нової модифікації супроводжується зменшенням енергії Гіббса. За реальних умов для початку перетворення є необхідним значне переохолодження відносно рівноважної температури для виникнення різниці енергії Гіббса між вихідною і новою модифікацією, яка утворюється. У твердому металі на відміну від рідкого є можливим досягнення великих ступеней переохолодження. Величина переохолодження чи перегріву відносно рівноважної критичної точки, тобто величина гістерезису, залежить від швидкості протікання фазового перетворення (від швидкості перебудови однієї кристалічної ґратки в іншу): чим більша швидкість перетворення, тим менша величина гістерезису.

Поліморфне перетворення, яке відбувається в твердому стані, є оборотним і мусить відбуватися в рівноважних умовах за цілком визначеної температури, тобто повинно мати визначену критичну точку, яка для даної речовини при сталому тиску є постійною. Перехід із однієї модифікації в іншу супроводжується виділенням тепла, якщо перехід здійснюється при охолодженні, і його поглинанням - при нагріванні (прихована теплота перетворення). При переході метала з одного кристалічного стану до іншого відбувається не тільки зміна кристалічної структури, але й має місце повний процес фазової перекристалізації, пов'язаної з утворенням абсолютно нових кристалічних зерен.

Як і кристалізація з рідкої фази, *поліморфні перетворення за своїм механізмом - кристалізаційний процес, який відбувається шляхом утворення та зростання зародків нової фази.* Зміну структури та форми кристалів при поліморфному перетворенні називають *перекристалізацією*. Можна уявити, що в окремих місцях виникають перші зародки нової фази, в яких атоми перебудовуються із однієї кристалічної ґратки в іншу; надалі відбувається зростання цих ділянок за рахунок переходу атомів із старої фази в нову, нарівні з цим продовжується утворення нових і нових зародків. Зародки нової модифікації найбільш часто виникають на межах зерен вихідних кристалів. Кількість центрів перекристалізації, як і їх лінійна швидкість росту, що визначають розміри зерен нової фази, залежить від багатьох факторів, і, в першу чергу, від величини перегріву або переохолодження відносно критичної точки. Завдяки тому, що поліморфне перетворення відбувається в твердому стані, тобто в анізотропному середовищі, кристаліки нової фази намагаються мати певну орієнтацію відносно кристалів вихідної фази.

1.3. Особливості фазових перетворень у твердому стані в сплавах

Фазові перетворення у твердому стані в сплавах характеризуються низкою особливостей:

- виникнення й зростання зародків нової фази відбуваються кристалографічно орієнтовано стосовно вихідної материнської фази, тобто при виникненні зародка виконується принцип структурної й розмірної відповідності; зростання нової фази може відбуватися як некогерентним, так і когерентним шляхом;

- при фазовому перетворенні в полікристалах утворення зародків нової фази найбільш легко відбувається по межах зерен, тому чим дрібніше зерно, тим інтенсивніше йде утворення зародкових центрів;

- рухливість атомів у твердому середовищі є значно менша, ніж у рідкому; для утворення зародків нової фази і їхнього росту необхідне протікання процесів дифузії тому, що цей процес відбувається з меншою швидкістю, ніж при кристалізації з рідкої фази.

Аналіз всіх цих особливостей показує, що фазові перетворення в сплавах у твердому стані можуть бути реалізовані при значних переохолодженнях вихідної материнської фази, а структура змінюється при кожному нагріванні й кожному зворотному охолодженні.

1.4. Діаграма стану $Fe - C$ ($Fe - Fe_3C$)

У системі $Fe-C$ є низка фазових перетворень різного типу, що зумовлює можливість створення сплавів із широким спектром фізико-хімічних властивостей і має велике практичне значення. Залізо-вуглецеві сплави є найважливішими конструкційними матеріалами та становлять більше ніж 65 % усієї продукції металургійної промисловості.

Розглянемо діаграму стану цієї системи більш докладно. Оскільки карбід заліза (цементит) Fe_3C є досить стійкою сполукою й утворюється за звичайних умов кристалізації як самостійна фазова складова сплавів, його зручно, за практичних міркувань, розглядати як незалежний компонент системи. Відповідно діаграма стану обмежується з боку вуглецю концентрацією, що відповідає складу цементиту, тобто 6,67 % мас. С (рис. 3) (діаграма описує

метастабільну рівновагу фаз у системі $Fe-Fe_3C$)

За умов дуже повільного охолодження розплавів або тривалого відпалу твердих сплавів надлишковий вуглець виділяється з рідкої фази або пересичених твердих розчинів у вигляді графіту, тобто справжньої стабільної фази. В довідковій літературі та деяких посібниках контури рівноважної діаграми $Fe-C$ показано пунктирними лініями. Як видно з діаграми, в системі $Fe-Fe_3C$ ($Fe-C$) можливі такі перетворення: *перитектичне* (лінія HB), *евтектичне* (лінія ECF), *евтектоїдне* (лінія PSK) і *магнітне* (пунктирна лінія MO). Відповідно існують фази: *ферит*, *аустеніт*, *цементит*, *графіт* і деякі їх комбінації - *перліт*, *ледебурит*; *феромагнітна* ($\alpha - Fe$) та *парамагнітна* ($\beta - Fe$) фази*. Ферит - це твердий розчин вуглецю в α - залізі з граничною розчинністю $\sim 0,02\%$ мас. Аустеніт - твердий розчин вуглецю в γ - залізі; гранична розчинність $\sim 2\%$ мас. Цементит має температуру плавлення $\sim 1250^\circ C$, за більш високих температур він розпадається. Як і інші карбіди, цементит при високій твердості (НВ 800) дуже ламкий. За звичайних умов охолодження надлишковий, у порівнянні з граничною розчинністю в залізі, вуглець входить до складу цементиту. На діаграмі точка A ($1539^\circ C$) відповідає температурі плавлення Fe , точки N ($1392^\circ C$) та G ($910^\circ C$) відповідають поліморфним перетворенням $\delta \leftrightarrow \gamma - Fe$, $\alpha \leftrightarrow \gamma - Fe$.

Верхня ліва ділянка діаграми характеризує перетворення, пов'язані з високотемпературною алотропією $\gamma - \delta - Fe$. Кристалізація відбувається за механізмом перитектичної реакції. В сплаві, який містить $0,16\%$ мас. C (точка L), вихідні кристали твердого розчину δ -фериту в результаті взаємодії при перитектичній реакції повністю перетворюються в аустеніт.

При температурах, які відповідають лінії BC , з рідкої фази кристалізується аустеніт, а на ділянці CD - первинний цементит, тобто той, що виділяється безпосередньо з розплаву. В точці евтектики C ($1147^\circ C$), концентрація вуглецю $4,3\%$ мас.), із розплаву водночас виділяються кристали аустеніту та цементиту: утворюється евтектика, що має назву ледебуриту (на честь німе-

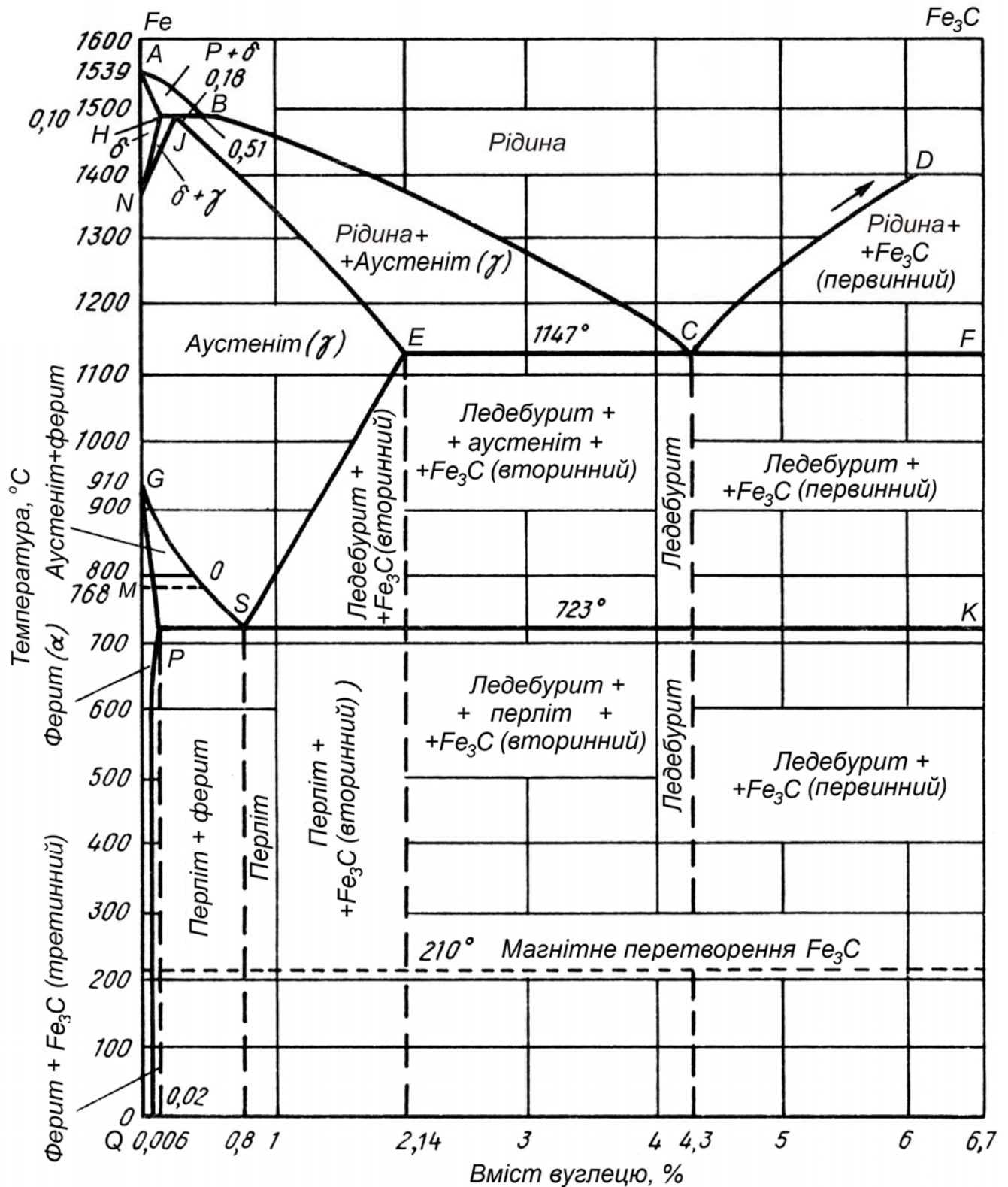


Рис.3. Діаграма стану системи $Fe - Fe_3C$

* Температури фазових перетворень у системі $Fe-C$ ($Fe - Fe_3C$) часто позначають як критичні точки A_1, A_2, A_3, A_4 [від франц. *arrêt* - зупинка (на термічних кривих)]. A_1 відповідає температурі евтектоїдного, A_2 - магнітного, $A_3 - \alpha \leftrightarrow \gamma$ та $A_4 - \gamma \leftrightarrow \delta$ перетворення. Крім того, у зв'язку з наявністю температурного гістерезису при поліморфних перетвореннях розрізняють критичні точки при нагріванні A_{ic} та охолодженні A_{ic} . Ці позначки від франц. *choffage* - нагрівання та *refroidissement* - охолодження.

цького металурга А. Ледебура) Сплави заліза і вуглецю з концентрацією вуглецю до 2,14 % мас. (максимальне значення) кристалізуються в аустенітну фазу з граткою γ -Fe та називаються **сталями**. Доевтектичні сплави при температурах вище 727° С мають двофазну структуру аустеніт + ледебурит. Заевтектичні сплави складаються з кристалів ледебуриту та цементиту.

Фазові та структурні змінення в сплавах $Fe - Fe_3C$ після затвердіння при подальшому зниженні температури пов'язані з поліморфізмом заліза та зміненням розчинності вуглецю в аустеніті та фериті. Лінії GS і SE визначають температури початку $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, тобто початку розпаду аустеніту. Точка S (727° С, 0,8 % мас. С) відповідає мінімальній температурі існування аустенітної фази і температурі евтектоїдного перетворення ($A_S \rightarrow \Phi_P + Fe_3C$). При температурах, які нижче лінії $P\&K$, аустеніт розпадається: утворюється евтектоїдна структура - перліт. Перліт складається з тонких пластинок фериту та цементиту, що чергуються; співвідношення їх товщин $\sim 7 \div 1$. Цементит, що виділяється з аустеніту, на відміну від закристалізованого з рідкої фази, називають вторинним. За такими ж ознаками відрізняють первинний і вторинний ледебурити. Сплави, в яких зміст другого компоненту вище або нижче евтектоїдного, називають відповідно до- та заевтектоїдними.

Лінія PQ характеризує розчинність вуглецю в α -залізі, її максимальне значення $\sim 0,02\%$ мас., а при температурах, поблизу кімнатної, - 0,006 % мас. Надлишковий вуглець, який практично завжди присутній у α -Fe, звичайно знаходиться (сегрегує) по межах зерен.

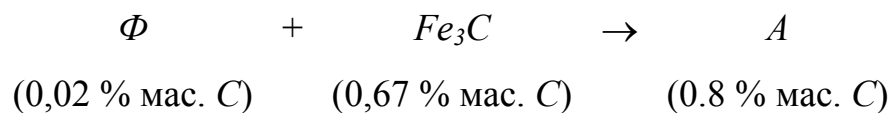
Сплави $Fe-C$ з концентрацією вуглецю більше 2,14% мас. називають **чавунами**. Вуглець входить до складу чавунів у вигляді цементиту і тільки за умов повільного охолодження – як графіт. Це пов'язано з різною ймовірністю утворення в рідкій фазі стійких зародків кристалізації цементиту та графіту: для виникнення останніх потрібне переміщення атомів вуглецю на більші відстані. На практиці розрізняють і використовують чавуни білі, що містять тільки цементит, сірі, що містять тільки графіт, і половинчасті, що містять цементит і графіт.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 8
ВИВЧЕННЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У СТАЛЯХ
ЗА ДОПОМОГОЮ МЕТОДУ ДИФЕРЕНЦІЙНОГО
ТЕРМІЧНОГО АНАЛІЗУ

Мета роботи: вивчити фазові перетворення в зразках доевтектоїдної сталі за допомогою диференційного термічного аналізу; ознайомитися з методом диференційного термічного аналізу (ДТА); установити температурний інтервал фазового перетворення в досліджуваному сталевому зразку; установити склад досліджуваного сталевого зразка.

ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СТАЛЯХ ПРИ НАГРІВАННІ

При багатьох видах термічної обробки сталь нагрівають до температур, що відповідають існуванню аустеніту. Загальні уявлення про фазові перетворення в сталі, які протікають у процесі нагрівання, можна одержати з діаграми стану $Fe - Fe_3C$ (рис.3). При нагріванні евтектоїдної сталі (0,8% мас. C) трохи вище критичної точки A_{C_1} (727^0 C) перліт (феритно-карбідна структура) перетворюється в аустеніт:



Таке перетворення складається із двох процесів, що протікають одночасно: поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу й розчинення цементиту в аустеніті.

При нагріванні доевтектоїдної сталі вище температури критичної точки A_{C_1} (температура початку фазового перетворення) після перетворення перліту в аустеніт утворюється двофазна структура – *аустеніт і ферит*. При подальшому нагріванні в інтервалі температур $A_{C_1} - A_{C_3}$ ферит поступово перетворюється в аустеніт: вміст вуглецю в аустеніті при цьому зменшується відповідно до лінії GS (див. рис. 3). При температурі A_{C_3} ферит зникає, концентрація вуглецю в аустеніті відповідає вмісту його в сталі. Аналогічно про-

тікає фазове перетворення й у заевтектоїдній сталі. При безперервному нагріванні перетворення перліту в аустеніт протікає в деякому інтервалі температур. Механізм процесу перетворення перліту в аустеніт полягає в зародженні зерен аустеніту і подальшому їхньому рості.

Із практики відомо, що швидкість нагрівання мало впливає на положення критичних точок, які фіксуються при нагріванні. При охолодженні ж значення критичних точок у значній мірі залежить від швидкості охолодження. Внаслідок цього значення критичних точок відповідних перетворень при нагріванні й охолодженні не збігаються навіть при дуже малих швидкостях охолодження. Звичайно при нагріванні критична точка спостерігається при більш високій температурі, ніж при охолодженні. Таке явище, коли спостерігається розбіжність у температурі перетворення при нагріванні й охолодженні, називається *температурним гістерезисом*, що у значній мірі проявляється при перетвореннях у твердому стані.

Дослідження фазових перетворень у металах і сплавах може бути проведено різними методами: *термічним, диференційним термічним і дилатометричним*.

У *термічному аналізі* в процесі нагрівання (охолодження) зразка вимірюється його температура, що реєструється через певні інтервали часу, і будується крива в координатах «температура – час». При наявності аномалій - перегинів або зупинок (площадок) визначають критичні точки, тобто температури перетворень. Як правило, термічний аналіз застосовується у тому випадку, коли вивчаються фазові перетворення, пов'язані з переходом із кристалічного стану в рідкий (і навпаки). Такі фазові переходи (фазові переходи I роду) супроводжуються значним за величиною тепловим ефектом (див. 1.1), що добре реєструється на кривих нагрівання (охолодження).

У тому випадку, коли фазові перетворення протікають у твердому стані (наприклад, у сталях), як правило, величина теплового ефекту мала і термічний метод не застосовується у зв'язку з його малою чутливістю. У таких випадках доцільно застосовувати *метод диференційного термічного аналізу*.

Цей метод є більш чутливим і в той же час пред'являє менше вимог до рівномірності нагрівання (охолодження) зразка.

ДИФЕРЕНЦІЙНИЙ ТЕРМІЧНИЙ АНАЛІЗ

Метод диференційного термічного аналізу (ДТА) заснований на порівнянні термічних властивостей зразків досліджуваної речовини й термічно інертної речовини, прийнятого як еталон. При диференційному термічному аналізі використовується одночасне нагрівання (або охолодження) еталонної й випробуваної речовини. Еталон у досліджуваному інтервалі температур не перетерплює фазових перетворень і повинен мати теплоємність, близьку до теплоємності зразка. ДТА заснований на виникненні саме в момент фазового перетворення у зразку різниці температур між ним і еталоном, що фіксується диференційною термопарою. Відмінність температури зразка від температури еталона обумовлена поглинанням або виділенням тепла, що супроводжує фазові переходи в досліджуваному зразку. Якщо позначити температури зразка й еталона відповідно $T_{зр.}$ і $T_{ет.}$, то параметрами, що реєструються у диференційному методі, є: температура досліджуваного зразка $T_{зр.}$ та різниця температур зразка й еталона ($\Delta T = T_{зр.} - T_{ет.}$), які фіксуються через певні інтервали часу при нагріванні (або охолодженні) з постійною швидкістю зразка і еталона. Різниця температур стає відмінною від нуля в температурній області, де відбувається перетворення в досліджуваному зразку за рахунок виділення або поглинання прихованої теплоти перетворення. Оскільки тепловий ефект при фазовому перетворенні у твердому стані малий, то й різниця температур між зразком і еталоном буде невелика. Вимірюють її за допомогою диференційної термопари, схему якої наведено на рис. 4, що дозволяє реєструвати навіть незначну різницю температур між $T_{зр.}$ і $T_{ет.}$. Одночасно в процесі нагрівання (охолодження) реєструється температура досліджуваного зразка від часу.

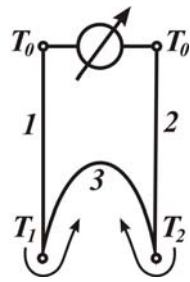


Рис.4. Схема диференційної термопары:
 1, 2 - електроди з одного матеріалу;
 3 - електрод з іншого матеріалу ;
 T_1 і T_2 – гарячі спаї

Для визначення критичних точок необхідно побудувати дві залежності: залежність температури зразка (за показниками простої термопары) від часу (крива нагрівання (охолодження) ($T_{зр.} = T_{зр.}(t)$) і залежність різниці температур зразка й еталона (за показниками диференційної термопары) від часу ($\Delta T = \Delta T(t)$).

Обидві залежності повинні бути сполучені по осі часу.

Схематичне зображення цих двох залежностей наведено на рис. 5.

На кривій 1 (рис. 5) спостерігаються слабкі відхилення від лінійної залежності на двох температурних ділянках: $A_{C_1} - A_{C_3}$ (при нагріванні) і $A_{r_3} - A_{r_1}$ (при охолодженні), які обумовлені екзо- і ендотермічними перетвореннями, що відбуваються в досліджуваному зразку.

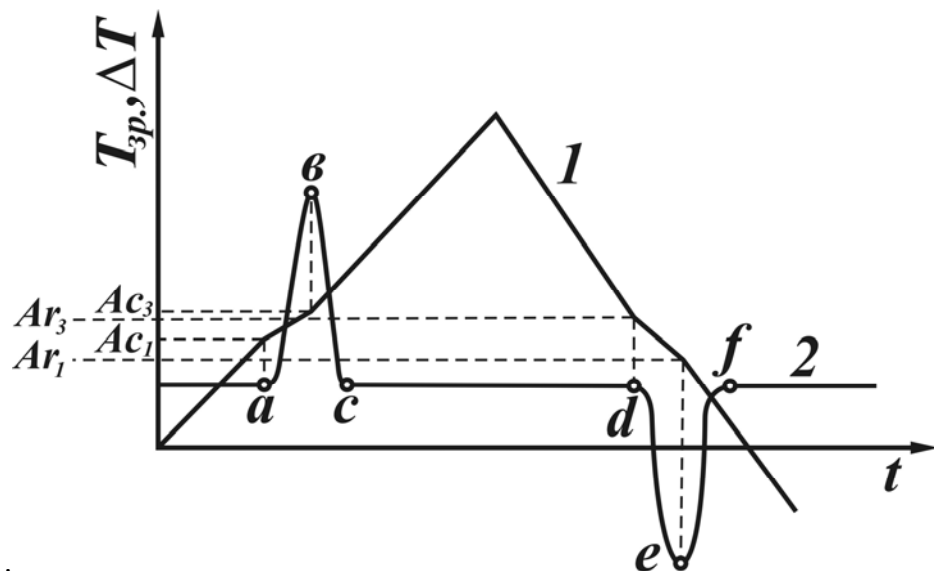


Рис.5. Криві термічного аналізу (1) і диференційного термічного аналізу (2):

1 – залежність $T_{зр.} = T_{зр.}(t)$ для досліджуваного зразка; 2 - залежність $\Delta T = \Delta T(t)$

Крива 2 відхиляється від горизонтального рівня з утворенням піків, спрямованих залежно від знака зміни ентальпії нагору або вниз.

При нагріванні зразків (досліджуваного й еталона) до температури, аж поки в досліджуваному зразку не почнеться фазове перетворення, обидва зразки будуть мати однакову температуру й різниця температур зразка й еталона ΔT буде дорівнювати нулю, що відповідає горизонтальній ділянці на кривій 2 до точки a . Початок швидкого зростання ΔT відповідає початку фазового перетворення в досліджуваному зразку. З цього моменту частина теплоти, яка підводиться піччю, буде витрачатися на приховану теплоту перетворення в досліджуваному зразку, і температура зразка буде відставати від температури еталона. ΔT безупинно росте, досягаючи максимуму в кінці фазового перетворення в досліджуваному зразку (точка e).

Після завершення фазового перетворення в досліджуваному зразку різниця температур ΔT різко зменшується до нуля за рахунок того, що відбувається вирівнювання температур зразка й еталона (ділянка bc на кривій 2). Аналогічний хід кривої $\Delta T = \Delta T(t)$ (з протилежним знаком) спостерігається при охолодженні (ділянка def).

Оскільки обидві залежності (1 і 2) одержують одночасно, то для визначення критичних точок, що відповідають початку й кінцю фазового перетворення в досліджуваному зразку, необхідно провести вертикалі через точки a , b , d і e до перетинання їх із кривою 1 (залежність $T_{зр.} = T_{зр.}(t)$) і встановити по осі ординат температури початку й кінця фазового перетворення при нагріванні ($A_{C_1} - A_{C_3}$) і при охолодженні ($A_{r_3} - A_{r_1}$).

Варто помітити, що на експериментальній залежності $\Delta T = \Delta T(t)$

існує деяка невелика різниця температур зразка й еталона внаслідок відсутності ідеально рівномірного прогріву зразка й еталона, а також нерівності їх теплоємностей. Однак це не приводить до труднощів у зв'язку з тим, що в інтервалі температур між критичними точками тепловий ефект є значним.

У даній лабораторній роботі для одержання зазначених вище експериментальних залежностей використовується установка, схему якої наведено на рис. 6. Досліджуваний зразок (1) з доевтектоїдної сталі й зразок еталона (2) (мідний) виготовлені у вигляді напівциліндрів (рис. 6 а). Для усунення теп-

лообміну між зразком і еталоном їх ізолюють шаром слюди або азбесту. Це дозволяє звести до мінімуму випадкові температурні градієнти. Зразки в азбестовому кожусі (3) розміщаються в печі (4). Диференційна термопара (5) підводиться у такий спосіб: один спай вводять в досліджуваний зразок,

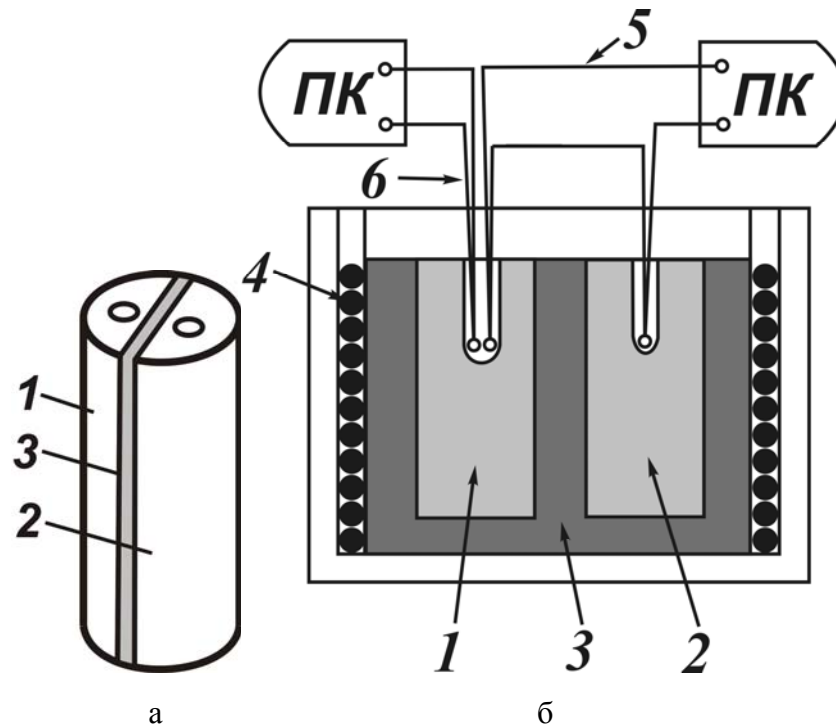


Рис. 6. Схеми досліджуваного зразка й еталона (а) і експериментальної установки (б)

а інший – в еталон. До досліджуваного зразка підводиться термопара (6). Показання термопар реєструється за допомогою ПК.

Завдання:

1. Одержати при нагріванні й охолодженні:
 - а) залежність температури зразка (за показниками простої термопари) від часу (крива нагрівання (охолодження) ($T_{зр.} = T_{зр.}(t)$);
 - б) залежність різниці температур зразка й еталона (за показниками диференційної термопари) від часу ($\Delta T = \Delta T(t)$).
 Обидві залежності повинні бути сполучені по осі часу.
2. За отриманими графіками диференційної кривої в сполученні з кривою нагрівання (охолодження) визначити положення критичних точок і температурний інтервал фазового перетворення в досліджуваному зразку.

3. Визначивши температурний інтервал, у якому відбувається фазове перетворення в досліджуваному сталевому зразку, установити склад зразка за діаграмою рівноваги $Fe - Fe_3C$.

ПОРЯДОК ВИКОНАННЯ РОБОТИ

1. Освоїти методику диференційного термічного аналізу.
2. Включити піч і ПК, що реєструють безперервно показання термопар (диференційної (5) і звичайної (6)) в процесі нагрівання (охолодження).
3. Вимірювання проводити при нагріванні від кімнатної температури до $1000^{\circ}C$ та при охолодженні до $\sim 500^{\circ}C$, що відповідає показникам термопари (6) від 0 mV до $\sim 39\text{ mV}$ і при охолодженні від максимального значення показника термопари (6) до $\sim 22\text{ mV}$.
4. При показанні термопари (6) (температура зразка) 35 mV (не більше !) піч виключити.

ЗВІТ

1. За отриманим даними побудувати сполученими по осі часу:
 - криву нагрівання (охолодження) $T_{зр.} = T_{з.р.}(t)$;
 - диференційну криву при нагріванні (охолодженні) $\Delta T = \Delta T(t)$
2. Визначити критичні точки при нагріванні (A_{C_1} , A_{C_3}) і при охолодженні (A_{r_3} , A_{r_1}).
3. На діаграмі $Fe - Fe_3C$ по установленому температурному інтервалі, у якому відбувалося фазове перетворення в досліджуваному зразку, визначити склад сталевого зразка.

Литература

1. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Методы анализа, лабораторные работы и задачи. М.: Металлургия, 1984.- 384 с.
2. Зиман З. З., Сіренко А. Ф. Основи фізичного матеріалознавства: Навчальний посібник. – Х.: ХНУ імені В. Н. Каразіна, 2005. – 288 с.
3. Уэндландт У. Термические методы анализа. (Пер. с англ. под ред. В. А. Степанова и В. А. Берштейна). – М.: Мир, 1978. – 526 с.
4. Лившиц Б. Г. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Машгиз, 1959. – 368 с.
5. Черепин В. Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении. – К.: Техніка, 1968. – 280 с.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 9
ВИВЧЕННЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У СТАЛЯХ
ЗА ДОПОМОГОЮ ДИЛАТОМЕТРИЧНОГО МЕТОДУ

Мета роботи: вивчити фазові перетворення в доевтектоїдній сталі за допомогою дилатометричного методу й за результатами дослідження установити температурний інтервал фазового перетворення в досліджуваному зразку, установити склад досліджуваного зразка; визначити термічні коефіцієнти лінійного розширення в різному фазовому стані сталевого зразка.

ТЕПЛОВЕ РОЗШИРЕННЯ ТВЕРДИХ ТІЛ

Усі метали та сплави при нагріванні розширюються. Для більшості твердих тіл відносне розширення при нагріванні на $1K$ становить приблизно 10^{-5} . Зміна рівноважного об'єму при зміні температури добре описується лінійною залежністю:

$$V_{T_1} = V_0 [1 + \beta (T_1 - T_0)], \quad (9)$$

де V_0 і V_{T_1} – об'єми при початковій і кінцевій температурі T_0 і T_1 відповідно, β – коефіцієнт об'ємного розширення.

Розрізняють середній коефіцієнт теплового розширення, що належить до деякого інтервалу температур,

$$\beta_{T_1 T_2} = \frac{V_{T_2} - V_{T_1}}{V_0} \cdot \frac{1}{T_2 - T_1}, \quad (10)$$

і істинний коефіцієнт теплового розширення, що відповідає певній температурі,

$$\beta_T = \frac{1}{V_T} \frac{dV}{dT} \approx \frac{1}{V_0} \frac{dV}{dT}. \quad (11)$$

Лінійний коефіцієнт теплового розширення (коефіцієнт лінійного розширення) в інтервалі температур $\alpha_{T_2 T_1}$ і істинний коефіцієнт лінійного розширення при температурі α_T визначають відповідно:

$$\alpha_{T_2 T_1} = \frac{l_{T_2} - l_{T_1}}{l_0} \cdot \frac{1}{T_2 - T_1}; \quad \alpha_T = \frac{1}{l_0} \frac{dl}{dT} \quad \text{---(12)}$$

Легко показати, що $\beta \approx 3 \alpha$.

Для прикладу нижче наведені табличні значення середніх коефіцієнтів лінійного розширення для деяких металів у температурному інтервалі від 0 до

100°С: для Al він дорівнює $23,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, для α -Fe – $11,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, для Cu – $17,0 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Термічний коефіцієнт лінійного розширення для того ж самого матеріалу неоднаковий при різних температурах. У таблиці 1 наведені значення термічного коефіцієнта лінійного розширення для сталі з різним вмістом вуглецю залежно від температури.

Таблиця 1

Істинний коефіцієнт лінійного розширення сталі $\alpha \cdot 10^6, \text{ K}^{-1}$

Вміст вуглецю, %	Температура, °С							
	0	100	200	300	400	500	600	700
0,05	10,8	12,8	14,4	14,8	14,1	15,0	14,7	14,7
0,5	11,7	12,4	13,2	14,1	15,0	15,7	16,0	15,0

Для знаходження істинного коефіцієнта лінійного розширення будують графік зміни довжини зразка залежно від температури (рис. 7). Для визначення $\alpha_{\text{іст.}}$, наприклад, при T_1 , необхідно провести дотичну в точці 1 і визначити $\text{tg } \varphi = \frac{dl}{dT}$, розділивши цю величину на l_1 , одержуємо $\alpha_{\text{іст.}}$.

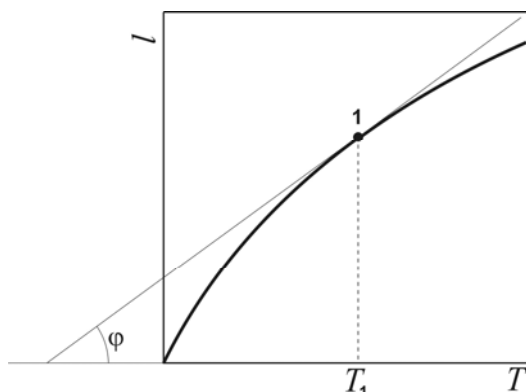


Рис.7. Визначення істинного коефіцієнта лінійного розширення

Якщо в металах або сплавах при зміні температури не відбувається фазових перетворень, то їх об'єм (довжина) змінюється плавно. *Якщо ж у процесі нагрівання (охолодження) у зразку відбувається фазове перетворення, що супроводжується зміною об'єму (довжини) (наприклад, фазове перетворення I роду), то довжина (об'єм) змінюється стрибкоподібно.* Так, переходи α - Fe в γ - Fe або перліту в аустеніт супроводжуються помітним скороченням об'єму (довжини), оскільки γ - Fe і аустеніт мають менший питомий об'єм. При охолодженні відбувається зворотний хід цих перетворень зі збільшенням об'єму (довжини) зразка.

ДИЛАТОМЕТРИЧНИЙ МЕТОД

Реєструючи яку-небудь характеристику досліджуваного зразка (наприклад, довжину) при нагріванні або охолодженні, можна визначити критичні точки й температурний інтервал фазового перетворення в зразку по відхиленню цієї характеристики від плавної зміни.

Для виміру зміни довжини або об'єму зразка при нагріванні або охолодженні використовують **дилатометричний метод**. Цей метод добре застосовувати для дослідження фазових перетворень у твердому стані, які мають *невеликий тепловий ефект* або протікають занадто повільно, щоб їх можна було виявити методом термічного аналізу. При використанні як об'єкт дослідження полікристалічного зразка (виключається сильно виражена анізотропія термічного коефіцієнта лінійного розширення), у якого лінійний розмір є значно більшим ніж ширина й товщина, зміна довжини зразка характеризує об'ємні зміни при фазовому перетворенні.

Основна перевага цього методу полягає в тім, що швидкість нагрівання або охолодження може бути досить мала для забезпечення рівноваги в будь-який момент часу.

Для реєстрації зміни довжини зразка застосовують *дилатометри різної конструкції*. Залежно від способу реєстрації малих змін довжини зразка роз-

різняють *дилатометри механічні, оптичні й електричні*. Будь-який дилатометр складається з двох основних частин: вимірювального пристрою для визначення змін довжини зразка й пристрою для спостереження або запису показань.

У даній лабораторній роботі застосований найпростіший прилад – *індикаторний дилатометр*. У процесі нагрівання або охолодження поступальний рух, обумовлений розширенням (або стиском) зразка, передається на індикатор, що реєструє переміщення з високою точністю, через кварцовий шток, у якого коефіцієнт термічного розширення є на порядок нижчим, ніж у зразка.

На рис. 8 наведені типові криві в координатах «подовження – температура» для зразка доєвтектоїдної сталі при нагріванні (*a*) й охолодженні (*б*). Перегини на кривих свідчать про внутрішні зміни, що відбуваються в зразку: перша точка перегину на кривій відповідає початку фазового перетворення, друга – кінцю. У точці A_{C_1} починається фазове перетворення: в інтервалі температур ($T_1 - T_2$) перліт і ферит перетворюються в аустеніт, який має менший питомий об'єм. Після завершення фазового перетворення (точка A_{C_3}) при подальшому нагріванні ($T > T_2$) зразок подовжується з іншим (більшим) коефіцієнтом розширення, що відповідає коефіцієнту лінійного розширення

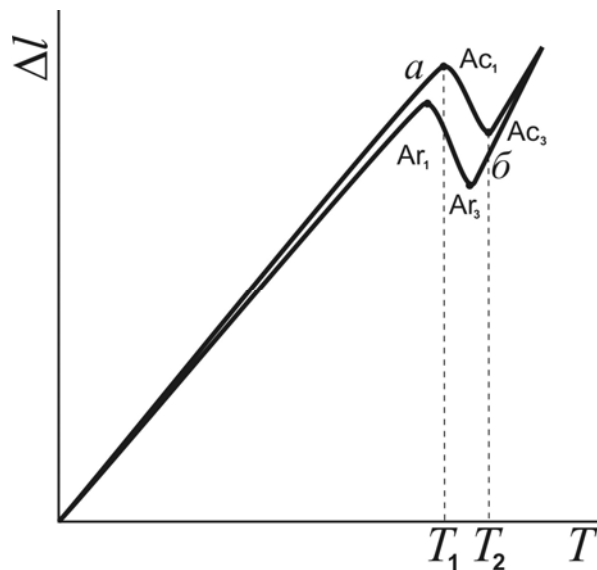


Рис. 8. Дилатометричні криві для зразка доєвтектоїдної сталі, отримані при нагріванні (*a*) і охолодженні (*б*)

аустеніту. Розходження критичних точок на дилатометричних кривих, отриманих при нагріванні й охолодженні, свідчать про температурний гістерезис.

ОПИС ДИЛАТОМЕТРА

У даній лабораторній роботі дилатометричні вимірювання проводяться на установці, схему якої представлено на рис. 9.

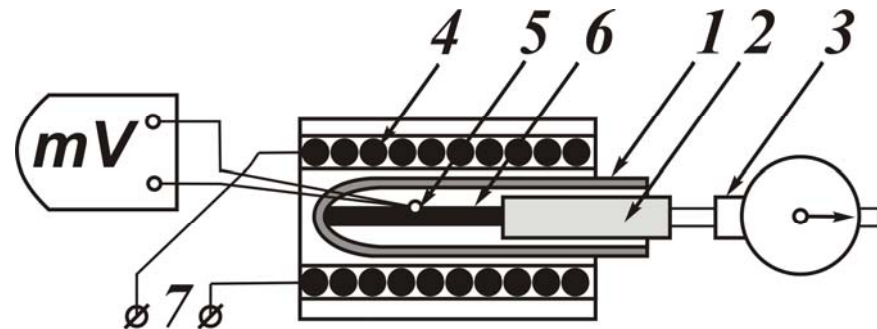


Рис. 9. Схема установки для дилатометричних вимірювань

Установка складається з кварцової труби (1), завареної з одного кінця; рухомого кварцового штока (2); індикаторного мікрометра з ціною поділки 0,01 мм; горизонтальної печі (4). Досліджуваним зразком (6) є циліндр із доєвтектної сталі довжиною 100 мм і діаметром 6 мм. У печі зразок одним кінцем упирається в запаяну кварцову трубу, а іншим - у кварцовий шток, що виходить із відкритого кінця труби й пов'язаний з індикатором, закріпленим на обертовому барабані, що має шкалу з ціною поділки 0,01 мм. Таким чином, будь-яка зміна довжини зразка передається індикатору. Температура на зразку вимірюється термопарою «хромель - алюмель» (5), яка знаходиться в безпосередній близькості до зразка (градуювання термопари «хромель - алюмель» наведена в додатку).

Завдання:

- ознайомитися з установкою й методикою проведення дилатометричних вимірювань;
- одержати залежність подовження сталевого зразка від температури при його нагріванні й охолодженні ($\Delta l = f(T)$);
- установити за кривими $\Delta l = f(T)$, що отримані при нагріванні й охолодженні, температурний інтервал фазового перетворення в сталі;
- визначивши температурний інтервал, у якому відбувається фазове перетворення в досліджуваному зразку, за діаграмою рівноваги $Fe - Fe_3C$ установити склад досліджуваного сталевого зразка;
- визначити термічні коефіцієнти лінійного розширення сталевого зразка в різних фазових станах.

ПОРЯДОК ВИКОНАННЯ РОБОТИ

1. Оволодіти методикою дилатометричного методу досліджень.
2. Установити стрілку індикатора в нульове положення.
3. Включити ЛАТР у мережу ($\sim 220\text{ В}$) і установити необхідну величину струму на спіралі печі ($4,8\text{ А}$).
4. Зареєструвати показання вольтметра від початку вимірювання до значення, рівного $\sim 24\text{ мВ}$, через 3 поділки індикаторного мікрометра; продовжити реєстрацію показань вольтметра через одну поділку індикатора. Вимірювання проводити до $T \approx 1000^\circ\text{ С}$, що відповідає значенню на вольтметрі 40 мВ (не більше!).
5. Зменшити струм у печі до $2,8\text{ А}$; через 10 хвилин зменшити струм до 0 А і виключити ЛАТР із мережі.
6. Продовжити реєстрацію показань вольтметра при охолодженні, дотримуючись рекомендацій, зазначених у п. 4, в протилежному порядку до кімнатної температури.

ОБРОБКА РЕЗУЛЬТАТІВ

1. За даними вимірювань побудувати залежність показань індикаторного мікрометра від температури при нагріванні й при охолодженні. (користуючись градуванням термопари « хромель-алюмель», наведеним в додатку, перевести mV у градуси).
2. За перегонами на отриманій експериментальній залежності при нагріванні визначити температуру початку й кінця фазового перетворення в досліджуваному зразку.
3. Знаючи величину температурного інтервалу фазового перетворення при нагріванні (або охолодженні) та користуючись діаграмою стану для системи $Fe - Fe_3C$, установити склад досліджуваного сталевго зразка.
4. Визначити середні коефіцієнти теплового розширення для α - і γ - фаз.

Оскільки в процесі нагрівання розширюється не тільки зразок, а й кварцові трубки, то на індикаторі реєструється сума цих розширень. Середній коефіцієнт лінійного розширення в області α - або γ - фази визначають за формулою:

$$\alpha_{T_2 T_1} = \alpha_{\kappa T_2 T_1} + \frac{n_2 - n_1}{m l_0} \cdot \frac{1}{T_2 - T_1}, \quad (13)$$

де $\alpha_{\kappa T_2 T_1}$ – середній коефіцієнт лінійного розширення кварцу в області температур від T_1 до T_2 ; n_1 і n_2 - показники індикатора дилатометра при температурах T_1 і T_2 відповідно; m – збільшення дилатометра; l_0 - початкова довжина зразка. Істинний коефіцієнт лінійного розширення може бути отриманий із співвідношення (13) при заміні $\frac{n_2 - n_1}{T_2 - T_1}$ на $\frac{dn}{dT}$. Остання величина визначається графічно або чисельним диференціюванням дилатометричної кривої.

Для обчислення лінійного ефекту фазового перетворення Δl_n необхідно продовжити лінії розширення до і після перетворення й потім виміряти від-

стань між цими лініями по вертикалі уздовж лінії, проведеної в середині температурного інтервалу перетворення (t_c) (рис. 10).

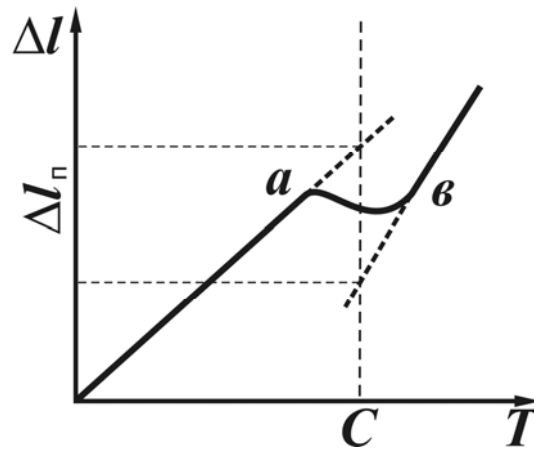


Рис. 10.

Відносний об'ємний ефект перетворення знаходять за формулою:

$$\frac{\Delta V}{V_0} \approx \frac{3\Delta l_n}{l_0}.$$

ЗВІТ

1. Представити графік залежності в координатах «подовження – температура» для досліджуваного зразка при нагріванні та охолодженні.
2. Установити температурний інтервал фазового перетворення у досліджуваному зразку.
3. Знаючи величину температурного інтервалу фазового перетворення, за діаграмою стану $Fe - Fe_3C$ установити склад досліджуваної доєвтектоїдної сталі.
4. Порівняти одержані в роботі величини середніх коефіцієнтів лінійного розширення для α - та γ - фаз з табличними значеннями.
5. Привести величину об'ємного ефекту фазового перетворення в сталевому зразку.

Градування термопар «хром ель - алюмель»

T, °C	0	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100
0	–	–	0	0,40	0,80	1,20	1,61	2,02	2,43	2,85	3,26
100	3,26	3,68	4,10	4,51	4,92	5,38	5,73	6,13	6,53	6,93	7,33
200	7,33	7,73	8,13	8,54	8,94	9,34	9,75	10,16	10,57	10,98	11,39
300	11,39	11,80	12,21	12,63	13,04	13,46	13,88	14,29	14,71	15,13	15,55
400	15,55	15,98	16,40	16,82	17,24	17,67	18,09	18,51	18,94	19,36	19,79
500	19,79	20,22	20,65	21,07	21,50	21,92	22,35	22,78	23,20	23,63	24,06
600	24,06	24,49	24,91	25,33	25,76	26,19	26,61	27,03	27,45	27,87	28,29
700	28,29	28,72	29,14	29,56	29,97	30,39	30,81	31,23	31,65	32,08	32,48
800	32,48	32,89	33,30	33,71	34,12	34,54	34,93	35,34	35,75	36,15	36,55
900	36,55	36,96	37,76	38,16	38,36	38,56	38,95	39,35	39,75	40,14	40,53

Литература

1. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Методы анализа, лабораторные работы и задачи. М.: Металлургия, 1984.- 384 с.
2. Лившиц Б. Г. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Машгиз, 1959. –368 с.
3. Штейнберг С. С. – Металловедение. Свердловск: Метгизд., 1961. – 598 с.
4. Черепин В. Т. Экспериментальная техника в физическом металлостроении. – К.: Техніка, 1968. – 280 с.