

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
чорних та кольорових металів і сплавів»
усіх форм навчання
II 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 (II частина) /Укл: Ю.І. Кононенко, О.В. Лисиця. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2025. – 64 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.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 6

Вивчення особливостей гартування та відпускання вуглецевих і легованих сталей

Мета роботи – вивчити особливості основного виду зміцнювальної термічної обробки сталей – гартування із подальшим відпусканням.

Загальні відомості

Термічною обробкою називають технологічні процеси, що складаються з нагрівання, витримки при певній температурі та подальшого охолодження металевих виробів і напівфабрикатів з метою зміни їх структури та властивостей.

Гартування – вид термічної обробки, після якої в сталях одержують нерівноважну структуру. Гартування полягає в нагріванні сталі до температур вище критичних (A_{c1} або A_{c3}) або температури розчинення надлишкових фаз, витримці та подальшому охолодженні зі швидкістю вищою за критичну ($V_{ox} > V_{кр}$).

Технологічні особливості гартування сталі. Температура нагрівання. Вибір оптимальних температур нагрівання при гартуванні вуглецевих і низьколегованих сталей ґрунтується відповідно до діаграми $Fe-Fe_3C$ (рис. 6.1).

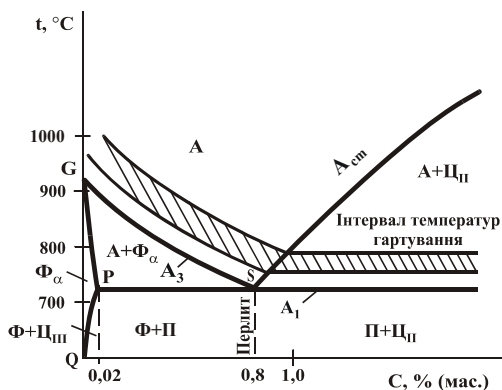


Рисунок 6.1 – Оптимальні температури нагрівання вуглецевих сталей при гартуванні

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

Розрізняють повне та неповне гартування. *Повне* гартування сталі здійснюють охолодженням з однофазної області (після нагрівання вище температур A_{c3} та A_{cm}); *неповне* – із області міжкритичних температур ($A_{c1}-A_{c3}$, $A_{c1}-A_{cm}$).

Оптимальна температура нагрівання для повного гартування доевтектоїдних сталей складає: $t_{нагр} = A_{c3} + (30...50)^\circ C$.

Така температура забезпечує утворення дрібнозернистого аустеніту при нагріванні, що в свою чергу, сприяє утворенню при охолодженні зі швидкістю $V > V_{кр}$ дрібнокристалічного мартенситу. При неповному гартуванні доевтектоїдних сталей ($A_{c1} < t_{нагр} < A_{c3}$) у структурі зберігається ферит, що зменшує їх твердість та робить її неоднорідною за перерізом виробу.

Евтектоїдну та заевтектоїдні сталі піддають неповному гартуванню, оптимальна температура нагрівання складає: $t_{нагр} = A_{c1} + (30...50)^\circ C$ але $< A_{cm}$, після чого їх структура складається з мартенситу, цементиту та залишкового аустеніту. Кристали вторинного цементиту (C_{II}) підвищують зносостійкість інструментальних сталей тому, що мають більшу твердість, ніж мартенсит.

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

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

Для багатьох легованих сталей температура нагрівання під гартування значно перевищує критичні точки A_{c1} та A_{c3} (на $150...250^{\circ}\text{C}$), що необхідно для переведення в твердий розчин спеціальних карбідів та отримання необхідної легованості аустеніту.

Тривалість нагрівання та витримки визначається необхідністю забезпечення наскрізного нагрівання деталі та завершення фазових перетворень, але вона не повинна призвести до росту зерна аустеніту та знеуглецювання поверхневого шару.

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

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

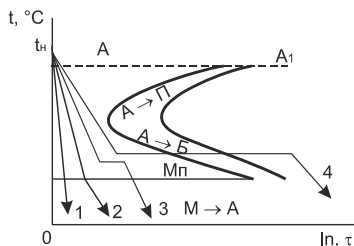
Вибір середовища для охолодження зумовлений необхідністю одержати структуру мартенситу в заданому перерізі деталі, не викликаючи при цьому виникнення дефектів (тріщин, короблення, деформації, високих залишкових напружень в поверхневих шарах). При гартуванні вуглецевих сталей найчастіше застосовують воду або водні розчини солей, кислот і лугів.

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

Способи гартування. Розрізняють такі основні види гартування: в одному охолоджувачі, в двох охолоджувачах (або переривчасте), сходинкове, ізотермічне (рис.6.2).

Гартування в одному охолоджувачі (крива 1, рис.6.2). Найбільш простий спосіб; головний недолік – значні макроскопічні напруження через збільшення об’єму при $A \rightarrow M$ перетворенні.

Гартування в двох охолоджувачах або переривчасте гартування (крива 2, рис.6.2). Нагрітий виріб спочатку швидко охолоджують у воді до температури вище точки Mn , а потім швидко переносять в менш інтенсивний охолоджувач (наприклад, масло або повітря), в якому він охолоджується до $20^\circ C$. Таким чином можна зменшити внутрішні гартівні напруження, які виникли б при охолодженні в одному середовищі (воді). Недоліком цього способу є необхідність точного розрахунку часу перебування виробу у воді.



1 – в одному охолоджувачі;

2 – в двох охолоджувачах; 3 – сходиткове; 4 – ізотермічне

Рисунок 6.2 – Способи гартування сталей

Сходиткове гартування (крива 3, рис.6.2). Виріб, нагрітий під гартування, переміщують в середовище, що має температуру дещо вище точки Mn (розплавлені солі або луги) і витримують деякий час з метою вирівнювання температури за перерізом, а потім охолоджують на повітрі. Час витримки в соляній ванні не повинен призвести до перетворення переохолодженого аустеніту на бейніт. В результаті такого гартування зменшуються внутрішні напруження, можливість виникнення короблення та виникнення тріщин. Використовують для виробів не більше 8...10 мм.

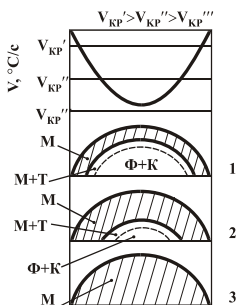
Ізотермічне гартування (крива 4, рис.6.2) – це гартування на нижній бейніт. Виконують аналогічно сходитковому гартуванню, але час витримки вище точки Mn повинен привести до розпаду переохолодженого аустеніту на структуру нижнього бейніту. Така структура має високу міцність при достатній в’язкості; при цьому зменшуються внутрішні напруження, імовірність короблення та утворення тріщин.

Загартовуваність і прогартовуваність сталей.

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

Прогартовуваність – здатність сталі гартуватися, тобто отримувати структуру мартенситу, на певну глибину. Прогартовуваність вимірюється відстанню (мм) від поверхні до напівмартенситної (50 % мартенситу і 50% трооститу) або мартенситної зони, розташування якої визначають послідовним вимірюванням твердості. Усі фактори, що збільшують стійкість переохолодженого аустеніту та зменшують $V_{кр}$, покращують прогартовуваність (рис.6.3).

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



1 - для вуглецевої сталі; 2,3 - для легованих сталей

Рисунок 6.3 – Залежність прогартуваності від критичної швидкості охолодження

Гартування не є завершальною операцією термічної обробки. Для зменшення крихкості та напружень, що виникають при гартуванні, та отримання необхідних механічних властивостей, сталь після гартування обов'язково піддають відпусканню.

Відпускання – вид термічної обробки, в результаті якої при нагріванні нижче температури A_1 в попередньо загартованих сталях відбуваються фазові перетворення, що наближають їх структуру до рівноважної. Мета гартування з відпусканням – одержати більш високий рівень механічних властивостей порівняно із відпаленим або нормалізованим станом.

Внаслідок гартування одержують структуру мартенситу та залишкового аустеніту (його кількість залежить від вмісту вуглецю та легувальних елементів у сталі, температури гартування). При відпусканні відбувається розпад мартенситу з виділенням вуглецю і утворенням карбідів, а також перетворення залишкового аустеніту; зменшуються залишкові напруження та дефектність кристалічної ґратки твердого розчину. З підвищенням температури відпускання структура сталі наближається до рівноважного стану.

Перетворення при відпусканні. *Перше перетворення* у вуглецевих сталях відбувається в інтервалі температур 80...200°C. Воно полягає у виділенні з мартенситу частини вуглецю з утворенням метастабільних карбідів Fe_xC (ϵ -карбід) з гексагональною ґраткою, що когерентно пов'язана з ґраткою мартенситу. Збіднення вуглецем твердого розчину йде нерівномірно – зберігаються мікроділянки з його вихідним вмістом. Зменшення кількості розчиненого вуглецю знижує тетрагональність мартенситу – довжина зразка при цьому зменшується, релаксують залишкові напруження, знижується крихкість.

Друге перетворення характерне одночасним перебігом кількох процесів: продовжується розпад мартенситу, перетворюється залишковий аустеніт, починається карбідне перетворення. Розпад мартенситу розповсюджується на весь об'єм, зникає неоднорідність твердого розчину, в мартенситі після відпускання при 300°C залишається приблизно 0,2 % вуглецю.

Перетворення залишкового аустеніту відбувається за бейнітним механізмом: утворюється суміш маловуглецевого мартенситу та дисперсних карбідів. Якщо в загартованій сталі багато залишкового аустеніту, то перетворення останнього супроводжується збільшенням об'єму (довжини) зразка. Друге перетворення проходить при температурах 200...300°C.

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

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

Третє перетворення в вуглецевих сталях спостерігається при 300...400°C. Завершується розпадання мартенситу і карбідне перетворення. Із мартенситу виділяється весь надлишковий вуглець у вигляді карбїдів, у зв'язку з цим тетрагональна ґратка стає ОЦК, тобто

мартенсит перетворюється у ферит. Порушується когерентність між фазами і відокремлюються ґратки фериту та ϵ -карбіду. Одночасно ϵ -карбід перетворюється у цементит Fe_3C . Довжина зразка зменшується. Ферито-карбідна суміш, що утворюється до кінця третього перетворення, називається трооститом відпускання.

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

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

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

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

Більшість легувальних елементів підвищують температуру перетворення залишкового аустеніту до 400...600°C, а, наприклад, у складнолегованих швидкорізальних сталях його перетворення в мартенсит спостерігається лише після відпускання при 550...600°C і наступного охолодження до 20°C.

Всі елементи карбідоутворювачі гальмують процес коагуляції карбідів. Найповільніше коагулюють карбіди MC та M_6C і саме тому

сталі, що леговані V , W , Mo , зберігають високу дисперсність карбідних частинок і завдяки цьому мають підвищену твердість після відпускання при 550...600°C.

У сталях з великим вмістом карбідоутворювачів тип карбіду залежить від температури відпускання. Приблизно до 400°C через низьку рухомість атомів легувальних елементів із мартенситу виділяється карбід заліза (як у вуглецевих сталях). І лише при більш високих температурах утворюються спеціальні карбіди легувальних елементів, більш дисперсні, ніж цементит при цих температурах.

Вплив температури відпускання на властивості сталі.

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

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

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

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

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

сталях, незалежно від легування, а при 500...600°C – лише в легованих сталях (відпускна крихкість II роду).

Види відпускання. Інструментальні сталі піддають гартуванню та відпусканню в основному для підвищення твердості, зносостійкості та міцності, а конструкційні – для підвищення міцності, твердості, отримання достатньо високих пластичності та в'язкості, а для низки деталей також і високої зносостійкості.

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

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

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

Середньотемпературним (середнім) відпусканням називають нагрівання загартованих сталей до 350...500°C. Структура після відпускання – троостит відпускання ($T_{від}$) з HRC 40...50. Така структура забезпечує високі границі пружності, витривалості та релаксаційну стійкість. Середньотемпературне відпускання рекомендується при термічній обробці ресор і пружин. У деяких випадках для підвищення границі витривалості виробів після відпускання при 400...500°C охолодження проводять у воді, що приводить до утворення на поверхні залишкових напружень стиснення. Аналогічного ефекту досягають наклепом поверхні деталі дробом або іншою поверхневою пластичною деформацією.

Високотемпературне (високе) відпускання передбачає нагрівання загартованих сталей до 550...650°C. Структура після нього – сорбіт відпускання ($S_{від}$) з HRC 25...35. Високотемпературне

відпускання забезпечує найкраще співвідношення міцності і в'язкості, що пояснюється сферичною формою частинок цементиту. Термічну обробку, що складається із гартування та високотемпературного відпускання, *називають термічним поліпшенням* та рекомендують для середньовуглецевих конструкційних сталей (деталі машин, що працюють при знакозмінних навантаженнях – вали, осі, шатуни, зубчасті колеса тощо). Вміст вуглецю в цих сталях складає 0,3...0,5 %.

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Зарисувати сталеву частину діаграми $Fe-Fe_3C$ та вказати на ній інтервал оптимальних температур гартування сталей. Стисло охарактеризувати повне та неповне гартування; способи гартування. Загартуваність та прогартуваність.

Коротко описати перетворення при відпусканні; призначення низько-, середньо- та високотемпературного відпускання, структури та властивості сталей після відпускання; вплив легувальних елементів на перетворення при відпусканні. Навести табл. 6.1, 6.2.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Гартування. Повне та неповне гартування, їх застосування для різних сталей.
2. Як обрати оптимальну температуру гартування, тривалість нагрівання та витримки, гартівне середовище?
3. Які Ви знаєте способи гартування? Їх переваги та недоліки.
4. Що таке загартуваність і прогартуваність; фактори, від яких вони залежать?
5. Відпускання, мета його проведення. Чому після гартування сталі обов'язково необхідне відпускання ?
6. Перетворення при відпусканні.
7. Вплив легувальних елементів на процеси при відпусканні.
8. Низько-, середньо- та високотемпературне відпускання.
9. Як змінюються властивості загартованої сталі з підвищенням температури відпускання?

Матеріали та прилади

Нагрівальні печі, твердомір типу ТК-2; гартувальні баки з водою та мінеральною олією, наждачний верстат для зачищення зразків,

зразки досліджуваних сталей.

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

1. Провести термічну обробку зразків відповідно до режимів, наведених у таблиці 6.1.

2. Заміряти твердість зразків досліджуваних сталей (45, У8, ШХ15, Х12М) і дані занести в таблицю 6.1.

3. За експериментальними даними (табл. 6.1) побудувати графіки залежностей «твердість–температура нагрівання» для сталі У8; «твердість–швидкість охолодження» для сталі У8; «твердість після гартування з оптимальної температури – вміст вуглецю» для сталей 45, У8.

4. Пояснити (письмово) одержані залежності, визначити оптимальну температуру гартування та швидкість охолодження для утворення мартенситу в сталі У8. Пояснити причини більшої загартованості сталі У8 порівняно зі сталлю 45.

Таблиця 6.1 – Твердість і структура сталей після різних режимів термічної обробки (ТО)

Марка сталі	Час нагрівання	$t_{нагр}$ °С	Охолоджу-вальне середовище	$V_{охол}$ °С/с	Твердість HRC (HRB)		Структура після ТО
					до ТО	після ТО	
У8	1хв/1мм	690	вода	200			
У8	"_"_"_"	780	вода	200			
У8	"_"_"_"	780	олія	50...60			
У8	"_"_"_"	780	повітря	5			
У8	"_"_"_"	950	вода	200			
45	"_"_"_"	840	вода	200			
ШХ15	2хв/1мм	860	олія	50...60			
Х12М	"_"_"_"	1050	олія	50...60			

5. Занести дані щодо твердості загартованих зразків сталей У8, ШХ15 та Х12М в табл. 6.2.

6. Провести відпускання загартованих зразків зі сталей У8, ШХ15, Х12М при 150, 350, 550°С.

7. Заміряти твердість зразків після відпускання та занести дані в табл. 6.2.

8. За даними табл. 6.2 побудувати графік залежності «твердість - температура відпускання».

9. Обґрунтувати причини більш високої твердості легованих сталей порівняно з вуглецевими після відпускання при однакових температурах.

Таблиця 6.2 – Твердість і структура сталей після різних режимів відпускання

Марка сталі	Режим відпускання	Твердість після гартування, HRC	Твердість HRC (чисельник) та структура сталі (знаменник) після відпускання при		
			150 °С	350 °С	550 °С
У8	Витримка 60 хв,				
ШХ15	охладження на				
Х12М	повітрі				

Зміст звіту

Сутність повного та неповного гартування. Способи гартування. Загартовуваність та прогартуваність. Рисунки 6.1, 6.2.

Перетворення при відпусканні та вплив температури на структуру і властивості сталей, види відпускання та їх використання. Вплив легувальних елементів на перетворення при відпусканні.

Заповнені табл.6.1, 6.2. Графіки залежностей згідно п.п. 3, 8 порядку виконання роботи. Висновки по роботі.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 7

Хіміко-термічна обробка (ХТО) та поверхнєве гартування

Мета роботи – вивчити вплив хіміко-термічної обробки та поверхневого гартування на структуру і властивості поверхневого шару виробів із сталі; ознайомитися з технологіями ХТО (цементациєю, азотуванням) та поверхневого гартування.

Загальні відомості

Багато виробів повинні мати високу поверхневу твердість, міцний поверхневий шар і в'язку серцевину. Таке сполучення властивостей досягається поверхневим зміцненням виробів, котрі виготовлені із сталей з доброю пластичністю і задовільною міцністю. До методів поверхневого зміцнення відносять ХТО, поверхнєве гартування та поверхневу пластичну деформацію.

Хіміко-термічна обробка – це процеси дифузійного насичення поверхневого шару виробів із зовнішнього середовища різними елементами водночас із тепловим впливом.

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

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

Основні кількісні характеристики дифузійного шару – його глибина, концентрація елемента, твердість поверхні. При ХТО глибина шару залежить від багатьох факторів: природи елемента, що насичує; його активності в робочому середовищі; тривалості та температури насичення; хімічного складу сталі. Наприклад, при

насиченні елементами, котрі утворюють тверді розчини втілення, швидкість формування шару в багато разів вища, ніж при утворенні твердих розчинів заміщення, оскільки дифузійна рухомість атомів втілення на декілька порядків вища рухомості атомів заміщення. Підвищення температури насичення при однаковій тривалості приводить до збільшення глибини дифузійного шару за експонентою і на практиці використовується як один із методів інтенсифікації процесів ХТО.

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

Окрім того, всі різновиди ХТО поділяють на дві групи.

а) дифузійне насичення неметалами: цементация (насичення вуглецем), ціанування (вуглецем і азотом), азотування (азотом);

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

Цементация – процес дифузійного насичення вуглецем поверхневих шарів сталевих виробів. Цементовані вироби повинні мати поверхневу твердість ≥ 58 HRC, підвищену зносостійкість поверхні та в'язку серцевину. Тому для їх виготовлення використовують маловуглецеві (0,1...0,25 % C) сталі: 10, 15, 20, 15X, 18XГТ, 12ХНЗА, 18Х2Н4А та інші.

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

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

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

Твердий карбюризатор складається із суміші деревного вугілля та вуглекислих солей. Деталі складають в спеціальні сталеві ящики, пересипають карбюризатором, герметизують, щоб зменшити доступ повітря, і завантажують у нагріту піч. При нагріванні внаслідок взаємодії деревного вугілля і залишку кисню утворюється оксид вуглецю CO , який на поверхні металевих виробів дисоціює за реакцією $2CO \rightarrow C + CO_2$ з утворенням атомарного вуглецю, який «поглинається» металом, а CO_2 після взаємодії з деревним вугіллям відновлюється до CO .

При *газовій цементації* використовують як карбюризатор спеціально приготувану суміш газів (ендогаз); природний газ; рідкі вуглеводні – гас, синтин, піробензол. Деталі у спеціальних пристроях завантажуються в цементаційні печі, в котрих природний газ і органічні рідини дисоціюють з утворенням атомарного вуглецю, наприклад, $CH_4 \rightarrow C + 2H_2$. Газова цементація має низку переваг порівняно з цементацією у твердому карбюризаторі: можливі механізація і регулювання насичення; менша тривалість процесу. У зв'язку з цим газова цементація використовується в масовому та серійному виробництві.

Після цементації максимальний вміст вуглецю на поверхні виробів плавно зменшується за перерізом деталі від поверхні до початкового вмісту в серцевині. Тому структура деталей, повільно охолоджених після цементації, наближена до рівноважної і залежить від вмісту вуглецю: в заевтектоїдній частині шару – перліт із сіткою вторинних карбідів, в евтектоїдній – перліт, в доевтектоїдній – перліто-феритна із зростанням частки фериту в напрямку до серцевини. Такі структури мають низький рівень твердості, тому для досягнення значної поверхневої твердості та високих експлуатаційних властивостей проводять завершальну термічну обробку – гартування та відпускання. У залежності від марки цементовної сталі, температури цементації, призначення деталей і т. ін., можливі такі основні технологічні схеми:

– цементация, повільне охолодження, гартування від температури $A_{c_1}+(30...50)^\circ\text{C}$, відпускання низькотемпературне (ХТО для маловідповідальних деталей);

– цементация, повільне охолодження, подвійне гартування, відпускання низькотемпературне (для важконавантажених деталей відповідального призначення), перше гартування (температура вище A_{c_3}) використовують для перекристалізації та подрібнення зерен в серцевині, що виростили при високих температурі і тривалості цементации, а також розчинення цементитної сітки в заевтектоїдній зоні шару. Друге гартування (температура $A_{c_1}+(30...50)^\circ\text{C}$) забезпечує дрібнозернисту структуру шару та збереження дрібних глобулярних карбідів в заевтектоїдній частині шару;

– цементация, охолодження в печі до температури гартування сталі ($A_{c_1}+(30...50)^\circ\text{C}$), гартування (так зване гартування з цементациейного нагрівання), відпускання низькотемпературне. Така схема для спадково-дрібнозернистих сталей, що зберігають після тривалої цементации зерно в серцевині і в шарі не більше 7 балу. Ця технологія використовується після газової цементации; її головні переваги – виключення повторного нагрівання, зменшення деформації деталей, збереження енергоносіїв.

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

Методи поверхневого зміцнення, зокрема цементация, підвищують міцність, границю витривалості, опір руйнуванню виробів, зумовленого втомою металу, що виникає під дією контактних напружень. Тріщина втоми зароджується і розвивається під дією напружень розтягу. У зміцненому поверхневому шарі, що має більший питомий об'єм порівняно із серцевиною, виникають напруження стиснення (рис. 7.1, в). Внаслідок взаємодії напружень від

використовують леговані алюмінієм, молібденом, ванадієм та хромом сталі. В них, окрім нітридів AlN , VN , Cr_2N , Mo_2N , для яких характерна висока твердість, є зони з підвищеним вмістом азоту і легувальних елементів, що створюють пружні викривлення ґратки α -твердого розчину. Високодисперсні нітриди легувальних елементів та збагачені азотом, алюмінієм, ванадієм та хромом зони гальмують рух дислокацій і підвищують твердість азотованого шару легованих сталей (HV 1000...1200).

Азотування конструкційних сталей проводиться при температурах нижче 591°C – температури евтектоїдного перетворення в системі $Fe-N$. Використовують середньовуглецеві (0,3...0,45 % C) леговані сталі 38Х2МЮА, 30Х2Н2МФА, 40ХНМ та ін. Перед азотуванням деталі проходять термічне поліпшення (гартування і високотемпературне відпускання), щоб забезпечити в'язку серцевину і підготувати структуру до азотування. Азотування при $520...560^\circ\text{C}$ дозволяє сформувати шар 0,3...0,6 мм за 30...60 годин, тобто швидкість азотування складає 0,01 мм/год. Атомарний азот для насичення утворюється при дисоціації аміаку $2NH_3 \rightarrow 2N + 3H_2$.

Після насичення деталі охолоджуються з піччю в атмосфері аміаку до $150...200^\circ\text{C}$, а потім на повітрі. Висока твердість азотованого шару забезпечується утворенням твердого розчину втілення азоту в α - Fe і, головним чином, нітридами легувальних елементів. Тому після азотування термічна обробка не виконується.

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

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

Поверхнєве гартування. Поєднання високої поверхневої твердості, міцності та в'язкої серцевини, окрім ХТО, досягається поверхневим гартуванням після газополумєнового, електронно-променевого або плазмового нагрівання та нагрівання струмом високої частоти (СВЧ). При нагріванні СВЧ використовується явище нерівномірності розподілу змінного струму за перерізом виробу: при

високих частотах струм практично проходить тільки в поверхневому шарі деталі, розігріваючи його до температур гартування.

Деталь, що підлягає поверхневому гартуванню, розташовують в індукторі (один чи декілька витків водоохолоджуваної мідної трубки), який повторює форму деталі. Змінний струм, що проходить через індуктор, створює змінне магнітне поле, яке зумовлює виникнення в деталі змінного струму. З підвищенням частоти змінного струму зменшується глибина нагрітого (а потім і загартованого) шару. Наприклад, при частоті струму (0,5...1) кГц загартований шар становить (5...6) мм, при (60...250) кГц – менше 1 мм.

Завдяки великій швидкості нагрівання (100...1000 °C/c), нетривалій витримці при температурі гартування досягається дрібнозерниста структура, мікронеоднорідність аустеніту за вмістом вуглецю, що дозволяє підвищити на 1...3 HRC твердість загартованої сталі після нагрівання СВЧ порівняно із гартуванням після об'ємного нагрівання.

Для зміцнення використовують вуглецеві або низьколеговані (1...2% легувальних елементів) сталі з вмістом 0,3...0,5 % C: 35, 45, 50, 40X, 40XH та ін. При меншому вмісті вуглецю не забезпечуються вимоги щодо твердості поверхні (HRC \geq 55); при більшому – серцевина буде мати низьку в'язкість. Перед поверхневим гартуванням здійснюють нормалізацію чи поліпшення, які забезпечують необхідні властивості серцевини. Після нагрівання СВЧ деталі охолоджуються водою в гартівній ванні або за допомогою спеціального пристрою, потім проводиться відпускання при 160...200 °C, іноді – самовідпускання (відпускання виробу завдяки теплоті, яка залишилася після нагрівання під гартування). Після термічної обробки поверхневий шар має структуру відпущеного мартенситу (HRC 52...55), серцевина – ферито-перлітну або сорбітну (HRC 20...35) структуру.

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

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Вивчити сутність та призначення ХТО і поверхневого гартування; сталі, що використовуються для цементації, азотування та

поверхневого гартування; технологію попередньої та завершальної термічної обробки; переваги поверхневого зміцнення у порівнянні із об'ємною термічною обробкою.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Призначення ХТО та поверхневого гартування.
2. Переваги ХТО та поверхневого гартування у порівнянні із об'ємною термічною обробкою.
3. Процеси, які проходять при ХТО.
4. Сутність цементації. Речовини-постачальники вуглецю.
5. Сталі для цементації. Термічна обробка виробів після цементації; кінцеві структура і властивості шару та серцевини.
6. Сутність азотування. Сталі для азотування. Попередня термічна обробка виробів із азотованих сталей. Температура та тривалість процесу азотування.
7. Структура і властивості сталей після азотування. Переваги та недоліки азотування порівняно із цементацією.
8. Поверхневе гартування. Сталі для гартування після нагрівання СВЧ. Сутність гартування з нагріванням СВЧ, кінцева термічна обробка. Структура і властивості поверхневого шару та серцевини.

Матеріали та прилади

Твердомір ТК-2, мікроскоп МІМ-7; зразки сталей після цементації, азотування, поверхневого гартування після нагрівання СВЧ.

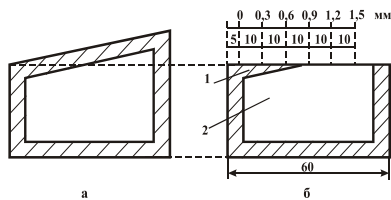
Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

1. Користуючись зразками та альбомами з фотографіями мікроструктур, вивчити структуру поверхневого шару і серцевини сталі 10 після цементації і повільного охолодження, після цементації і гартування; легованої сталі 38Х2МЮА після азотування; сталі 45 після гартування з нагріванням СВЧ.

2. На клиноподібному зразку зі сталі 10 (рис. 7.3), який пройшов цементацію, термічну обробку і шліфування, визначити твердість на різній відстані від поверхні. Кожним 10 мм відстані по горизонталі клиноподібного зразку відповідає відстань від поверхні 0,3 мм. Дані замірів занести в табл. 7.1.



а - цементация і термічної обробки;
б - наступне шліфування

Рисунок 7.3 – Ескіз клиноподібного зразка після обробки (1 – поверхневий шар; 2 – серцевина)

Таблиця 7.1 – Зміна твердості за глибиною цементованого шару сталі 10

Марка сталі	ХТО	Твердість (HRC) на відстані від поверхні, мм					
		0	0,3	0,6	0,9	1,2	1,5
10							

3. Схематично зарисувати структуру цементованого шару (після повільного охолодження і після гартування), азотованого шару і загартованого після нагрівання СВЧ шару. Позначити структурні складові.

4. Використовуючи дані про структуру, побудувати і пояснити графік «твердість – відстань від поверхні» зразка зі сталі 10 після цементації, гартування та низькотемпературного відпускання.

5. Заповнити табл. 7.2 і проаналізувати її дані: порівняти температури і тривалість процесів, глибину зміцненого шару, структуру і твердість поверхні та серцевини.

Таблиця 7.2 – Експериментальні дані

Марка сталі	Метод зміцнення	Попередня ТО	Режим ХТО, поверхневого гартування, глибина шару, мм	Завершальна ТО	Твердість, HRC(HV)		Мікроструктура	
					Шару	Серцевини	Шару	Серцевини
10								
38Х2МЮА								
45								

Зміст звіту

Описати основні теоретичні положення відповідно до завдання, таблиці 7.1 і 7.2, замалювати мікроструктури, навести графік «твердість - відстань від поверхні», висновки.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №8

Вивчення структури, властивостей та призначення легованих сталей

Мета роботи – вивчити вплив легувальних елементів (ЛЕ) на структуру та властивості сталей, маркування і основи вибору легованих сталей для деталей та інструментів.

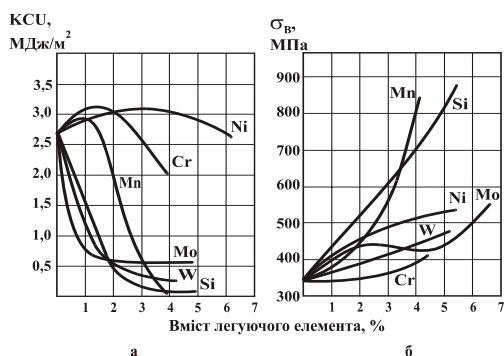
Загальні відомості

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

Вплив легувальних елементів на структуру та властивості сталей. Легувальні елементи, уведені в сталь, можуть бути присутні в таких основних фазах: 1) розчинятися в гратці α -Fe та γ -Fe і утворювати легований ферит чи аустеніт; 2) розчинятися в гратці цементиту, утворюючи легований цементит M_3C (наприклад, $(Fe, Mn)_3C$); елементи-карбідоутворювачі утворюють спеціальні карбіди типу MC , M_2C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C (TiC , Mo_2C , Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, Fe_3W_3C); 4) можуть утворювати сполуки металів з металами – інтерметаліди (Fe_3Ti , Fe_3CrMo , $FeCr$, Ni_3Ti , $Ni_3(Ti, Al)$).

Елементами, що утворюють карбіди, є *Fe, Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti, Zr*. Слід зауважити, що спроможність карбідоутворення зростає у приведеному ряді зліва направо. Не утворюють карбіди в сталі *Al, Ni, Cu, Co, Si*.

Легувальні елементи, за винятком *C, O, N, H* та частково *B*, утворюють тверді розчини заміщення. Значне спотворення ОЦК гратки $\alpha\text{-Fe}$, що супроводжує цей процес, приводить до підвищення міцності та твердості фериту та зменшення ударної в'язкості, особливо, якщо концентрація легувальних елементів перевищує 1,0...1,5 %, для Ni – 6 % (рис. 8.1).



а – ударна в'язкість; б – міцність

Рисунок 8.1 – Вплив легувальних елементів на властивості фериту

Хром, найбільш розповсюджений легувальний елемент, позитивно впливає на механічні властивості сталі: зміцнює ферит та підвищує ударну в'язкість при концентрації 1,5...2%. Найбільш цінним, але досить дефіцитним є нікель, який підвищує міцність та твердість фериту, у той же час не зменшує його в'язкість та знижує температуру порогу холодноламкості. Марганець та кремній, що мають відмінну від $\alpha\text{-Fe}$ кристалічну гратку, значно підвищують міцність фериту та зменшують його в'язкість. Висока конструкційна міцність забезпечується раціональним, оптимальним легуванням. Надмірне легування знижує запас в'язкості, що полегшує крихке руйнування сталевих виробів.

Важливим фактором, що сприяє покращенню конструкційної міцності виробів, є зниження, завдяки легуванню, $V_{кр}$ при гартуванні та, внаслідок цього, підвищення прогартовуваності, що в свою чергу

надає можливість отримати однорідні властивості в більших перерізах. Найефективніше сприяє підвищенню прогартуваності комплексне легування ($Cr + Ni$, $Cr + Ni + Mo$, тощо), що забезпечує отримання високого комплексу властивостей у перерізі до 300 мм. Саме тому для великих деталей складної форми використовують комплекснолеговані сталі. Менш різке охолодження при гартуванні в олії зменшує внутрішні напруження та можливість появи тріщин у деталях.

Більшість легувальних елементів зменшує розмір зерна аустеніту, що сприяє підвищенню роботи розвитку тріщин та зниженню порогу холодноламкості. Елементи, що утворюють карбіди, а також Co та Si , затримують процеси при відпусканні мартенситу, виділення та коагуляцію карбідів під час відпускання, зберігаючи тим самим міцність сталі при нагріванні.

Завдяки легуванню змінюється положення концентраційних точок S та E на діаграмі залізо-цементит (рис. 8.2). Максимальна кількість вуглецю, яка розчиняється в аустеніті (точка E) зменшується, що приводить до зсуву лінії SE ліворуч, тому ледебурит в структурі легуваних сталей утворюється при менших, ніж 2,14%, концентраціях вуглецю. Наприклад, в сталі з 4 % W ледебурит спостерігається при наявності приблизно 0,9% вуглецю.

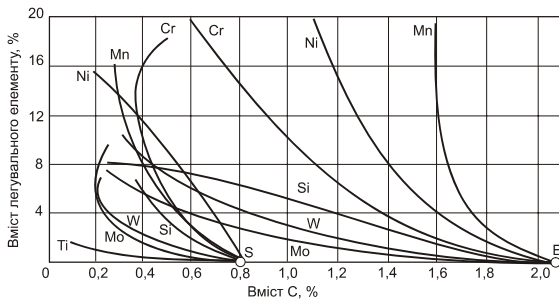
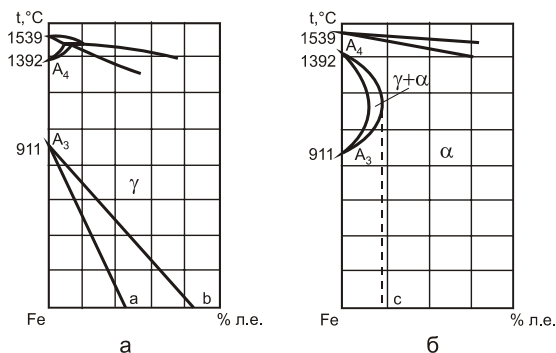


Рисунок 8.2 – Вплив легувальних елементів на положення точок S та E

За впливом на температури поліморфних перетворень заліза легувальні елементи поділяють на *аустенітостабілізатори* (Ni , Mn , Si , N , C) та *феритостабілізатори* (більшість легувальних елементів: Cr , Mo , W , V , Ti , Al , Si та інші). Елементи першої групи знижують температури точок A_3 та підвищують температури точок A_4 , тобто розширюють γ -область. Якщо кількість легувальних елементів

перевищує концентрацію, що відповідає вмісту точки *b* (рис. 8.3, а), то кристалічна ґратка аустеніту ГЦК стає стійкою при кімнатних температурах. Такі сталі називають аустенітними.

При введенні *феритостабілізаторів* навпаки, температури точок A_3 підвищуються, а A_4 – знижуються, тобто область стійкого існування аустеніту зменшується, тому γ -область може замкнутися (рис. 8.3, б). Однофазні сплави з ОЦК-ґраткою, стійкі при будь-якій температурі до лінії солідус, називають феритними. Хром замикає γ -область при 13% (точка *c*), кремній – 2,0%, ванадій – 1,3%.



а – аустенітостабілізатори; б – феритостабілізатори
Рисунок 8.3 – Схема діаграм стану залізо-легувальний елемент

Маркування легуваних сталей. Марка легової сталі складається з поєднання літер та цифр, що позначають її хімічний склад. Згідно з ГОСТ 4543-71 літери позначають: *A* (на початку марки) – автоматна, *A* (всередині марки) – азот, *A* (наприкінці) – високоякісна, *B* – ніобій, *B* – вольфрам, *G* – марганець, *D* – мідь, *E* – селен, *K* – кобальт, *L* (наприкінці) – ливарна сталь, *M* – молібден, *H* – нікель, *P* – фосфор, *P* (на початку) – швидкорізальна, *P* (наприкінці) – бор, *C* – кремній, *T* – титан, *F* – ванадій, *X* – хром, *Z* – цирконій, *ч* – рідкісноземельні метали (% *La*, *Ce* та інші), *Ш* (на початку) – вальницька сталь, *Ш* (наприкінці) – сталь електрошлакового переплавлення, *Ю* – алюміній.

Цифра, що стоїть після літери, вказує на приблизну кількість відповідного легувального елемента у процентах. Якщо цифра відсутня, то концентрація легувального елемента складає близько 1% або його вміст може бути в сотих або тисячних частках проценту.

Цифра на початку марки легованої сталі вказує на середню концентрацію вуглецю: дві чи три цифри в конструкційних сталях або сталях з особливими властивостями – концентрація C в сотих частках проценту, одна цифра в інструментальних сталях – в десятих частках проценту. Якщо кількість вуглецю 1...2%, то цифра на початку марки не ставиться.

Наприклад, марка конструкційної сталі 12ХНЗА означає, що сталь містить 0,12%С (0,09...0,16%С), приблизно 1% хрому (0,6...0,9%), 3% нікелю (2,75...3,13%) та є високоякісною. Елементи не позначається, якщо в сталі вони присутні як технологічна або випадкова домішка.

У складі інструментальної сталі ХВСГ – С (0,95...1,05%), Сг (0,6...1,1%), Si (0,65...1,0%), Mn (0,6...0,9%). Якщо інструментальна сталь має у своєму складі 0,5...0,6%С, 0,6...0,8%Сг, 1,4...1,8%Ni, 0,4...0,7%W, то її марку слід записати як 5ХНВ.

Нестандартні сталі позначаються буквами ЕИ (завод «Електросталь», И – дослідницька), ДИ (завод «Дніпроспецсталь», И – дослідницька) та порядковим номером. Наприклад: ЕИ696, ДИ3.

Класифікація легованих сталей. Леговані сталі класифікують за такими ознаками:

а) за хімічним складом в залежності від концентрації вуглецю:

- низьковуглецеві (<0,3%С);
- середньовуглецеві (0,3...0,7%С);
- високовуглецеві (>0,7%С).

В залежності від легувальних елементів, що входять до складу сталей, їх поділяють на хромисті, хромонікелеві, хромовольфрамомолібденові сталі тощо.

б) за кількістю легувальних елементів:

- низьколеговані (≤ 5 % легувальних елементів);
- середньолеговані (5...10 % легувальних елементів);
- високолеговані сталі (>10 % легувальних елементів);

в) за якістю (в залежності від кількості шкідливих домішок (сірки та фосфору)):

- якісні;
- високоякісні;
- особливо високоякісні;

г) за структурою у відпаленому стані (повільне охолодження з піччю) сталі можуть відноситися до таких структурних класів:

– *доевтектоїдні* (%C в сталі менший, ніж в т.S), мають структуру ферит + перліт, наприклад, 15X, 40XНМА, 65Г, 20X13;

– *евтектоїдні* (%C в сталі співпадає з т.S) – структура перліт, наприклад, 60С2А;

– *заевтектоїдні* (т.S < %C в сталі < т.E) – зі структурою перліт + карбіди вторинні, наприклад, ХВГ, 70С3А, 40X13.

При визначенні структури слід враховувати вплив легувальних елементів на положення точки S (див. рис. 8.2). Наприклад 3% хрому зсувають точку S до 0,6%С, і тому сталь 7Х3 за структурою у відпаленому стані є заевтектоїдною;

– *ледебуритні (карбідні)* зі структурою перліт + карбіди первинні + карбіди вторинні. Ці сталі містять більше ніж 0,5...2,0%С, при сумі легувальних елементів більше ніж 8%. Належність сталі до цього класу визначають з урахуванням впливу легувальних елементів на положення точки E (див. рис. 8.2). Зі зсувом точки E вліво частина рідини сплаву при температурі евтектичного перетворення кристалізується в грубу евтектику – *ледебурит*. До цього класу відносяться сталі Х12М (близько 2%С), Р6М5 (приблизно 0,9 %С);

– *феритні* (08Х18Г1, 15Х25Т) утворюються при легуванні елементами феритостабілізаторами (Cr, W, Si, V, Mo тощо), що розширюють α -область (див. рис. 8.3, б), та малий кількості вуглецю ($\leq 0,15\%$). Аустенітна область замикається при концентрації легувальних елементів, більшій ніж точка c (див. рис. 8.3, б) та залежить від діаграми стану залізо-легувальний елемент. Так, при кількості хрому більше 13% маловуглецеві сталі ($\leq 0,1\%$ С) стають феритними. Феритні сталі не зазнають перетворень при нагріванні, тому не змінюють тип ґратки і свою структуру;

– *аустенітні* (04Х18Н10, 12Х18Н9, 15Х17АГ14). В таких сталях велика кількість (більша за концентрацію точки b, див. рис. 8.3, а) аустенітостабілізаторів (Ni, Mn, N, Cu), що розширюють γ -область. Є таке правило: якщо в високохромистій сталі кількість нікелю становить не менше половини від кількості хрому, то вона відноситься до аустенітного класу. Вуглець також є аустенітостабілізатором, але його кількість в корозійностійких сталях обмежується 0,15%, бо він знижує корозійну стійкість. В жароміцні сталі аустенітного класу з

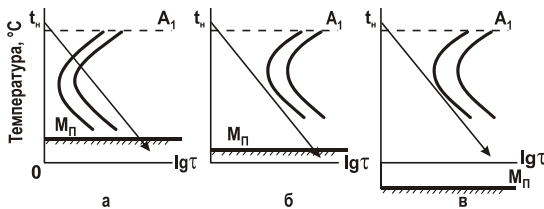
карбідним зміцненням вводять 0,30...0,45%С. Аустенітні сталі також не мають структурних перетворень при нагріванні та охолодженні.

При певній кількості легувальних елементів можлива часткова фазова перекристалізація ($\alpha \rightleftharpoons \gamma$) з утворенням структури проміжних класів: *напівферитного та напіваустенітного*.

д) за структурою в нормалізованому стані (охолодження на повітрі) сталі можуть відноситися до таких основних структурних класів:

- *перлітний*. Сталі цього класу мають невисоку стійкість переохолодженого аустеніту (рис. 8.4, а), тому за умов охолодження на повітрі набувають структуру перліту, сорбіту чи трооститу. Здебільшого це вуглецеві та низьколеговані сталі ($\Sigma_{\text{ЛЕ}} \leq 5\%$);

- *мартенситний*. Такі сталі мають високу стійкість переохолодженого аустеніту (рис. 8.4, б), при охолодженні на повітрі вони отримують структуру мартенситу. До цього класу належать середньо- та високолеговані сталі ($\Sigma_{\text{ЛЕ}} \geq 6\%$). Є виняток: якщо в складі низьколегованої сталі кількість нікелю становить $\geq 1,5\%$ Ni, вона відноситься до перлітного класу.



а – перлітний; б – мартенситний; в – аустенітний

Рисунок 8.4 – Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту в сталях різних класів (охолодження на повітрі)

Структурні класи *аустенітних та феритних сталей* після охолодження на повітрі збігаються з класифікацією у відпаленому стані.

Розглянута класифікація за структурою в нормалізованому стані має умовний характер, бо сталь одного і того ж хімічного складу може мати різну структуру в залежності від умов охолодження та розмірів виробів.

За призначенням леговані сталі поділяють на:

- конструкційні;
- інструментальні;

- з особливими властивостями.

Знання класифікаційних ознак дозволяє вірно визначити структуру, властивості сталі у вихідному стані та вибирати режими термічної обробки для отримання необхідних фізико-механічних та технологічних властивостей.

Конструкційні леговані сталі. Конструкційні сталі використовують для виготовлення деталей машин та елементів металевих конструкцій. При виборі сталі для виробів необхідно враховувати вимоги щодо міцності, пластичності, прогартовуваності, циклічної міцності, ударної в'язкості, опору зношуванню тощо.

Масова частка вуглецю в конструкційних сталях в більшості випадків не перевищує 0,7% і позначається двома цифрами на початку марки (12ХНЗА, 40ХН, 60С2).

Основні легувальні елементи конструкційних сталей – *Si, Mn, Cr* (до 2% кожного), *Ni* (до 4,5%). Такі елементи як *W, Mo, V, Ti, Nb* та деякі інші використовують у невеликих концентраціях (наприклад, 0,09...0,13%*Ti*; 0,2...0,3 %*Mo*; 0,001...0,005 %*V*) разом із вказаними елементами для поліпшення властивостей сталі. Сума легувальних елементів у конструкційних сталях здебільше не перевищує 7 %.

Конструкційні сталі для машинобудування поділяють на групи:

Сталі, що цементують (нітроцементують) з вмістом 0,10...0,25 %С (наприклад, 15Х, 25ХГТ, 12Х2Н4А, 18Х2Н4МА та інші). Їх функціональне призначення – деталі, що працюють в умовах тертя (зубчасті колеса, кулачки тощо). Після цементації (або нітроцементації), гартування та низькотемпературного відпускання забезпечується висока твердість поверхні (HRC 58...63) та зносостійкість у поєднанні з достатньою міцністю та в'язкістю серцевини (HRC 20...43, КСУ > 70 Дж/см²).

За структурою в стані рівноваги ці сталі належать до доевтектоїдних сталей і після термічної обробки набувають структури мартенситу з карбідами у поверхневому шарі та маловуглецевого мартенситу чи бейніту, а іноді ферито-перлітної суміші у серцевині. Структурний клас у нормалізованому стані залежить від вмісту легувальних елементів. Наприклад, сталь 15Х – перлітного класу, 18Х2Н4МА – мартенситного.

Вміст легувальних елементів в цементованих сталях визначає рівень механічних та експлуатаційних властивостей, а також розмір деталей, які з них виготовляють.

Поліпшені сталі містять 0,3...0,5%С (40ХН, 38ХМЮА, 50ХНМ, 30ХГС) і набувають високих механічних властивостей після термічного поліпшення – гартування та високотемпературного відпускання для отримання структури сорбіт відпускання (HRC 25...35). Така термічна обробка забезпечує підвищену границю плинності у комбінації з доброю пластичністю та в'язкістю, високим опором розвитку тріщин. Крім того, помітно знижується температура порогу холодноламкості.

Цю групу сталей використовують для різноманітних деталей машин, що працюють в умовах не тільки статичних, але й циклічних та ударних навантажень (вали, шатуни та інше). Дуже важливою характеристикою при виборі цих сталей є прогартуваність.

Ресорно-пружинні сталі містять 0,5...0,7%С. Термічна обробка цих сталей складається з гартування та середньотемпературного відпускання при 420...500°C на структуру троостит відпускання (HRC 40...50), що забезпечує високі значення границі пружності, витривалості та релаксаційної стійкості. Ресорно-пружинні сталі належать до перлітного класу та мають у своєму складі такі основні легувальні елементи, як *Si* (1...3%), *Mn* (1%), а в сталях відповідального призначення, крім того – *Cr* (1%), *V* (0,15%), *Ni* ($\leq 1,7\%$).

До окремої групи конструкційних сталей належать *зносостійкі вальницькі сталі*. В марці на початку стоїть літера Ш: ШХ6, ШХ15СГ, при цьому кількість хрому вказується у десятих частках відсотку. Сталі за своїм хімічним складом відповідають інструментальним сталям, а за умовами експлуатації є конструкційними. Основні вимоги до них: висока твердість, опір зношуванню, контактна витривалість, стабільність структури та розмірів. Сталі містять 0,9...1,1%С, 0,4...1,5%Cr, а також *Si* та *Mn*. Вони відносяться до заевтектоїдних сталей перлітного класу, підлягають неповному гартуванню від 820...850 °С та низькотемпературному відпусканню при 150...170 °С для отримання структури мартенситу з карбідами при мінімальній кількості залишкового аустеніту $A_{зал}$ ($\leq 5\%$). Забезпечується твердість HRC 60...64.

Інструментальні леговані сталі. Інструментальні сталі використовують для виготовлення різальних, вимірювальних інструментів та штампів для холодного або гарячого деформування.

Інструмент під час експлуатації зазнає впливу підвищених температур, зношування, високого тиску. Тому інструментальні сталі повинні мати високу твердість, зносостійкість, стабільність розмірів, теплостійкість, знижену критичну швидкість гартування. В марках інструментальних сталей вміст вуглецю вказується однією цифрою в десятих частках відсотка (5ХНМ, 9ХС). Цифра відсутня, коли вміст вуглецю складає близько 1% (ХВГ, ХВСГ).

Сталі для різальних інструментів. За рівнем теплостійкості сталі для різальних інструментів поділяють на дві групи:

– *нетеплостійкі* (сумарна кількість легувальних елементів до 5%): ХВГ, ХВСГ, 9ХС та інші. Основні легувальні елементи: *Cr, Si, Mn, W, V*. Теплостійкість до 200...250°C. За структурою такі сталі належать до заевтектоїдних сталей перлітного класу. Їх піддають неповному гартуванню від температури вище точки A_1 та низькотемпературному відпусканню на структуру мартенсит та надлишкові карбіди, що забезпечує твердість HRC 62...65 та високу зносостійкість. Через низьку теплостійкість вони мають експлуатаційні властивості практично на рівні із вуглецевими сталями (для інструментів, що працюють при невеликих швидкостях різання і розігріваються не вище 200...250°C), однак на відміну від останніх їх можна використовувати для виготовлення інструментів більших розмірів та складної форми.

– *теплостійкі* або *червоностійкі* (до 25% легувальних елементів) *швидкорізальні сталі*, що розігріваються при експлуатації до 600...640°C: P18, P6M5, P9K5Ф2 та інші. Для забезпечення теплостійкості вводять *W, Mo, V* що утворюють спеціальні карбіди (M_6C, M_2C, MC), які повільно коагулюють. Карбіди сприяють підвищенню різальних властивостей та опору зношуванню. У зв'язку з цим інструментальні сталі містять не менше ніж 0,7% вуглецю.

Швидкорізальні сталі позначаються літерою *P*, цифра після якої вказує на вміст основного легувального елемента – *вольфрам* (P18, P6M5, P12, P9, P10K5Ф3 тощо). Вони відносяться в рівноважному стані до ледебуритного (карбідного) класу. В структурі литої сталі, що складається з евтектики та перліту, можна виділити три типи карбідів:

первинні (карбіди ледебуриту), вторинні (що виділяються з аустеніту при охолодженні) та евтектоїдні. Грубі первинні карбіди негативно впливають на працездатність інструменту та збільшують крихкість сталі. Тому інструменти зі швидкорізальних сталей лише інколи виготовляють литвом, як правило, інструмент виготовляють з заготовок, що отримані гарячою пластичною деформацією зливків невеликої маси. Під час пластичної деформації первинні евтектичні карбіди (K_1) подрібнюються.

Швидкорізальні сталі – червонотійкі, тобто здатні зберігати мартенситну структуру, високу твердість та зносостійкість при нагріванні до температур червоного жару (600...640°C). Ці властивості досягаються після термічної обробки – гартування та триразового відпускання.

Висока температура гартування 1220...1240°C для сталі P6M5 (на 400...450°C вище A_1) необхідна для розчинення карбідів W , Mo та отримання багатологованих аустеніту (при нагріванні) та мартенситу (після гартування). Через підвищену кількість легувальних елементів сталь має низьку теплопровідність. Тому під час нагрівання використовується подвійне підігрівання (при 450 та 850°C) з метою запобігання утворенню термічних тріщин та деформації виробів.

Після гартування в олії твердість сталі 60...62 HRC, а структура складається з мартенситу, карбідів та 25...30% залишкового аустеніту.

Відпускання проводиться тричі по 1 годині при 560 °C. Під час витримки відбуваються процеси відпускання мартенситу, виділення високодисперсних спеціальних карбідів W , Mo , V з пересичених α - та γ -твердих розчинів, при охолодженні після витримки збіднений залишковий аустеніт перетворюється в мартенсит по досягненні точки $M_{\text{п}}$.

Після відпускання твердість сталі досягає 64...65 HRC, а кількість залишкового аустеніту не перевищує 5%. Висока твердість сталі після відпускання зумовлена збереженням високолегованої мартенситної структури, дисперсійним зміцненням спеціальними карбідами та перетворенням залишкового аустеніту в мартенсит.

Для усунення карбідної неоднорідності, підвищення кількості вуглецю та стійкості інструменту зі швидкорізальних сталей, його можна виготовляти методом порошкової металургії, а після основної термічної обробки інструмент піддають окисдуванню, азотуванню,

ціануванню, наносять спеціальні покриття, наприклад, із нітриду титану TiN .

Сталі для вимірювальних інструментів. Основні вимоги до них: високі зносостійкість, стабільність розмірів та форми протягом тривалого часу експлуатації.

Найбільш поширеними є заевтектоїдні низьколеговані сталі (сумарна кількість легувальних елементів до 3%) з кількістю приблизно 1% вуглецю (X, XГ, 9XC), що піддають обробці на високу твердість (HRC 60...64) неповним гартуванням та низькотемпературним відпусканням.

Для зменшення кількості залишкового аустеніту гартування проводять з якомога низької температури, а відпускання – при 120...140°C протягом 12...24 годин. Інструмент високої точності піддають обробці холодом перед відпусканням.

Штампові сталі поділяють на сталі для деформації металу в холодному та гарячому стані.

Штампові сталі для холодного деформування повинні мати високу міцність, твердість і тому містять 0,6...1,5% C та 1...14% легувальних елементів (9XC, X6ВФ, X12M тощо). Більшість сталей цієї групи відносяться до заевтектоїдного структурного класу у відпаленому стані, а високолеговані сталі типу X12M, X12Ф1 – до ледебуритного. Висока зносостійкість останніх забезпечується великою кількістю карбідів Cr_7C_3 та MC після гартування.

Заевтектоїдні сталі (9XC, ХВГ) зазвичай піддають неповному гартуванню та низькотемпературному відпусканню на структуру мартенситу із карбідами вторинними; твердість ≥ 60 HRC.

Термічну обробку високолегованих сталей виконують на первинну (X12M, X12BM) чи вторинну твердість (8X4B2C2MФ, X5C4B2Ф2H, X12M). У першому випадку температура гартування складає 1030...1070°C, а наступне низькотемпературне відпускання 150...160 °C дозволяє отримати твердість 61...64 HRC.

Гартування на вторинну твердість проводиться від високих температур (1110...1170°C), що веде до значного насичення аустеніту хромом внаслідок розчинення карбідів та значному зниженню температури Mn . Після гартування зберігається 60...80% залишкового аустеніту в структурі, тому твердість низька – HRC 42...54. Після

багаторазового відпускання при 500...580 °С твердість зростає до HRC 60...62 внаслідок перетворення $A \rightarrow M$.

Штампові сталі для гарячого деформування використовують при температурах понад 500 °С в умовах ударного навантаження, тому повинні мати високі показники теплостійкості та в'язкості. Цим вимогам відповідають сталі зі зменшеним вмістом вуглецю (0,2...0,5%) та 3...30% легувальних елементів: 5ХНМ, 4Х5В2ФС, 3Х2В8 тощо. Після гартування ці сталі піддають відпусканню при 500...680 °С на структуру троостит чи троостосорбіт відпуску (HRC 35...50) в залежності від розмірів штамп, марки сталі та умов експлуатації.

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Описати вплив легувальних елементів на властивості фериту та аустеніту, поліморфізм заліза (рис.8.3), положення точок S та E , прогартуваність (критичну швидкість гартування, рис. 8.4); класифікацію легованих сталей за структурою та маркування сталей. Охарактеризувати основні групи конструкційних та інструментальних сталей.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Які сталі називають легованими? Основні фази легованих сталей.
2. Вплив легувальних елементів на властивості фериту та аустеніту.
3. Вплив легувальних елементів на критичні точки A_1 , A_3 та концентраційні точки S та E .
5. Класифікація легованих сталей.
6. Маркування конструкційних та інструментальних сталей.
7. Основні групи конструкційних сталей, їх термічна обробка.
8. Основні групи інструментальних сталей, їх термічна обробка.
9. Швидкорізальні сталі. Особливості їх структури, властивостей ат термічної обробки.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічних мікроскопах МІМ-5 та МІМ-7. Добірка шліфів містить конструкційні та інструментальні сталі.

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

1. Для заданих викладачем марок сталей визначити хімічний склад, призначення, структурні класи та структуру до термічної обробки. Використовуючи довідникові дані вписати режим термічної обробки (ТО). Визначити структуру та твердість після термічної обробки. Навести приклади використання. Заповнити табл.8.1.

2. Переглянути мікроструктуру зразків конструкційних та інструментальних сталей. Схематично зарисувати мікроструктури сталей.

Таблиця 8.1 – Хімічний склад, структура, призначення та властивості конструкційних та інструментальних сталей

Марка сталі	Хімічний склад	Призначення	%C, в т.С та т.Е	Структурні класи		Структура до ТО	Режим ТО	Після ТО		Використання
				у відпаленому стані	у нормалізованому стані			Структура	Твердість, НРС	

Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунки 8.3, 8.4; схеми мікроструктур розглянутих зразків сталей; таблиця 8.1; висновки.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 9

Вивчення структури, властивостей та призначення спеціальних сталей і сплавів

Мета роботи – вивчити особливості структури і властивості спеціальних сталей та сплавів, класифікацію їх за структурою. Ознайомитися із призначенням спеціальних сталей та сплавів.

Загальні відомості

Корозійностійкі (нержавіючі) сталі. Корозія металів – це процес їх руйнування внаслідок взаємодії з оточуючим середовищем. Розрізняють два види корозії: електрохімічну (в рідких електролітах – у вологій атмосфері, воді, розчинах кислот, лугів, солей тощо) та хімічну (найчастіше у газовому середовищі).

Сталі, стійкі до електрохімічної корозії, зветься *корозійностійкими (нержавіючими)*. В умовах електрохімічної корозії встановлюється корозійний струм, і відбувається розчинення металу внаслідок взаємодії з електролітом. При корозії руйнуються лише анодні ділянки, тому фазовий склад та структура при однаковому хімічному складі впливають на корозійну стійкість (більшу стійкість має однофазна крупнокристалічна структура). Характерними видами електрохімічної корозії є рівномірна, локального характеру (точкова, плямиста, з виразками), корозійне розтріскування та міжкристалітна корозія (МКК).

Корозійна стійкість сталі поліпшується легувальними елементами, що викликають пасивацію (підвищують електрохімічний потенціал) та сприяють утворенню однофазної структури. Прикладом корозійностійких матеріалів можуть бути хромисті, хромонікелеві та хромомарганцеві сталі. При об'ємному та поверхневому легуванні $Cr > 12,5\%$ сталь стає пасивною, значно знижується корозійний струм та швидкість корозії. При концентрації Cr більше 17% маловуглецеві сталі набувають однофазної феритної структури (наприклад, 08X18T1), що підвищує їх корозійну стійкість, але виключає можливість зміцнення термічною обробкою.

Структура хромистих корозійностійких сталей залежить від концентрації *вуглецю* та *хрому* (рис. 9.1). Наприклад, сталі, що містять 13%Cr, при нагріванні та охолодженні зазнають перетворення $\gamma \leftrightarrow \alpha$, тому можуть зміцнюватись термічною обробкою, не втрачаючи

корозійної стійкості. Певна концентрація вуглецю в них зумовлює відповідну твердість, міцність та пластичність після гартування та відпускання. Так, сталі 12X13, 20X13 мають достатню пластичність і можуть деформуватися при кімнатній температурі, а сталі 30X13, 40X13 використовують лише після гарячої деформації.

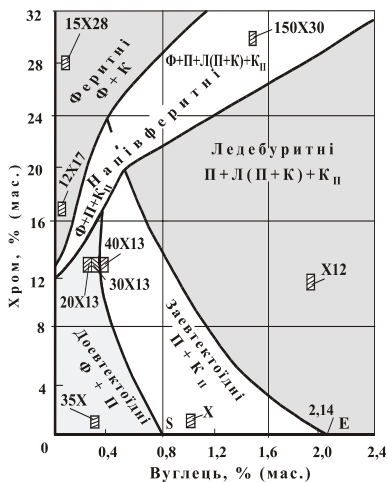


Рисунок 9.1 – Структурна діаграма системи $Fe-Cr-C$ (стан рівноваги)

При введенні до високохромистої неіржавіючої сталі аустенітостабілізаторів її структура у нормалізованому стані може бути визначена за допомогою діаграми Шеффлера (рис. 9.2) після розрахунку еквівалентів хрому та нікелю.

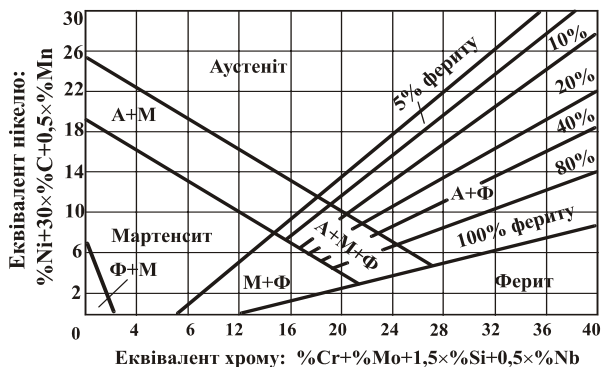


Рисунок 9.2 – Структурна діаграма корозійностійких сталей (нормалізований стан)

Якщо в складі нержавіючої сталі концентрація нікелю становить не менше половини від концентрації хрому, то її структура аустенітна (наприклад, сталь 08X18H9). Аустенітні сталі мають перевагу перед феритними внаслідок доброї технологічності (штамповність, зварюваність), та головним чином, високої в'язкості за низьких температур. Сталі феритного класу не можна використовувати за температур нижче мінус 20°C внаслідок різкого зниження ударної в'язкості, а сталі аустенітного класу залишаються в'язкими при охолодженні до криогенних температур (мінус 200°C).

Корозійностійкі сталі при нагріванні до певних температур оброблення здатні до міжкристалітної корозії (МКК), що пов'язана з виділенням карбідів $(Fe,Cr)_{23}C_6$ по межах зерен, внаслідок чого приміжові ділянки матриці збіднюються на хром, що призводить до зниження їх електрохімічного потенціалу та до розвитку корозії на них. Для боротьби з МКК або зменшують концентрацію вуглецю в сталі, або додають більш сильний, ніж хром, карбідоутворювач, що зв'яже весь вуглець, залишаючи хром у твердому розчині (наприклад, Ti у співвідношенні $Ti/C \geq 5$, або Nb). Сталі, здатні протистояти МКК, називають стабілізованими (15X25T, 12X18H10T).

Жаростійкі (окалиностійкі) сталі. Такі сталі здатні протистояти газовій корозії при температурах, більших за 500°C, та працювати без навантаження або у слабконавантаженому стані. Стійкість металів та сплавів проти окислення залежить від щільності оксидної плівки, співвідношення питомого об'єму оксиду та металу, дифузійної рухомості атомів металу через оксид, коефіцієнтів лінійного, термічного розширення матриць та оксиду.

При нагріванні заліза вище 570°C на його поверхні утворюється окалина, в якій основним окислом є FeO , що характеризується низькою щільністю та високою дифузійною рухомістю атомів заліза у FeO . Тому залізо інтенсивно окислюється при температурах вище 600°C.

Жаростійкість заліза та сталі можна підвищити легуванням хромом, кремнієм, алюмінієм, які мають велику хімічну спорідненість до кисню та утворюють щільні оксидні плівки Cr_2O_3 , Al_2O_3 , SiO_2 , а також подвійні оксиди – шпінелі $FeO \cdot Cr_2O_3$, $FeO \cdot Al_2O_3$ з високими захисними властивостями.

Жаростійкість є структурно нечутливою властивістю, залежить лише від кількості легувальних елементів. Збільшення концентрації Cr ,

Al, Si приводить до підвищення жаростійкості сталі, наприклад, сталь 08X17T жаростійка до 900°C, 15X25T – до 1100°C, X23Ю5 – до 1300°C.

Жароміцні сталі та сплави. *Жароміцність* – це здатність матеріалу тривалий час протистояти деформації та руйнуванню при підвищених ($> 0,3T_{пл}$) температурах. При тривалому навантаженні в цих умовах поведінка матеріалу зумовлюється дифузійними процесами та визначається розвитком процесу повзучості.

Повзучість – це повільне зростання пластичної деформації під дією напружень, що менше границі плинності при температурі випробування або експлуатації. Критеріями жароміцності є границі повзучості та тривалої міцності.

Границя повзучості – це напруження, що викликає задане відносне видовження за відповідний час чи швидкість деформації повзучості при певній температурі. Наприклад, якщо при $\sigma = 140$ МПа відносне видовження склало 1% за 5000 годин при 1000°C, границя повзучості позначається таким чином:

$$\sigma_{1/5000}^{1000} = 140 \text{ МПа} .$$

Границя тривалої міцності – це напруження, що приводить до руйнування за певний час при заданій постійній температурі. Наприклад, якщо руйнування при 700°C відбулося за 100 годин під напруженням 120 МПа, границя тривалої міцності позначається як

$$\sigma_{100}^{700} = 120 \text{ МПа} .$$

Висока жароміцність досягається у тому випадку, коли структура сталі не зазнає змін під дією температури та напружень, і в сталі (сплаві) ускладнений перебіг процесів рекристалізації, дифузії та пластичної деформації. У зв'язку з цим для підвищення жароміцних властивостей сталей та сплавів використовують:

- метали-основи сплавів з підвищеною температурою плавлення;
- легувальні елементи для забезпечення зміцнення твердого розчину (*Cr, W, Mo, V*), атоми яких ефективно протидіють деформації та рекристалізації;
- структури з рівномірно розподіленими дисперсними частинками карбідів *VC, WC, Mo₂C* та інтерметалідів *Ni₃Ti, Ni₃(Al, Ti)*, що когерентно пов'язані з матрицею (формується за допомогою легування та термічної обробки).

Рекристалізація контролюється дифузією, тому більш високу жароміцність мають сталі аустенітного класу, в яких дифузійна

рухомість атомів у γ -фазі в 20...30 разів менша, ніж у α -фазі. При підвищених температурах деформація та руйнування відбувається перш за все по межах зерен, тому укрупнення зерен (зі зменшенням сумарної довжини меж) сприяє збільшенню жароміцності.

За структурою в нормалізованому стані жароміцні сталі поділяють на перлітні, мартенситні та аустенітні. З перлітних сталей (25X2МФА, 12X1МФ) виготовляють деталі обладнання, що працюють при температурах не вище 580°C. Їх термічна обробка найчастіше полягає в нормалізації та відпусканні при 600...700°C. Мартенситні сталі використовують для деталей газових турбін (15X11МФ), клапанів двигунів внутрішнього згорання (40X9C2, 40X10C2М) після гартування (1000...1050°C) та відпускання (720...780°C).

Сталі аустенітного класу за основним механізмом зміцнення поділяють на сталі з твердорозчинним, карбідним або (та) інтерметалідним зміцненням. Сталі зі зміцненням твердого розчину (наприклад, 09X14Н19В2БР, 12X18Н10Т) використовують після гартування з 1000...1100°C, що забезпечує отримання γ -твердого розчину.

Сталі з карбідним (40X15Н7Г7Ф2МС) та інтерметалідним зміцненням (10X11Н23Т3МР) піддають гартуванню та старінню. Нагрівання та витримка при температурі гартування 1050...1100°C приводять до розчинення карбідів чи інтерметалідів, а пришвидшене охолодження фіксує пересичений γ -твердий розчин. Старіння при 700...800°C проводять з метою виділення з пересиченого твердого розчину високодисперсних частинок карбідів WC , VC , Mo_2C , γ' -фази $Ni_3(Al, Ti)$, фаз Лавеса (Fe_2W , Fe_2Mo та ін.), що підвищує жароміцність матеріалу. Структура сталей після гартування та старіння: аустенітна матриця та дисперсні рівномірно розподілені частинки карбідів або (та) інтерметалідів. Інтерметаліди більш стійкі до коагуляції, тому сталі з інтерметалідним зміцненням мають підвищену жароміцність.

Якщо робочі температури в газових турбінах перевищують 750...800°C, то для виготовлення деталей газового тракту використовують жароміцні сплави, як правило, на залізонікелевій (наприклад, ХН35ВТЮ) або нікелевій основах (ХН77ТЮР, ЖС6 та інші), які також піддають гартуванню (гомогенізації) та старінню. В високолегованих сплавах виділення високодисперсних карбідів та інтерметалідів відбувається в процесі охолодження при гартуванні і

продовжується при експлуатації, тому старіння в деяких випадках не проводять.

Зносостійкі сталі. Для роботи траків гусеничних машин, ковшів екскаваторів та деяких інших деталей характерно тертя з високим тиском та ударними навантаженнями. Тому такі деталі виготовляють з високомарганцевої сталі 110Г13Л, що містить 1,1%С та 13 %Mn. Висока зносостійкість цієї сталі зумовлена здатністю аустеніту до значного деформаційного зміцнення (наклепу), максимальна зносостійкість досягається у разі однофазної структури сталі, що забезпечується гартуванням від 1100°C у воду. Після гартування сталь зі структурою аустеніту має низьку твердість (НВ 200) та високу в'язкість. За умов тільки абразивного зношування сталь не зносостійка. В умовах ударного впливу твердість підвищується до НВ 600, внаслідок чого сталь стає зносостійкою. Сталь погано обробляється різанням, тому деталі виготовляють литвом (літера Л у маркуванні).

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Описати вплив легувальних елементів на корозійну стійкість, жаростійкість та жароміцність легованих сталей і сплавів; вимоги до структури для забезпечення необхідних властивостей. Ознайомитися із визначенням структури в рівноважному та нормалізованому станах корозійностійких сталей (рис. 9.1 та 9.2).

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Корозійностійкі сталі та принципи їх легування.
2. Жаростійкі сталі та принципи їх легування.
3. Що таке жароміцність та жаростійкість, в чому їх різниця?

Критерії жароміцності.

4. Жароміцні сталі та сплави. Фактори, що впливають на підвищення їх жароміцності.
5. Термічна обробка жароміцних сталей та сплавів.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічному мікроскопі МІМ-7. Добірка шліфів містить нержавіючі, жароміцні, жаростійкі сталі та сплави, зносостійку сталь після термічної обробки.

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

1. Переглянути мікроструктуру зразків сталей та сплавів з особливими властивостями.

2. Із використанням довідникових даних визначити структуру, основну термічну обробку, властивості та призначення матеріалів.

3. Зарисувати (схематично) мікроструктуру досліджених зразків сталей та сплавів зі спеціальними властивостями. Вказати структурні складові, хімічний склад, призначення, термічну обробку, властивості сталей (сплавів), заповнити таблицю 9.1.

Таблиця 9.1 – Склад, структура та властивості спеціальних сталей та сплавів

Марка сталі, сплаву	Хімічний склад	Призначення	Структурний клас до ТО		Структура до ТО	Режим ТО	Після ТО		Використання
			у віддаленому стані	у нормалізованому стані			Структура	Властивості	

Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунки 9.1, 9.2. Схеми мікроструктур розглянутих зразків, заповнена таблиця 9.1. Висновки по роботі.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 10

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

Мета роботи – ознайомитися з мікроструктурою, основними властивостями, маркуванням та використанням сплавів на основі міді, алюмінію, титану, магнію. Вивчити вплив термічної обробки дюралюмінію на його властивості.

Загальні відомості

Сплави кольорових металів використовуються в машинобудуванні в меншому обсязі, ніж сплави на основі заліза. Однак вони мають деякі особливості: високу границю пружності, корозійну стійкість, малу густину (*Al, Ti, Mg*), високу тепло- та електропровідність, антифрикційні властивості, які необхідні для певної номенклатури деталей.

Сплави на основі міді. Мідь – метал з температурою плавлення 1083 °С та густиною 8940 кг/м³, має кристалічну ґратку ГЦК. Мідь відзначається високою тепло- та електропровідністю (приймається за еталон), пластичністю та корозійною стійкістю. У відпаленому стані для неї характерна низька міцність ($\sigma_B = 220$ МПа) та висока пластичність ($\delta = 50\%$). Вона легко полірується, добре паяється та зварюється. Недоліки: висока густина, погана обробка різанням через високу в'язкість, має низьку рідкотекучість.

В машинобудуванні широко використовують латуні та бронзи. Латуні – це подвійні та багатокомпонентні сплави на основі міді, в яких основний легувальний елемент – *Zn* (його вміст не перевищує 50% мас.) За хімічним складом латуні ділять на подвійні, що відносяться до системи *Cu-Zn*, та спеціальні (леговані), що відносяться до системи *Cu-Zn-легувальні елементи*. При легуванні спеціальних латуней *Al, Fe, Ni, Mn, Si* та *Sn* підвищується їх міцність, корозійна стійкість, пружні властивості при збереженні пластичності. *Цинк, алюміній, олово* підвищують пластичність латуні до 65%.

За технологічними ознаками спеціальні латуні поділяють на деформівні та ливарні.

Для маркування латуней використовують змішане позначення буквами та цифрами: буква Л – латунь, Ц – цинк, А – алюміній, О –

олово, С – свинець, Ж – залізо, К – кремній, Мц – марганець, Н – нікель, Мш – миш'як; цифри вказують на середній вміст у відсотках міді або цинку та легувальних елементів. Приклад маркування: Л90 – подвійна деформівна латунь (90%Cu; 10%Zn); ЛЖМц59-1-1 – спеціальна деформівна латунь (59%Cu; 1%Fe; 1%Mn; решта – цинк); ЛЦ30А3 – ливарна латунь (30%Zn; 3%Al; основа – мідь). При маркуванні ливарних латуней, на відміну від деформівних, вказують концентрацію цинку.

Найбільша розчинність цинку в міді при температурі 454°C, вона становить 39% (рис. 10.1). При концентрації цинку до 39% латуні мають однофазну α -структуру (наприклад, Л80), α -фаза – це твердий розчин заміщення атомів цинку в ГЦК ґратці міді. Із збільшенням вмісту цинку до 39% підвищується не тільки міцність, але й пластичність α -латуней (див. рис. 10.1, б).

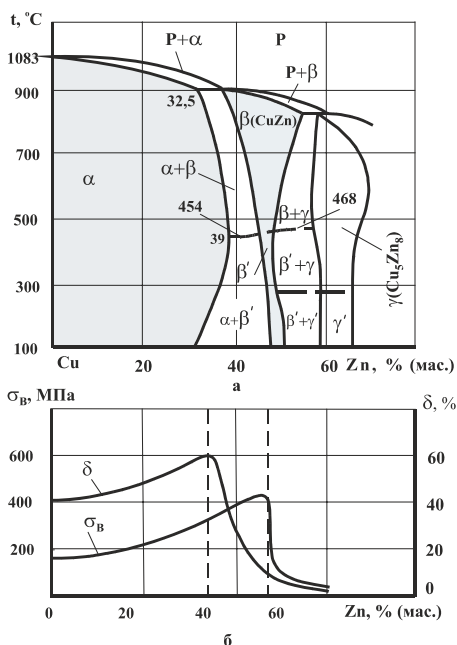


Рисунок 10.1 – Діаграма стану Cu-Zn (а) та вплив цинку на властивості сплавів (б)

Сплави із 39...45%Zn мають двофазну структуру ($\alpha+\beta$), наприклад, ЛЦ40С1. β -фаза є впорядкованим твердим розчином на

основі хімічної сполуки $CuZn$, ґратка ОЦК. Для двофазних латуней характерна більш висока міцність, ніж для однофазних, але менша пластичність у зв'язку із наявністю β' -фази.

Присутність в двофазних латунях крихкої β' -фази погіршує їх деформацію в холодному стані, тому такі латуні пластично деформують лише при високих температурах, коли β' -фаза перетворюється в більш пластичну β -фазу із відсутнім впорядкуванням в кристалічній ґратці (β -невпорядкований твердий розчин на основі $CuZn$) (рис. 10.1).

З однофазних латуней виготовляють в основному холоднокатаний напівфабрикат: смуги, стрічки, дріт, листи, з яких виготовляють шайби, труби, кільця тощо. З двофазних латуней виробляють гарячекатаний напівфабрикат: листи, дріт, труб; виготовляють втулки, фланці, штуцера тощо.

Спеціальні латуні, леговані Pb , Sn , Al , Fe , Ni , Si , широко застосовують в суднобудуванні. Багатокомпонентні алюмінієві латуні зміцнюють гартуванням та старінням; після термічної обробки σ_B може досягати 700 МПа (у порівнянні з 250...400 МПа до термічної обробки). Кремнієві латуні мають високу міцність, пластичність та в'язкість до мінус 183°C.

Бронзи – подвійні та багатокомпонентні мідні сплави, в яких цинк та нікель не є основними легувальними елементами. Бронзи називають по основному легувальному елементу. *За хімічним складом виділяють дві групи бронз: олов'яні та безолов'яні (алюмінієві, берилієві, кремнієві, марганцеві, свинцеві).* Цинк в бронзах може бути присутній як легувальний елемент. Бронзи поділяють на ливарні та деформівні. *Для маркування бронз використовують змішане позначення буквами та цифрами:* букви Бр – бронза, О – олово, А – алюміній, С – свинець, К – кремній, Б – берилій, Ф – фосфор, Н – нікель, Т – титан, Ж – залізо, Ц – цинк, Х – хром, Ср – срібло, Кд – кадмій, Цр – цирконій, Су – сурма, Мг – магній, Ко – кобальт, Мц – марганець; цифри вказують на середній вміст легувального елемента у відсотках. Приклад маркування: БрАЖН10-4-4 – деформівна алюмінієва бронза (10% Al , 4% Fe , 4% Ni , мідь – основа); БрО4Ц4С17 – ливарна олов'яна бронза (4% Sn , 4% Zn , 17% Pb , мідь – основа). У випадку, коли ливарна бронза має той же хімічний склад що і деформівна, наприкінці марки ставиться буква «Л», наприклад, БрА10Ж4Н4Л.

Олов'яні бронзи. Гранична розчинність олова в міді дорівнює 15,8%. Однак внаслідок схильності сплавів *Cu-Sn* до нерівноважної кристалізації область *α-твердого розчину* значно звужується. В зв'язку з цим при концентрації олова більш ніж 8% в структурі сплавів присутня *δ-фаза* (електронна сполука $Cu_{31}Sn_8$), що має високу твердість та крихкість (рис. 10.2). Тому практичне застосування мають бронзи з вмістом олова до 10% (БрОЦ4-3, БрОФ10-1), оскільки поява *δ-фази* значно знижує пластичність.

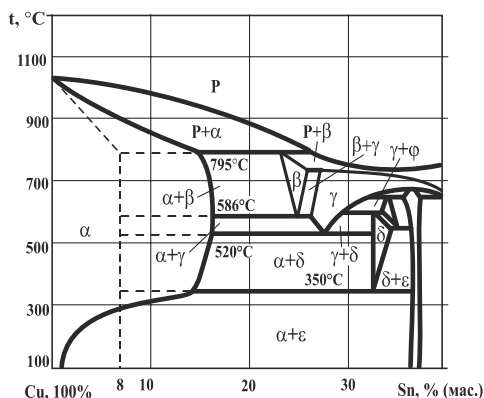


Рисунок 10.2 – Діаграма стану Cu-Sn
(штрихові лінії для нерівноважної кристалізації)

Додатковими легувальними елементами в олов'яних бронзах є *Zn, Pb, P, Ni, Fe* та інші. *Цинк* покращує рідкотекучість, міцність та густину відливок. Легування *свинцем* знижує механічні властивості, але підвищує густину відливок та поліпшує обробку різанням. *Фосфор* розкислює мідь, підвищує міцність, границю витривалості, рідкотекучість та зносостійкість бронз.

В сплавах *мідноолов'яних* на відміну від сплавів *мідноцинкових* внаслідок більшого інтервалу кристалізації (див. рис. 10.1 та 10.2) спостерігається значна дендритна ліквіація. Олов'яні ливарні бронзи використовують для складного фасонного литва, шестирень, втулок, гайок, ходових гвинтів, корпусів кранів, черв'ячних коліс, арматури для водяних та парових систем. З деформівних бронз виготовляють сітку для целюлозопаперової промисловості, стрічки, смуги, пружинний дріт, трубки.

В промисловості використовують також *алюмінієві бронзи* (БрА5, БрАЖН10-4-4), що мають високі механічні, антикорозійні та антифрикційні властивості. З бронзи БрАЖН10-4-4 виготовляють деталі, що працюють в умовах підвищених температур (400...500°C).

Кремнієві бронзи (БрКМц3-1) характеризуються гарними механічними, пружними та антифрикційними властивостями. *Берилієві бронзи* (БрБ2) мають високі границі міцності, плинності та пружності, значний опір корозії, обробляються різанням і зварюються.

Алюмінієві та берилієві бронзи зміцнюються гартуванням та старінням. Найбільш високу міцність мають берилієві бронзи (після гарту, деформації на 40% та старіння до 1400 МПа).

Алюмінієві сплави. Температура плавлення алюмінію становить 660°C. Він має невелику густину (2700 кг/м³). Кристалічна ґратка алюмінію – ГЦК. Для нього властиві добрі електро- та теплопровідність, високі показники пластичності та корозійної стійкості внаслідок утворення на поверхні щільної оксидної плівки Al_2O_3 . Зварюється майже усіма видами зварювання.

Сплави алюмінію набули широкого застосування завдяки достатньо високій питомій міцності (σ_B/ρ). Більшість з них мають високу корозійну стійкість, здатність протистояти інерційним та динамічним навантаженням та добру технологічність.

Алюмінієві сплави класифікують за технологією виготовлення (деформівні, ливарні, спечені) та здатністю до термічної обробки (такі, що зміцнюються і такі, що не зміцнюються термічною обробкою).

Основними легувальними елементами алюмінієвих сплавів є *Cu, Mg, Si, Mn*, інколи – *Ni, Ti, Cr, Zn*. Багато легувальних елементів утворюють із алюмінієм тверді розчини обмеженої розчинності та проміжні фази типу $CuAl_2$, Mg_2Si , тому алюмінієві сплави можна зміцнювати термічною обробкою (гартування з наступним старінням).

Деформівні алюмінієві сплави. До сплавів, що не зміцнюються термічною обробкою, належать сплави типу *АМц* системи *Al-Mn* (їх структура складається з α -твердого розчину на основі *Al* та фази $MnAl_6$) та сплави типу *АМг* системи *Al-Mg* (структура – α -твердий розчин на основі *Al* та Mg_2Al_3).

Сплави *АМц* та *АМг* зміцнюються за допомогою пластичної деформації та використовують у наклепаному чи відпаленому стані

для рам вагонів, кузовів автомобілів та інших виробів, що виготовляють глибокою витяжкою та зварюванням.

До сплавів, що зміцнюються термічною обробкою, належать *авіали* (марки АВ, АД35), *ковочні сплави* (АК8), *високоміцні* (В95), однак найбільш поширеними є *дюралюміни* – сплави системи *Al-Cu-Mg* (маркуються буквами Д, ВД, ВАД).

За міцністю *дюралюміни* поділяють на сплави нормальної міцності (Д1), підвищеної міцності (Д16), підвищеної жароміцності (ДІ9, ВАД1, ВД17), підвищеної пластичності (ДІ8). Цифри вказують на умовний номер сплаву. Зміцнювальна термічна обробка таких сплавів складається з гартування та старіння.

Нагрівання при гартуванні ведеться до температури повного розчинення інтерметаліду $CuAl_2$, (рис. 10.3, вище лінії *fk*). При нагріванні до цих температур значно зростає концентрація міді в α -твердому розчині (при $20^\circ C$ – 0,1%, при $548^\circ C$ – 5,65%). При наступному швидкому охолодженні у воді фіксується пересичений міддю α -твердий розчин.

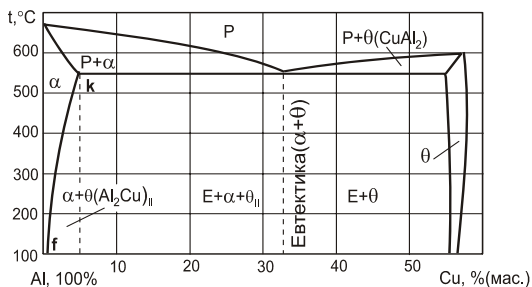


Рисунок 10.3 – Діаграма стану системи Al-Cu

В залежності від температури та тривалості старіння розпад пересиченого α -твердого розчину відбувається в декілька стадій. Якщо старіння проводять при кімнатній температурі, то його називають *природним*, а якщо при підвищених температурах – *штучним*. В інтервалі температур старіння $20...150^\circ C$ в ГЦК кристалічній ґратці на кристалографічних площинах (100) утворюються двовимірні диски, збагачені атомами міді – *зони Гіньс-Престона* (ГП). Природне старіння завершується утворенням зон ГП-1. Нагрівання при $150^\circ C$ веде до утворення зон ГП-2. Вони мають

упорядковану структуру, на відміну від структури твердого розчину, та підвищену концентрацію міді. Зона ГП-2 порівняно із зоною ГП-1 має більші розміри. Старіння при 150...200°C веде до утворення в місцях розташування зон ГП-2 метастабільної θ' -фази. Вона має тетрагональну ґратку і відрізняється від стабільної θ -фази ($CuAl_2$) когерентним зв'язком з α -твердим розчином. При підвищенні температури до 200...250°C когерентний зв'язок порушується, спотворення кристалічної ґратки зменшується і θ' -фаза перетворюється в θ -фазу. Старіння при 250...300 °C викликає коагуляцію частинок θ -фази (перестарювання).

Після утворення зон ГП-1 та ГП-2 (зонне старіння) сплави мають підвищену пластичність, корозійну стійкість, задовільні значення границь міцності та плинності ($\sigma_{0,2}/\sigma_B \leq 0,7$). Утворення θ' та θ -фаз (фазове старіння) сприяє підвищенню міцності, зниженню пластичності, в'язкості та корозійної стійкості. Ця загальна схема розпаду пересиченого твердого розчину в сплавах системи $Al-Cu$ справедлива і для інших алюмінієвих сплавів, однак у деяких із них стабільні фази виникають безпосередньо із зон Гіньє-Престона.

Дюралюміни широко використовують в авіації для виготовлення лопатей повітряних гвинтів, тяг управління, шпангоутів, кузовів автомобілів, будівельних конструкцій.

Ливарні алюмінієві сплави. Евтектичні сплави мають добрі ливарні властивості – високу рідкотекучість, невелику усадку, малу здатність до утворення гарячих тріщин та зональної ліквіації, високу герметичність. При маркуванні ливарних алюмінієвих сплавів позначають основний хімічний склад. Перша буква А – сплав на основі алюмінію, інші букви вказують на основні легувальні елементи: К – кремній, М – мідь, Мг – магній, Мц – марганець, Н – нікель, Ц – цинк. Цифри після букв – на середній вміст даного елемента у відсотках (мас.). Якщо вміст елемента менший за одиницю, то, як правило, він буквою не позначається. Наприклад, АК5М7 – ливарний алюмінієвий сплав з середнім вмістом Si 5%, Cu 7%, Al – основа.

Найкращі ливарні властивості мають *силуміни* – сплави системи $Al-Si$. Використовують як подвійні, так і леговані силуміни. Для їх легування використовують Mg , Cu , Mn , інколи – Ti , Ni , Zr , Cr . Утворюючи тверді розчини з алюмінієм, легувальні елементи

підвищують міцність та твердість силумінів. В легованих силумінах утворюються фази Mg_2Si , $CuAl_2$, Al_2Ti та інші.

Відливки із подвійних силумінів відпалюють для зняття напружень. Підвищення механічних властивостей цих сплавів досягається модифікуванням (сплав АК12). В сплавах без модифікування в структурі присутні кристали крихкого Si , що знижує міцність та пластичність сплаву. При введенні модифікатора – Na (0,06%, як правило, вводиться у вигляді хлористих та фтористих солей) евтектична концентрація зміщується від 11,6 до 14% Si , тому замість Si при кристалізації утворюються пластичні кристали α -фази (рис. 10.4). Підвищення міцності та пластичності пов'язано із подрібненням евтектики при модифікуванні. Наприклад, внаслідок модифікування сплаву АК12 міцність зростає зі 130 до 200 МПа, границя плинності – із 20 до 80 МПа, відносне видовження – від 2 до 7%.

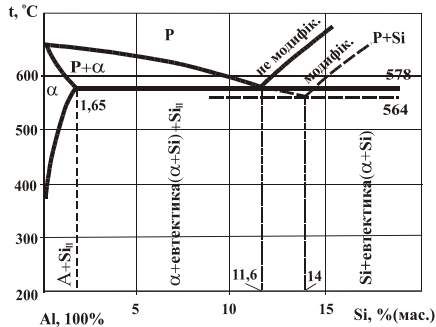


Рисунок 10.4 – Діаграма стану $Al-Si$
(штрихові лінії – для сплавів після модифікування)

До легованих силумінів окрім модифікування застосовують і термічну обробку (гартування та старіння) для зміцнення сплавів. Фази, що зміцнюють сплави: Mg_2Si , $CuAl_2$, Al_2CuMg тощо.

Силуміни використовують для одержання відливок деталей із застосуванням литва під тиском, в землю чи кокіль (деталі карбюраторів, приладів, толоки, корпуси та деталі двигунів, компресорів тощо).

Сплави на основі титану. Титан має дві поліморфні модифікації: до 882°C – $\alpha-Ti$ з ГЦП кристалічною ґраткою, вище

882°C – β -Ti з ОЦК граткою. Його температура плавлення складає 1668°C. Густина α -титану становить 4500 кг/м³. Міцність титану 300...550 МПа, пластичність 20...25%. На поверхні титану легко утворюється стійка оксидна плівка, тому титан має високу корозійну стійкість у прісній та морській воді і деяких кислотах (H_2SO_4 , HCl). Чим більше він містить домішок, тим вища міцність і нижча пластичність, корозійна стійкість. При зварюванні виникають ускладнення, які обумовлені сильною хімічною активністю, схильністю до росту зерна при високих температурах та поліморфними перетвореннями при зварюванні титану. Обробка різанням погана. Технічний титан маркують VT1-0, VT1-00.

Титанові сплави порівняно з алюмінієвими та магнієвими мають більшу питому міцність, жароміцність та корозійну стійкість. Працюють до температур 400...550°C.

Основними легувальними елементами титанових сплавів є *Al, Mo, V, Mn, Cr, Sn, Si, Zr, Nb, Fe*. За впливом на температуру поліморфного перетворення легувальні елементи поділяють на α -стабілізатори (*Al, O, N, C* – розширюють α -область), β -стабілізатори (*Mo, V, Mn, Cr, Fe* – розширюють β -область) та нейтральні (*Sn, Zr, Hf, Ge* мало впливають на $\alpha \rightarrow \beta$ перетворення).

Майже у всіх промислових сплавах титану присутній *Al*, тому що він знижує схильність до водневої крихкості, підвищує окалиностійкість, модуль пружності та характеристики міцності (до 6...8%). Більшість β -стабілізаторів підвищують міцність, жароміцність, термічну стабільність, дещо зменшують пластичність.

За технологією виготовлення титанові сплави поділяють на деформівні, ливарні та порошкові. Маркують літерами VT, OT, AT (наприклад VT8, OT4-1, AT3). Буква «Л» наприкінці марки означає, що сплав ливарний (VT5Л), цифра вказує на умовний номер.

За структурою у відпаленому стані розрізняють α , псевдо- α , ($\alpha+\beta$)-, псевдо- β - та β -сплави. До α -сплавів належать сплави титану з алюмінієм, а також сплави, додатково леговані *Sn* чи *Zr*. Псевдо- α -сплави мають переважно α -структуру та невелику кількість β -фази (до 5%) внаслідок додаткового легування β -стабілізаторами (*Mn, V, Nb, Mo*). Двофазні ($\alpha+\beta$) сплави леговані алюмінієм та β -стабілізаторами і в стабільному стані мають від 5 до 30% β -фази. У відпаленому стані мають гарне співвідношення міцності і пластичності, їх можна

зміцнювати термічною обробкою. Псевдо- β -сплави мають β -структуру з невеликою кількістю α -фази. Для легування використовують Mo , V , Cr , Zr (сумарна кількість легувальних елементів складає приблизно 20%). Міцність таких сплавів досягає 1000 МПа. Однофазні β -сплави мають знижену питому міцність, бо до їх складу входять V , Mo , W та Ta в значній кількості (до 33%), мають високу корозійну стійкість і технологічну пластичність.

Титанові сплави в основному піддають відпаленню, гартуванню зі старінням, а також хіміко-термічній обробці (азотуванню). Термічну обробку для зміцнення (гартування та старіння) застосовують для сплавів з ($\alpha+\beta$) структурою. При гартуванні сплави нагрівають до 850...950°C та охолоджують у воді. При цьому β -фаза перетворюється в α - (чи α' -) фазу за мартенситним механізмом. В процесі старіння сплавів (при 400...600°C) відбувається їх зміцнення, зумовлене розпадом фаз, що утворились при гартуванні, та появою більш дисперсної структури. Міцність сплаву VT16 (1,8...3,8% Al , 4,0...5,5% V , 4,5...6,5% Mo) після термічної обробки досягає 1250...1450 МПа.

Деталі з титанових сплавів азотують при 850...950°C з метою підвищення зносостійкості, міцності до втоми.

Титанові сплави широко використовують в авіації, реактивній техніці, хімічній промисловості. В високошвидкісних літаках кількість деталей з титанових сплавів досягає декількох тисяч. Застосовують титанові сплави також і в криогенній техніці, тому що вони зберігають пластичність при температурах (-169)...(-269)°C; жароміцні сплави працюють до температур 550°C. В суднобудуванні сплави використовують при виготовленні обшивки корпусів підводних човнів і морських суден, гребних гвинтів.

Сплави на основі магнію. *Магній* має ГЦП гратку, температура плавлення 650°C, густина дорівнює 1740 кг/м³.

Магній володіє низькими показниками теплопровідності та пластичності. Деформацію *магнію* переважно проводять в діапазоні температур 350...450°C. Рівень міцності Mg вищий за міцність Al ($\sigma_B \approx 180$ МПа).

Корозійна стійкість *магнію* низька, плівка окислу MgO , яка утворюється при взаємодії з повітрям, не забезпечує захисних властивостей. При температурі вище 500...550°C *магній* здатний самодовільно спалахувати, горіння відбувається дуже швидко.

Магнієві сплави задовільно зварюються, легко оброблюються різанням.

Найбільш поширеними є сплави магнію на основі систем $Mg-Al$ ($\leq 10\% Al$), $Mg-Zn$ ($\leq 5...6\% Zn$), $Mg-Mn$ ($\leq 2,5\% Mn$), $Mg-Zr$ ($\leq 1,5\% Zr$), $Mg-PЗМ$ (рідкісноземельні метали). Алюміній та цинк сприяють зміцненню α -твердого розчину (твердий розчин заміщення на основі Mg , має ґратку ГЦП), при одночасному підвищенні показників пластичності. Також хімічні сполуки, що утворює Mg з Zn та Al ($MgZn$, $Mg_{17}Al_{12}$), підвищують міцність сплавів, яка зберігається лише до температур $150...200^\circ C$. Марганець підвищує опір корозії та поліпшує зварюваність. Цирконій та цинк подрібнюють зерно, поліпшують механічні властивості, підвищують опір корозії. Кремній зміцнює твердий розчин. РЗМ (Nd , Th , Ce) надають сплавам високу жароміцність.

Для позначення марок магнієвих сплавів використовують букви та цифри. Приклад маркування: МЛ5, МА6, МА2пч, МЛ5он. Принцип маркування: буква M – сплав на основі магнію, L – ливарний сплав, A – деформівний сплав; букви $пч$ наприкінці марки – сплав підвищеної чистоти зі зниженим вмістом шкідливих домішок Fe , Ni , Cu , $он$ – загального призначення. Цифра – умовний номер сплаву за стандартом.

Класифікація магнієвих сплавів. За способом виготовлення напівфабрикатів та виробів магнієві сплави поділяють на дві основні групи: деформівні (МА5, МА6) та ливарні (МЛ5).

За температурою експлуатації сплави на основі магнію поділяють на групи:

- призначені для роботи при звичайних температурах (сплави загального призначення), наприклад, МА1, МА18, МЛ3;
- жароміцні (призначені для тривалої експлуатації при температурах до $200^\circ C$), наприклад, МА8, МЛ12, МЛ15;
- високожароміцні (для тривалої експлуатації при температурах до $250...300^\circ C$), наприклад, МА11, МА12, МЛ9, МЛ10;
- призначені для роботи при криогенних температурах, наприклад, МА18.

Термічна обробка магнієвих сплавів. Зміцнювальна термічна обробка магнієвих сплавів полягає в істинному гартуванні та старінні. Особливість гартування – низька швидкість розпаду пересичених розчинів на основі магнію (окрім випадку легування рідкісноземельними металами Nd , Th , Ce). Магнієві сплави

охолоджують при гартуванні на повітрі, або у киплячій воді. В сплавах не відбувається природне старіння (за винятком сплавів системи *Mg-Li*). Проведення штучного старіння дозволяє збільшити міцність магнієвих сплавів.

В литому стані для сплавів магнію характерна ліквідація, що викликає необхідність проведення гомогенізації. Також вироби зі сплавів магнію піддають рекристалізаційному відпаленню при температурах 250...350°C.

Завдяки малій густині та достатньо високій питомій міцності магнієві сплави широко використовують в авіабудуванні. З ливарних сплавів відливають кронштейни, елементи кріплення, елерони, деталі хвостового оперення, з деформівних виготовляють обшивку корпусів, лонжерони, опорні гальмівні конструкції та інші деталі. В ракетній техніці з магнієвих сплавів виготовляють корпуси ракет, обтічники, стабілізатори, паливні баки. Також магнієві сплави знайшли застосування в автомобілебудуванні: з них виготовляють картери двигунів та коробок передач автомобілів, диски коліс. В електро- та радіотехніці з магнієвих сплавів виготовляють корпуси приладів та електродвигунів, в текстильній промисловості – бобіни, шпульки, катушки та інше.

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Описати структуру, маркування, основні властивості та застосування сплавів на основі міді, алюмінію, титану та магнію.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Характеристика міді. Які сплави на основі міді ви знаєте ?
2. Латуні, їх маркування та застосування. Охарактеризувати пластичність та міцність латуней.
3. Бронзи, особливості їх структури та застосування.
4. Алюміній, які сплави на основі алюмінію ви знаєте ?
5. Які деформівні алюмінієві сплави зміцнюються термообробкою?
6. Що відбувається під час старіння алюмінієвих сплавів ?
7. Які сплави алюмінію мають високі ливарні властивості ?
8. Титан та його сплави. Принципи легування титанових сплавів.

9. Які переваги та недоліки мають сплави титану порівняно зі сталями та алюмінієвими сплавами ?

10. Термічна обробка титанових сплавів.

11. Характеристика магнію. Класифікація магнієвих сплавів та їх маркування.

12. Термічна обробка магнієвих сплавів.

Матеріали та обладнання

Робота виконується з використанням зразків сплавів Л80, ЛЦ40С, БрО10Ф1, Д1, АК12, ВТЗ-1, МЛ5 та деталей з алюмінієвого та титанового сплавів. Для вимірювання твердості використовується прилад ТК-2, для вивчення мікроструктури – мікроскоп МІМ-7.

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

1. Переглянути мікроструктуру зразків кольорових сплавів Л80, ЛЦ40С, БрО10Ф1, Д1, АК12, ВТЗ-1, МЛ5.

2. Із використанням довідникових даних визначити хімічний склад, рекомендований режим термічної обробки, отриману структуру, властивості та призначення матеріалів.

3. Зарисувати (схематично) мікроструктуру досліджених зразків кольорових сплавів. Вказати структурні складові. Заповнити таблицю 10.1.

Таблиця 10.1 – Хімічний склад, структура, термічна обробка та механічні властивості сплавів на основі *Cu*, *Al*, *Ti*, *Mg*

Марка сплаву	Хімічний склад, % (мас.)	Термічна обробка	Структура сплаву після термообробки	Механічні властивості	Використання

Зміст звіту

Загальні відомості згідно завдання, рисунки 10.1–10.4, зарисовані мікроструктури розглянутих сплавів, табл. 10.1, висновки.

ЛІТЕРАТУРА

1. Дубовий, О.М. Інженерне матеріалознавство: підручник / О.М. Дубовий, Ю.О. Казимиренко, Н.Ю. Лебедева, С.М. Самохін. – Миколаїв: НУК, 2009. – 444 с.
2. Попович, В.В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство : підручник /В.В. Попович, В.В. Попович. – Львів: Світ, 2006. – 624 с.
3. Пахолук, А.П. Основи матеріалознавства та конструкційних матеріалів: посібник / А.П. Пахолук, О.А. Пахолук. – Львів: Світ, 2005. – 172 с.
4. Бялік, О.М. Металознавство: підручник / О.М. Бялік, В.С. Черненко, В.М. Писаренко, Ю.Н. Москаленко. – К.: ІВЦ «Політехніка», 2001. – 375 с.
5. Кузін, О.А. Металознавство та термічна обробка металів [Текст]: Підручник / О.А. Кузін, Р.А. Яцюк. – Львів: вид-во “Афіша”, 2002. – 304 с.
6. Афтандіянц, С.Г. Матеріалознавство: підручник /С.Г. Афтандіянц, О.В. Зазимко, К.Г. Лопатько. – Київ: Вища освіта, 2012. – 548 с.
7. Мохорт, А.В. Термічна обробка металів: Навчальний посібник / А.В. Мохорт, М.Г. Чумак. – К.: Либідь. 2002. –512 с.
8. Большаков, В.И. Термическая и термомеханическая обработка сталей / В.И. Большаков, В.Н. Рычагов, В.К. Флоров. – Д.: Січ, 1994. – 232 с.
9. Климов, О.В. Сталі та сплави з особливими властивостями: Навчальний посібник / О.В. Климов, Ю.І. Кононенко, В.Л. Грешта. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2014. – 315 с.
10. Руденко, Л.Ф. Леговані сталі та сплави: навч. посіб. / Л.Ф. Руденко, Т.П. Говорун. – Суми: СумДУ, 2012. – 171 с.
11. Грешта, В.Л. Кольорові метали і сплави: Навчальний посібник / В.Л. Грешта, О.В. Климов, О.В. Лисиця, Л.П. Степанова. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2015. – 336 с.
12. Дробот, О.С. Макро- і мікроструктура металів та сплавів / О.С. Дробот, О.П. Бабак, О.О. Нікітін. – Вид. 2-ге, випр., допов. – Хмельницький: ХНУ, 2016. – 55с.
13. Большаков, В.И. Атлас структур металлов и сплавов / В.И. Большаков, Г.Д. Сухомлин, Д.В. Лаухин. – Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА», 2010. – 174 с.

Додаток А

Правила техніки безпеки при виконанні лабораторних робіт із дисципліни «Металознавство і термічне оброблення» в лабораторіях кафедри фізичного матеріалознавства

1. Практична частина лабораторних робіт виконується студентами лише в присутності викладача або лаборанта.

2. Перед проведенням конкретних робіт за вказівкою викладача студенти повинні звернути увагу на небезпечні та шкідливі фактори.

3. При шліфуванні та поліруванні зразків необхідно користуватися окулярами для запобігання травмування очей.

4. Якщо при поліруванні зразок вирвано із рук, негайно відключити верстат від електричної мережі.

5. При травленні зразків у водних або спиртових розчинах лугів, солей, кислот остерігатись їх попадання на відкриту шкіру та очі. Якщо це трапилось, необхідно промити забруднені місця водою.

6. Після закінчення роботи та металографічному мікроскопі МІМ-7 вимкнути мікроскоп із електромережі, закрити чохлами та вимкнути головний рубильник.

7. При виконанні термічної обробки зразків необхідно:

- забезпечити наявність гумового килимка на підлозі;
- використовувати рукавиці при завантаженні та вивантаженні зразків;
- завантажувати та вивантажувати зразки за допомогою кліщів і лише при відключеній від електричної мережі печі;
- дотримуватись правил пожежної безпеки при охолодженні зразків в олії (зразки в олію занурювати повністю; не здійснювати одночасне гартування великої маси зразків; в лабораторії обов'язково повинні бути справні первинні засоби пожежного гасіння).

8. По завершенні практичної частини лабораторної роботи необхідно відключити обладнання від електричної мережі; перевірити, щоб зразки після термічної обробки були охолоджені до кімнатної температури, а заслінки печей були закритими.

9. У випадку загорання в лабораторії вжити заходи по його усуненню за допомогою первинних засобів пожежогасіння. Коли це не можливо, студенти повинні покинути лабораторію, а викладач

зобов'язаний сповістити завідувача кафедри та адміністрацію та прийняти міри до ліквідації пожежі.

Додаток Б
Таблиця відповідності величин твердості,
визначених різними методами

Твердість за Брінеллем, НВ	Твердість за Роквеллом, HRC	Твердість за Роквеллом, HRB	Твердість за Вікерсом, HV
764	72	-	1209
697	68	-	1001
644	62	-	787
586	58	-	680
543	56	-	637
503	52	-	575
451	48	-	492
406	43	-	426
345	38	-	353
314	33	-	313
243	24	-	244
224	20	100	223
202	15	94	204
187	10	91	188

ДЛЯ ПРИМІТОК

ДЛЯ ПРИМІТОК