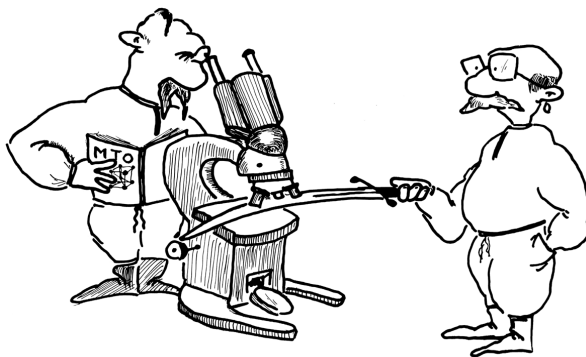


МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

до виконання лабораторних робіт із дисципліни
“Матеріалознавство ” для студентів спеціальностей
131 «Прикладна механіка», 133 «Галузеве
машинобудування», 136 «Металургія» усіх форм навчання

Частина II



Запоріжжя, 2019

Методичні вказівки до виконання лабораторних робіт із дисципліни «Матеріалознавство» для студентів спеціальностей 131 «Прикладна механіка», 133 «Галузеве машинобудування», 136 «Металургія» усіх форм навчання: частина II / Укл: С.Б. Беліков, І.М. Лазечний, Л.П. Степанова, О.В. Лисиця. Малюнки – М.М. Бриков, д.т.н. Комп'ютерний набір та графіка – О.В. Лисиця, Г.Г. Трикоз – Запоріжжя: НУЗП, 2019. – 80 с.

Укладачі: С.Б. Беліков, д.т.н., професор,
І.М. Лазечний, к.т.н., доцент,
Л.П. Степанова, к.т.н., доцент,
О.В. Лисиця, старш. викладач.

Рецензент: Гіржон В.В. – зав. кафедри «Фізика твердого тіла»
ЗНУ, д. ф.- м.н., професор.

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

Затверджено
на засіданні кафедри ФМ
Протокол № 6
від «14» березня 2019 р.

Рекомендовано
до видання НМК інженерно-
фізичного факультету
Протокол № 8
від «14» травня 2019 р.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 6

Вивчення загартовуваності та прогартовуваності вуглецевих і легованих сталей

Мета роботи – вивчити вплив температури нагрівання та швидкості охолодження на властивості сталей У8, ШХ15, Х12М; співставити загартовуваність сталей 35, 45, У8; визначити прогартовуваність сталей У10 та ШХ15.

Загальні відомості

Термічною обробкою прийнято називати 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. Для цього сталі нагрівають вище температур фазових перетворень, витримують, після чого швидко охолоджують. На структуру та властивості сталей впливають процеси при нагріванні до аустенітного стану, а також подальше перетворення аустеніту при різних ступенях переохолодження.

Перетворення в сталях при нагріванні

При нагріванні сталі вище 727°C (A_1) перлит перетворюється в аустеніт дифузійно, тобто зі зміною концентрації вуглецю в фазах:



Кристали аустеніту зароджуються найчастіше на міжфазних межах “ферит-цементит”. Перетворення складається з двох процесів, що одночасно відбуваються в структурі: поліморфного перетворення $\text{F} \rightarrow \text{A}$ та розчинення кристалів цементиту в аустеніті. Оскільки в кожній перлитній колонії зароджується декілька центрів кристалізації аустеніту, перетворення приводить до того, що в межах перлитної колонії виростає декілька зерен аустеніту, тобто утворюється більш дрібнозерниста структура.

Під час довготривалої витримки після завершення аустенітизації або підвищенні температури нагрівання розпочинається процес збиральної рекристалізації, тобто ріст зерен аустеніту. Швидкість росту аустенітних зерен при цьому неоднакова у різних сталях і значною мірою залежить від наявності карбідотворювачів та способу розкислення при плавленні. У легованих сталях титан, ванадій, цирконій, ніобій,

вольфрам, молібден утворюють стійкі при температурах аустенізації карбіди, що розташовуються на межах зерен аустеніту та стримують ріст зерен. З аналогічної причини сталі, розкислені алюмінієм, є спадково дрібнозернистими (нітриди та оксиди алюмінію – бар'єри на шляху міграції меж зерен), на відміну від спадково крупнозернистих сталей, розкислених лише феросиліцієм або феромарганцем.

У залежності від умов нагрівання та складу сталі одержують зерно аустеніту різного розміру, що значною мірою впливає на властивості продуктів його перетворення. Продукти перетворення дрібнозернистого аустеніту мають більш високу міцність, пластичність, твердість, в'язкість у порівнянні з продуктами перетворення крупнозернистого аустеніту.

Сталі, що мають грубу крупнозернисту структуру, отриману внаслідок високотемпературного нагрівання, називають перегрітими. Перегрівання, коли зерна виростають до граничного розміру, виправляється повторною аустенізацією із нагріванням до більш низьких температур. Перепалення – це значне перегрівання, що супроводжується окисленням меж зерен великого розміру і відноситься до невинного браку.

Перетворення аустеніту при різних ступенях переохолодження

Якщо сталь від температури аустенізації охолоджувати до температури нижче 727°C (A_1), аустеніт буде знаходитись в метастабільному стані, що викличе його перетворення, механізм і кінетика якого зумовлені ступенем переохолодження.

Вплив ступеня переохолодження на стійкість переохолодженого аустеніту та швидкість його перетворення зображається графічно у вигляді діаграми ізотермічного перетворення (рис. 6.1).

Перетворення аустеніту в інтервалі $727...550^{\circ}\text{C}$ для сталі У8 називається перлитним; $550...240^{\circ}\text{C}$ – бейнітним (проміжним); $240...мінус 50^{\circ}\text{C}$ – мартенситним.

Перлитне перетворення $A_{0,8\%C} \rightarrow П(\Phi_{0,02\%C} + Ц_{6,67\%C})$ відбувається за дифузійним механізмом, внаслідок чого утворюються пластинчасті структури перлитного типу, дисперсність яких оцінюється середньою сумарною товщиною суміжних пластинок фериту та цементиту Δl і залежить від ступеня переохолодження. Так, наприклад, якщо перетворення проходить при температурі вище 650°C , то утворюється груба суміш кристалів фериту та цементиту ($\Delta l = (5...7)10^{-7}$ м), що називають перлитом.

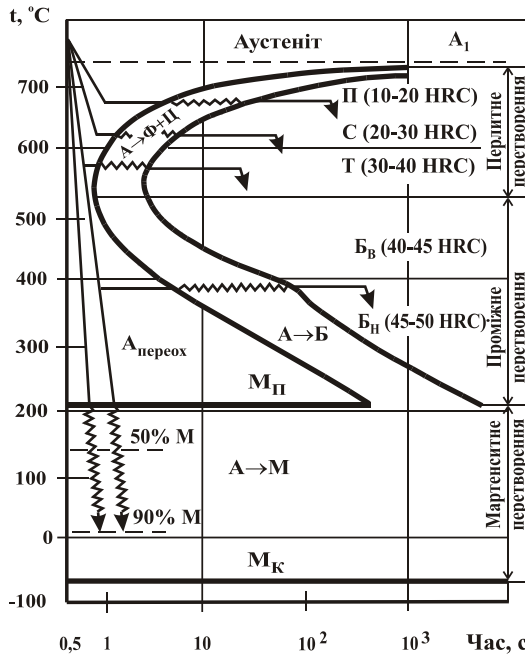


Рисунок 6.1 – Діаграма ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту сталі У8

Перетворення при 640...590°C дає більш тонку структуру - *сорбіт* ($\Delta l = (3...4)10^{-7}$ м), а в інтервалі - 580...550°C - найбільш дисперсну ферито-цементитну суміш - *троостит* ($\Delta l = (1...2)10^{-7}$ м). Дисперсність продуктів перетворення зумовлює їх твердість (і міцність): у перліту HRC 10...20, сорбіту - 20...30, трооститу - 30...40.

Уведення в сталь легувальних елементів змінює стійкість переохолодженого аустеніту та швидкість перетворення в перлитній і проміжній областях внаслідок гальмування дифузійних процесів. Всі легувальні елементи, крім кобальту, підвищують стійкість аустеніту та зменшують швидкість його перетворення; криві початку та кінця перетворення пересуваються праворуч, збільшується час інкубаційного періоду. Елементи карбідоутворювачі, крім того, змінюють і форму С-кривих (рис. 6.2).

Мартенситне перетворення проходить при безперервному охолодженні в інтервалі температур **Мп-Мк** (початок і кінець

перетворення). Ізотермічна витримка в цьому температурному інтервалі приводить до стабілізації аустеніту, тобто перетворення в цьому випадку не завершується і в структурі спостерігається залишковий аустеніт. Аустеніт зберігається в структурі сталей, що містять 0,5 %C і більше, якщо охолодження ведуть лише до кімнатної температури, тому що збільшення концентрації вуглецю приводить до пониження M_K нижче 0°C (рис. 6.3). Більшість легувальних елементів (крім кобальту, алюмінію, кремнію) зменшують температури початку M_{Π} та кінця M_K мартенситного перетворення і сприяють збільшенню кількості залишкового аустеніту.

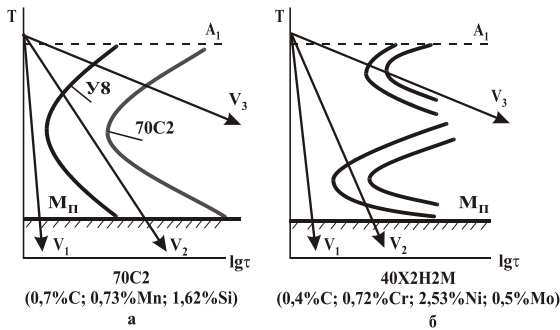


Рисунок 6.2 – Схеми діаграм ізотермічного перетворення аустеніту у вуглецевих і легованих сталях

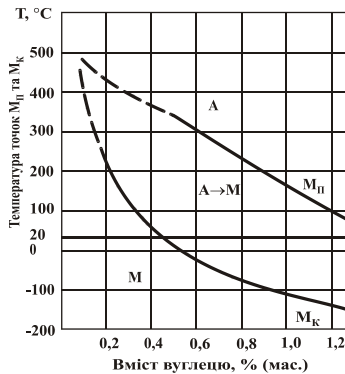


Рисунок 6.3 – Вплив вмісту вуглецю на температури M_{Π} та M_K у вуглецевих сталях

Мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення здійснюється за бездифузійним механізмом, коли атоми переміщуються на відстань меншу, ніж міжатомна. Кристали мартенситу когерентно пов'язані з кристалами первинного аустеніту, а їх взаємна орієнтація відповідає співвідношенню: $(110)_M // (111)_A$; $[111]_M // [110]_A$. У зв'язку з бездифузійним характером перетворення ($A_{0,8\%C} \rightarrow M_{0,8\%C}$) весь вуглець залишається у пересиченому твердому розчині і деформує при цьому кристалічну ОЦК ґратку фериту, внаслідок чого мартенсит має тетрагональну об'ємноцентровану ґратку (рис. 6.4).

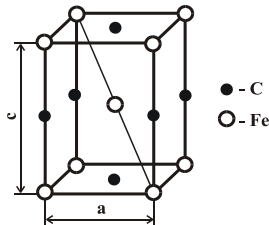


Рисунок 6.4 – Тетрагональна ґратка мартенситу (c/a – ступінь тетрагональності)

Таким чином, **мартенсит** – нерівноважна фаза – пересичений твердий розчин втілення атомів вуглецю в α -Fe. Чим більше вуглецю в мартенситі, тим вище ступінь тетрагональності, і відповідно вища твердість сталі при меншій пластичності (при вмісті в сталі 0,6... 0,8%С твердість мартенситу HRC 64 і більше).

Для визначення швидкості охолодження, що забезпечує одержання необхідної структури, на практиці використовують експериментально побудовані термокінетичні діаграми перетворення переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні (рис. 6.5). Ці діаграми дозволяють визначити критичну швидкість охолодження **$V_{кр}$ – мінімальну швидкість**, при якій аустеніт перетворюється в мартенсит без розпаду на ферито-цементитну суміш. При охолодженні із швидкістю меншою, ніж **$V_{кр}$** , утворюються структури перлитного типу, що видно на прикладі сталі У8 (табл. 6.1).

Критична швидкість охолодження - важлива технологічна характеристика, що залежить від хімічного складу сталі та температури аустенізації. Легувальні елементи (за винятком кобальту) підвищують стійкість переохолодженого аустеніту, зміщують праворуч лінії ізотермічної та термокінетичної діаграм, внаслідок чого зменшується

Вкр. При наявності карбідів, нітридів і інших фаз в сталях, до складу яких входять легувальні елементи, збільшується $V_{кр}$. Критична швидкість дещо зменшується із збільшенням гомогенності аустеніту та розміру його зерен.

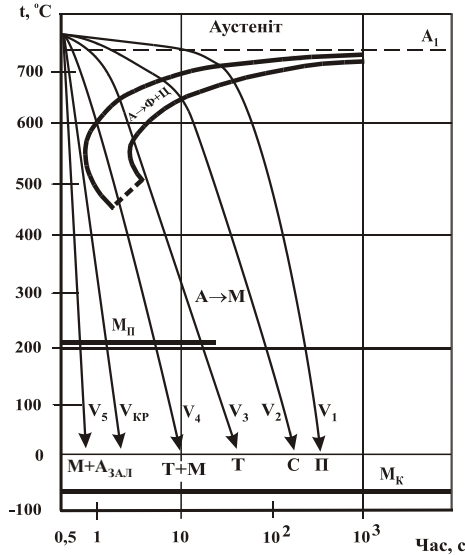
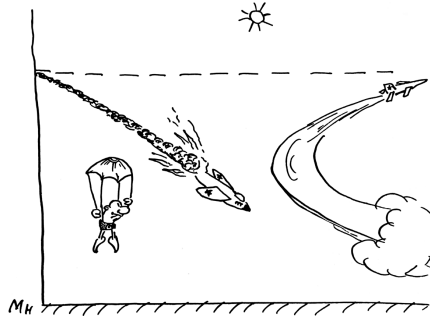


Рисунок 6.5 – Схема термокінетичної діаграми перетворення аустеніту сталі У8



Бейнітне (проміжне) перетворення проходить в інтервалі температур між перлитним і мартенситним перетвореннями аустеніту. Бейніт є двофазною сумішшю фериту та цементиту, в якій ферит дещо пересичений вуглецем. Головна особливість перетворення - поліморфний перехід $\gamma \rightarrow \alpha$ відбувається за мартенситним механізмом. У сталі У8

бейніт утворюється при ізотермічній витримці, в легованих сталях – і при безперервному охолодженні.

Таблиця 6.1 – Структура і твердість сталі У8 у залежності від швидкості охолодження із аустенітної області

°C/с	Охолоджувальне середовище	Структура	HRC
0,5	з піччю	перлит	10...20
5,0	повітря	сорбіт	20...30
50	олія	троостит	30...40
100,0	гаряча вода	троостомартенсит	50...55
200,0	холодна солона вода	мартенсит із залишковим аустенітом	60...65

Технологічні особливості гартування сталі

Вибір оптимальних температур нагрівання при гартуванні вуглецевих і малолегованих сталей ґрунтується відповідно до діаграми $Fe-Fe_3C$ (рис. 6.6). Критичні точки (температури фазових перетворень) при термообробці сталі позначають таким чином:

A_1 – відповідає лінії **PSK** (727°C), тобто евтектоїдному перетворенню $A \rightarrow P$;

A_3 – відповідає лінії (GS) поліморфного перетворення $A(\gamma) \rightarrow \Phi(\alpha)$;

A_{cm} – температури початку утворення (при охолодженні) або розчинення (при нагріванні) цементиту вторинного в аустеніті (лінія **SE**).

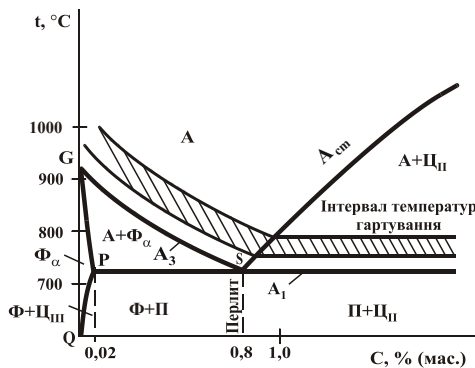


Рисунок 6.6 – Оптимальні температури нагрівання вуглецевих сталей при гартуванні

Внаслідок гістерезису процесів розчинення та утворення цементиту, $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, критичні температури не збігаються при нагріванні та охолодженні, тому їх позначають додатковими індексами: **c** – при нагріванні (chofage) та **r** – при охолодженні (rechofage).

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 структури 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:

$$t_{\text{нагр}} = A_{c3} + (30...50)^{\circ}\text{C}.$$

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

Евтектоїдну та заевтектоїдні сталі піддають неповному гартуванню, оптимальна температура нагрівання складає:

$$t_{\text{нагр}} = A_{c1} + (30...50)^{\circ}\text{C},$$

після чого їх структура складається з мартенситу, цементиту та залишкового аустеніту.

Кристали вторинного цементиту (Π_{II}) підвищують зносостійкість інструментальних сталей тому, що мають більшу твердість, ніж мартенсит.

Після повного гартування ($t_{\text{нагр}} > A_{cm}$) твердість заевтектоїдних сталей менше внаслідок розчинення Π_{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 жолоблення та гартувальних тріщин, що призводять до руйнування виробів.

Легувальні елементи впливають на температури фазових перетворень. Так, наприклад, феритостабілізатори (хром, вольфрам,

молібден, ванадій, кремній, алюміній тощо) зсувають точки A_3 та A_1 уверх по температурній осі, і, таким чином, підвищують температуру нагрівання для гартування; стабілізатори аустеніту, навпаки, переміщують їх вниз (нікель, азот, мідь, марганець), зменшують тим самим температури гартування.

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

Загальна тривалість нагрівання у випадку гартування визначається як:

$$\tau_{\text{заг}} = \tau_n + \tau_i,$$

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 порівнянно з вуглецевими у зв'язку з тим, що, по-перше, легувальні елементи (крім кобальту) гальмують перетворення $P \rightarrow A$, а, по-друге, необхідно мати додатковий час для вирівнювання концентрації в аустеніті не лише вуглецю, але й легувальних елементів.

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

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

Загартовуваність і прогартовуваність сталей

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

Прогартовуваність – здатність сталі гартуватися 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. 6.7).

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

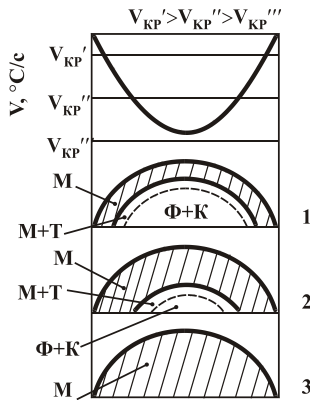


Рисунок 6.7 – Залежність прогартовуваності від критичної швидкості охолодження для вуглецевої (1) та легованих сталей (2, 3)

Найменш трудомістким методом визначення прогартовуваності вважається метод торцевого гартування (ГОСТ 5657-69), що дозволяє на одному зразку ($d=25\text{мм}$ та $l=100\text{мм}$) без його перерізання визначити прогартовуваність сталі у будь-якому охолоджувачі.

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

1. Описати основні положення перетворень в сталі при нагріванні та охолодженні.

2. Зарисувати ізотермічну та термодіаграми перетворення аустеніту сталі У8. Нанести на ній швидкості охолодження, що відповідають різним гартівним середовищам.

3. Зарисувати сталеву частину діаграми $Fe-Fe_3C$ та вказати на ній інтервал оптимальних температур гартування сталей.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Критичні точки при термічній обробці сталі та їх фізична сутність.
2. Гартування. Вибір оптимальних температур гартування. Вплив легувальних елементів.
3. Повне та неповне гартування, їх застосування для різних сталей.
4. Вплив легувальних елементів на ріст зерна аустеніту. Спадково крупно- та дрібнозернисті сталі.
5. Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту сталі У8.
6. Перлитне перетворення; перлит, сорбіт, троостит, їх властивості.
7. Мартенситне перетворення. Будова та властивості мартенситу гартування.
8. Термокінетична діаграма перетворення аустеніту сталі У8.
9. Критична швидкість охолодження; фактори, від яких вона залежить.
10. Вплив легувальних елементів на технологічні характеристики та термічну обробку сталей.
11. Вплив вуглецю та легувальних елементів на температури **Мп**, **Мк**, кількість **Азал**.
12. Що таке загартовуваність і прогартовуваність; фактори, від яких вони залежать?

Матеріали та прилади

Нагрівальні печі, твердомір типу ТК-2; гартувальні баки з водою та мінеральною олією, наждачний верстат для зачищення зразків, установка для визначення прогартовуваності, зразки досліджуваних сталей, номограми прогартовуваності.

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 6.2.

2. Заміряти твердість зразків досліджуваних сталей (45, У8, ШХ15, Х12М) і дані занести в таблицю 6.2.

3. За експериментальними даними (табл. 6.2) 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. Методом торцевого гартування визначити прогартовуваність сталей У10 та ШХ15. Побудувати графік “твердість - відстань від торця” для цих сталей. Користуючись номограмами, визначити **Дкр** для різних гартівних середовищ. Дані занести в таблицю 6.3.

Таблиця 6.2 – Твердість і структура сталей після різних режимів термічної обробки (ТО)

Марка сталі	Час нагрівання	$t_{\text{нагр}}, ^\circ\text{C}$	Охолоджувальне середовище	$V_{\text{охол}}, ^\circ\text{C/c}$	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			

Таблиця 6.3 – Прогартовуваність сталей У10 і ШХ15

Марка сталі	Критичний діаметр (Дкр) в середовищах, мм		
	Вода	Олія	Повітря
У10			
ШХ15			

5. Пояснити (письмово) одержані залежності, визначити оптимальну температуру гартування та швидкість охолодження для утворення мартенситу в сталі У8. Пояснити причини більшої загартовуваності сталі

У8 порівняно зі сталлю 45 та більш високу прогартуваність сталі ШХ15 порівняно зі сталлю У10.

Зміст звіту

Сталева частина діаграми ***Fe-Fe₃C***, термокінетична та ізотермічна діаграми перетворення аустеніту (рис. 6.1, 6.5, 6.6), табл. 6.2 та 6.3, графіки залежностей (п. 3, 4) і висновки (п. 5).

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 7

Вплив температури відпускання на структуру та властивості загартованих сталей

Мета роботи – вивчити вплив температури відпускання на властивості сталей У8, ШХ15 та Х12М; ознайомитися із видами та призначенням відпускання.

Загальні відомості

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 (нормалізація – охолодження на повітрі).

Унаслідок 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 полягає у виділенні з мартенситу частини вуглецю з утворенням метастабільних карбідів Fe_xC з гексагональною ґраткою, когерентно пов'язаною 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. У вуглецевих сталях це перетворення відбувається в інтервалі температур 80...200°C.

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 $200\ldots 300^{\circ}\text{C}$.

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

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

Третє перетворення у вуглецевих сталях спостерігається при $300\ldots 400^{\circ}\text{C}$. Завершується розпадання мартенситу і карбідне перетворення. Із мартенситу виділяється весь надлишковий вуглець у вигляді карбідів, у зв'язку з цим тетрагональна гратка стає ОЦК, тобто мартенсит перетворюється у ферит. Порушується когерентність між фазами і відокремлюються гратки фериту та ϵ -карбіду. Одночасно ϵ -карбід перетворюється у цементит Fe_3C . Довжина зразка зменшується. Ферито-карбідна суміш, що утворюється до кінця третього перетворення, називається трооститом відпускання.

Нагрівання до більш високих температур ($400\text{--}700^{\circ}\text{C}$) 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) і. 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 $450\ldots 650^{\circ}\text{C}$, називається *сорбітом відпускання* (зернистим сорбітом). При температурі відпускання, близькій до A_1 , утворюється груба ферито-цементитна суміш - *зернистий перлит*.

Вплив легувальних елементів на процеси відпускання

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

Легування сталі хромом, молібденом, вольфрамом, ванадієм, кобальтом, кремнієм 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.

Усі карбідоутворювачі гальмують процес коагуляції карбідів. Найповільніше коагулюють карбіди **МС** та **М₆С** і саме тому сталі, що леговані ванадієм, вольфрамом, молібденом, 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 – підвищують її.

У 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.

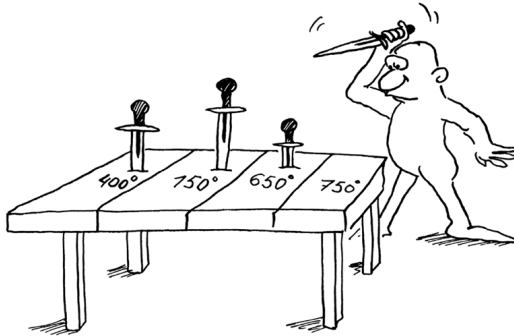
Сильні карбідоутворювачі (молібден, вольфрам, ванадій) затримують зниження твердості до 400...500°C, а при температурі виділення дисперсних спеціальних карбідів у складнолегованих сталях (хром-вольфрам-молібден, хром-молібден-ванадій тощо) спостерігається підвищення твердості (при 500...560°C) завдяки 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 краще відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Подальше підвищення температури призводить до їх монотонного зниження.

Характеристики пластичності (δ , ψ) зростають 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 спостерігається у всіх конструкційних сталях, незалежно від легування, а при 500...600°C – лише в легуваних сталях.

Види відпускання

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



Низькотемпературним відпусканням називають нагрівання загартованих сталей до 150...250°C. Тривалість відпускання - 1...2,5 год. При цьому частково релаксують внутрішні напруження, мартенсит гартування перетворюється у мартенсит відпускання, підвищується міцність, дещо покращується в'язкість без помітного зниження твердості. Загартована сталь (0,5...1,3%С) після низькотемпературного відпускання

зберігає твердість HRC 58...63, високу зносостійкість, але деталі після такого відпускання не витримують значних динамічних навантажень, якщо вони не мають в'язкої серцевини.

Типові приклади застосування низькотемпературного відпускання - відпускання різальних та вимірювальних інструментів, деталей кулькових і роликів вальниць, деталей після цементації, постійних магнітів із вуглецевих і малолегованих сталей.

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

Високотемпературне відпускання передбачає нагрівання загартованих сталей до 550...650°C. Структура після цього - сорбіт відпускання з HRC 25...35. Високотемпературне відпускання забезпечує найкраще співвідношення міцності і в'язкості, що пояснюється сферичною формою частинок цементиту. Термічну обробку, що складається із гартування та високотемпературного відпускання, називають *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

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

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Відпускання, мета відпускання. Чому після гартування сталі обов'язково необхідне відпускання ?
2. Перетворення при відпусканні.

3. Вплив легувальних елементів на процеси при відпусканні.
 4. Низько-, середньо- та високотемпературне відпускання.
 5. Зміна властивостей сталі з підвищенням температури відпускання.

6. Поліпшення. Які деталі підлягають поліпшенню ?

Відміна сорбіту відпускання від сорбіту, що безпосередньо утворюється із аустеніту. Яка різниця у властивостях сталі ?

Матеріали, інструмент, прилади та обладнання

Нагрівальні печі, твердомір типу ТК-2; наждачний верстат для зачищення зразків; загартовані зразки досліджуваних сталей.

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок проведення лабораторної роботи

1. Заміряти твердість загартованих зразків сталей та дані занести в табл. 7.1.

2. Провести відпускання загартованих зразків зі сталей У8, ШХ15, Х12Ф при 150, 350, 550 °С.

3. Заміряти твердість зразків після відпускання та занести дані в табл. 7.1.

4. За даними табл. 7.1 побудувати графік залежності “твердість–температура відпускання”.

Таблиця 7.1 – 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°C	350°C	550°C
У8	Витримка 60 хв, охолодження на повітрі				
ШХ15					
Х12М					

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

Зміст звіту

Коротко описати перетворення при відпусканні та вплив температури на структуру і властивості сталей, види відпускання та їх використання. Заповнити таблицю 7.1, побудувати графіки залежності “твердість – температура відпускання”, дати висновки щодо отриманих графіків. Оцінити вплив легувальних елементів.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 8

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 (цементацією, 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 одночасно із тепловим впливом.

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

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

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

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

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

Окрім того, *всі різновиди ХТО поділяють на дві групи*: 1) дифузійне насичення неметалами: цементация (насичення вуглецем), ціанування (вуглецем і азотом), азотування (азотом); 2) 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 $\geq 56\text{HRC}$, підвищену зносостійкість поверхні та в'язку серцевину. Тому для їх виготовлення використовують маловуглецеві (0,1...0,25 %C) сталі: 10, 15, 20, 15X, 18ХГТ, 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 приводить до росту аустенітного зерна, погіршенню механічних і експлуатаційних властивостей шару і серцевини. Оптимальним поверхневим вмістом вуглецю у шарі вважається 0,8...1,1 %. При меншому вмісті вуглецю не досягається необхідна твердість поверхні, а при більшому – в цементованому шарі утворюється карбідна сітка, внаслідок чого він стає крихким.

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

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

Твердий карбюризатор складається із суміші деревного вугілля та вуглекислих солей. Деталі складають в спеціальні сталеві ящики, пересипають карбюризатором, герметизують, щоб зменшити доступ повітря, і завантажують у нагріту піч. При нагріванні внаслідок взаємодії деревного вугілля і залишку кисню утворюється оксид вуглецю CO , який на поверхні металевих виробів дисоціює за реакцією $2\text{CO} \rightarrow \text{C} + \text{CO}_2$ з утворенням атомарного вуглецю. Останній “поглинається” металом, а CO_2 після взаємодії з деревним вугіллем відновлюється до CO .

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

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

Після цементації максимальний вміст вуглецю на поверхні виробів плавно зменшується в перерізі деталі від поверхні до початкового вмісту в серцевині. Наприклад, в цементованій деталі із сталі 10 концентрація вуглецю зменшується на поверхні від 1,0 % до 0,1 % в серцевині. Структура деталей, повільно охолоджених після цементації, близька до рівноважної і залежить від вмісту вуглецю: в заєвтектоїдній частині шару - перлит із сіткою вторинних карбідів, в евтектоїдній - перлит, в доєвтектоїдній - перлітоферитна із зростанням частки фериту в напрямку до серцевини. Зазначені структури мають низький рівень твердості, тому лише однієї цементації недостатньо для досягнення значної поверхневої твердості та високих експлуатаційних властивостей.

Вони забезпечуються завершальною термічною обробкою - гартуванням та відпусканням. У залежності від марки цементованої сталі, температури цементації, призначення деталей і т. ін., можливі такі основні технологічні схеми:

—цементация, повільне охолодження, гартування від температури $A_{c1}+(30...50)^{\circ}C$, відпускання низькотемпературне (ХТО для маловідповідальних деталей);

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

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

Структура цементованого шару після термічної обробки – мартенсит відпущений, аустеніт залишковий, карбіди; структура серцевини – феритоперлитна (вуглецеві сталі), маловуглецевий відпущений мартенсит із феритом (леговані сталі), що пояснюється підвищеною прогартуваністю легованих сталей. Після ХТО твердість поверхні цементованих сталей $HRC \geq 56$, серцевини $HRC 20...45$ (в залежності від хімічного складу сталі, розмірів деталі, структури серцевини). Швидкість цементації становить 0,1...0,2мм/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. 8.1, в). Внаслідок взаємодії напружень від навантаження і зміцнення (рис. 8.1, г) зменшується рівень напружень розтягу і підвищується опір втомі сталі, довговічність деталей.

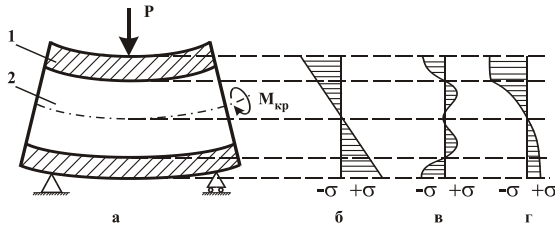


Рисунок 8.1 – Схема навантаження деталі типу вал (а) та епюри напружень від навантаження (б), поверхневого зміцнення (в), спільної дії навантаження і зміцнення(г)

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

В сплавах системи **Fe-N** (рис. 8.2) утворюються наступні фази:

α-фаза – твердий розчин втілення азоту в **α-Fe** з граткою ОЦК;

γ-фаза – твердий розчин втілення азоту в **γ-Fe** з граткою ГЦК;

γ'-фаза – твердий розчин на основі нітриду **Fe₄N** з ГЦК граткою.

ε-фаза – твердий розчин на основі нітриду **Fe₃N** з граткою ГЦП.

Твердість нітридів заліза відносно невисока: **γ'-фази** – **HV 550 (HRC 50)**; **ε-фази** – **HV 450 (HRC 44)**. Тому твердість вуглецевих сталей після азотування не перевищує HV600 і для азотування використовують леговані алюмінієм, ванадієм та хромом сталі. В них, окрім нітридів **AlN**, **VN**, **Cr₂N**, для яких характерна висока твердість, є зони з підвищеним вмістом азоту і легувальних елементів, що створюють пружні викривлення гратки **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 поліпшення (гартування і високотемпературне відпускання), щоб забезпечити в'язку серцевину і підготувати структуру до азотування. Азотування при 520...560 °С дозволяє сформувати шар 0,3...0,6 мм за 30...60 годин, тобто швидкість азотування складає 0,01 мм/год. Атомарний азот для насичення утворюється при дисоціації аміаку $2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 3\text{H}_2$.

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

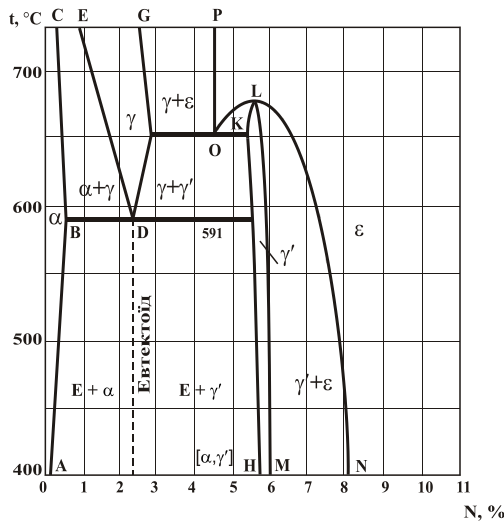


Рисунок 8.2 – Фрагмент діаграми стану системи **Fe-N**

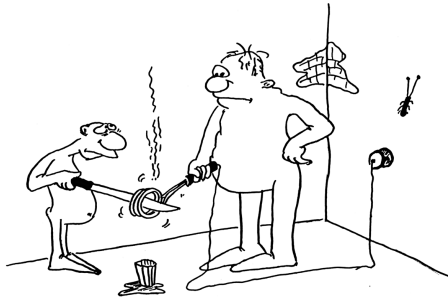
Переваги азотування порівняно із цементацією: більша твердість поверхні, яка зберігається при нагріванні до 500°C (твердість цементованих виробів знижується при нагріванні вище 200°C); підвищені зносостійкість, границя витривалості, кавітаційна стійкість; опір корозії в повітряній атмосфері, прісній 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 газополуменового, електроннопроменевого 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 середньовуглецеві сталі (0,3...0,5%С): 35, 45, 50, 40Х, 40ХН та ін. При меншому вмісті вуглецю не забезпечуються вимоги щодо твердості поверхні ($HRC \geq 55$); при більшому – серцевина буде мати низьку в'язкість. Перед поверхневим гартуванням здійснюють нормалізацію чи поліпшення, які забезпечують необхідні властивості серцевини. Після нагрівання СВЧ деталі охолоджуються водою в гартівній ванні або за допомогою спеціального пристрою, потім проводиться відпускання при 160...200°C, іноді – самовідпускання. Після термічної обробки поверхневий шар має

структуру відпущеного мартенситу (HRC 55...58), серцевина – феритоперлітну 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 і призначення ХТО і поверхневого гартування; сталі, що використовуються для цементації, азотування та поверхневого гартування; технологію попередньої і заключної 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. Вплив температури насичення, тривалості процесу, хімічного складу сплаву на глибину дифузійного шару.
5. Сутність цементації. Речовини-постачальники вуглецю. Температура цементації, оптимальна поверхнева концентрація вуглецю.
6. Сталі для цементації. Термічна обробка виробів після цементації. Структура і властивості шару та серцевини після цементації та наступної термічної обробки.
7. Принципи підвищення твердості, зносостійкості, міцності, опору втомі після різних способів поверхневого зміцнення.
8. Попередня термічна обробка виробів із азотованих сталей. Сутність азотування. Сталі для азотування, температура та тривалість процесу.
9. Структура і властивості сталей після азотування. Вплив легувальних елементів на властивості азотованого шару. Переваги та недоліки азотування порівняно із цементацією.
10. Поверхнєве гартування. Сталі, що використовуються для поверхневого гартування; термічна обробка після гартування; структура і властивості поверхневого шару та серцевини. Вплив прискореного нагрівання на структуру та властивості сталі.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

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, а також 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. 8.3), 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. 8.1.

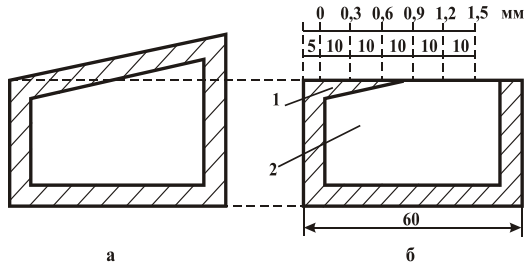
Таблиця 8.1 – Зміна твердості по глибині цементованого шару сталі 10

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

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

Використовуючи дані про структуру, побудувати і пояснити графік “твердість-відстань від поверхні” зразка зі сталі 10 після цементації, гартування та низькотемпературного відпускання.

Заповнити табл. 8.2 і проаналізувати її дані: порівняти температури і тривалість процесів, глибину зміцненого шару, структуру і твердість поверхні та серцевини.



1 – поверхневий шар; 2 – серцевина

Рисунок 8.3 – Ескіз клиноподібного зразка після цементації і термічної обробки (а) та після наступного шліфування (б)

Таблиця 8.2 – 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								
38X2МЮА								
45								

Зміст звіту

Описати основні теоретичні положення відповідно до завдання, таблиці 8.1 і 8.2, мікроструктури (п. 3), графік “твердість–відстань від поверхні”, висновки (п.п. 4 та 5).

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 9

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 нові фізичні та хімічні властивості (зносостійкість, корозійна стійкість, жароміцність, жаростійкість, особливі електричні та магнітні властивості).

Вплив легувальних елементів на структуру та властивості сталей

Легувальні елементи, введені в сталь, утворюють тверді розчини заміщення в гратках фериту чи аустеніту, можуть розчинятися у гратці цементиту, при цьому утворюється легований цементит M_3C , наприклад, $(Fe, Mn)_3C$, чи спеціальні карбіди 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) або інтерметаліди (Fe_3Ti , Fe_3CrMo , $FeCr$, Ni_3Ti , $Ni_3(Ti, Al)$).

Елементами, що утворюють карбіди, є *залізо, марганець, хром, молібден, вольфрам, ванадій, ніобій, титан, цирконій*. Слід зауважити, що спроможність карбідоутворення зростає у приведеному ряді зліва направо. Не утворюють карбіди елементи *алюміній, нікель, мідь, кобальт*.

Легувальні елементи, за винятком *вуглецю, кисню, азоту, водню* та частково *бору*, 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. 9.1).

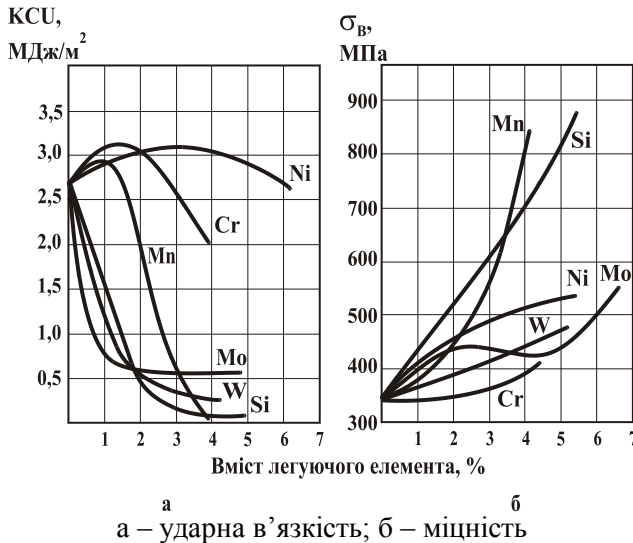


Рисунок 9.1 – Вплив легувальних елементів на властивості фериту

Хром, широко розповсюджений легувальний елемент, позитивно впливає на механічні властивості сталі: зміцнює ферит та підвищує ударну в'язкість при концентрації 1,5...2%. 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.

Найважливішим фактором, що сприяє підвищенню конструкційної міцності, є зниження, завдяки легуванню, критичної швидкості охолодження при гартуванні та зростання прогартуваності, що у свою чергу дає можливість отримати однорідні властивості у більших

перерізах у сталей. Найефективніше сприяє підвищенню прогартовуваності комплексне легування (хром+нікель, хром+нікель+молібден тощо), що забезпечує отримання високого комплексу властивостей у перерізі до 300 мм. Саме тому для великих деталей складної форми використовуються 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. 9.2). Максимальна кількість вуглецю, що розчиняється в аустеніті (точка *E*) зменшується, що приводить до зсуву лінії *SE* ліворуч, тому ледебурит у структурі легованих сталей з'являється при менших, ніж 2,14%, концентраціях вуглецю. Наприклад, у сталі з 4 %*W* ледебурит спостерігається при наявності приблизно 1% вуглецю.

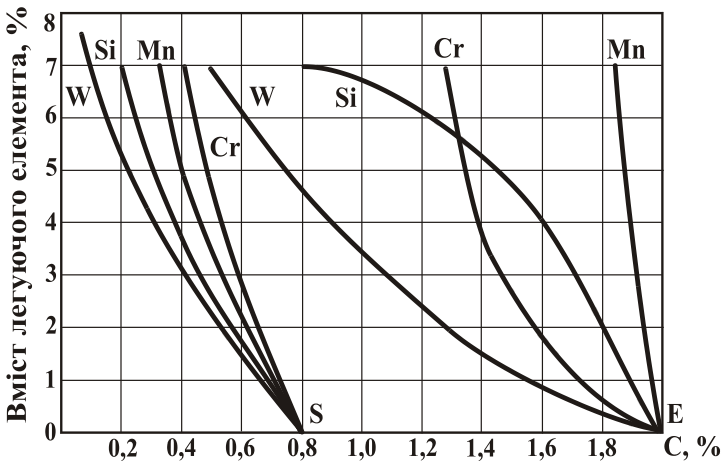
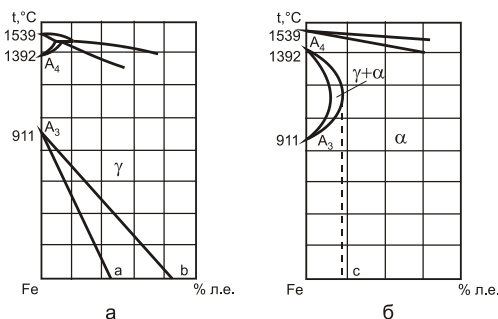


Рисунок 9.2 – Вплив легувальних елементів на положення точок *S* та *E*

За їх впливом на температури поліморфних перетворень легувальні елементи поділяють на **аустенітостабілізатори** (нікель, марганець, мідь,

азот) та **феритостабілізатори** (більшість легувальних елементів: хром, молібден, вольфрам, ванадій, титан, алюміній, кремній 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. 9.3, а), то кристалічна ґратка аустеніту ГЦК стає стійкою при кімнатних температурах. Такі сталі звуться аустенітними.

При уведенні феритостабілізаторів навпаки, температури точок A_3 підвищуються, а A_4 - понижуються, тобто область стійкого існування аустеніту зменшується, тому γ -область є замкнутою (рис. 9.3, б). Однофазні сплави з ОЦК-ґраткою, стійкі при будь-якій температурі до лінії солідус, звуться феритними. Хром замикає γ -область при 13% (точка с), кремній - 2,0%, ванадій - 1,3%.



а – феритостабілізатори; б – аустенітостабілізатори

Рисунок 9.3 – Схема діаграм стану залізо-легувальний елемент

Маркування легованих сталей

Марка леговоної сталі складається з поєднання літер та цифр, що позначають її хімічний склад. Згідно з ГОСТ 4543-71 літери позначають: **А** (на початку марки) – автоматна, **А** (всередині марки) – азот, **А** (наприкінці) – високоякісна, **Б** – ніобій, **В** – вольфрам, **Г** – марганець, **Д** – мідь, **Е** – селен, **К** – кобальт, **Л** (наприкінці) – ливарна сталь, **М** – молібден, **Н** – нікель, **П** – фосфор, **Р** (на початку) – швидкорізальна, **Р** (наприкінці) – бор, **С** – кремній, **Т** – титан, **Ф** – ванадій, **Х** – хром, **Ц** – 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 приблизну кількість відповідного легувального елемента у процентах. Якщо цифра відсутня, то концентрація легувального елемента складає приблизно 1% або вказана його присутність (може бути в сотих або тисячних частках процента).

Цифра на початку марки легованої сталі вказує на середню концентрацію вуглецю: дві чи три цифри в конструкційних сталях – його концентрацію в сотих частках процента, одна цифра в інструментальних сталях - у десятих частках процента. 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.

Класифікація легованих сталей

Леговані сталі розрізняють за хімічним складом, структурою, якістю та призначенням.

За хімічним складом в залежності від концентрації вуглецю сталі поділяють на: маловуглецеві (<0,3 %С), середньовуглецеві (0,3...0,7 %С) та багатовуглецеві (>0,7%С). В залежності від легувальних елементів, що уведено до складу сталей, їх поділяють на хромисті, хромонікелеві, хромовольфрамомолібденові сталі тощо.

В залежності від сумарного вмісту легувальних елементів поділяють: малолеговані (≤5 % легувальних елементів), середньолеговані (5...10 % легувальних елементів) та багатолеговані сталі (>10 % легувальних елементів).

За якістю в залежності від присутності шкідливих домішок (сірки та фосфору) сталі поділяють на якісні, високоякісні та особливо високоякісні.

За структурою сталі класифікують у рівноважному відпаленому (охолодження з піччю) та нормалізованому (охолодження на повітрі) стані зразків невеликого розміру.

Сталі у відпаленому стані можуть мати структуру таких класів: доевтектоїдні, евтектоїдні, заевтектоїдні, ледебуритні, феритні, аустенітні:

–*доевтектоїдні*, що мають у структурі перлит та ферит, наприклад, 15Х, 40ХНМА, 65Г, 20Х13;

–*евтектоїдні* – зі структурою перлит, наприклад, 60СГ, 70С2А;

–*заевтектоїдні* – зі структурою перлит та вторинні карбіди, наприклад, ХВГ, 70С3А, 40Х13.

Сталі цих класів, як правило, малолеговані (конструкційні) містять менше 6% легувальних елементів, інструментальні – 1...4%, але при малій кількості вуглецю можуть бути і багатоколегованими. Структуру слід визначати з урахуванням впливу легувальних елементів на положення точки *S* (див. рис. 9.2). Наприклад 3 % хрома зсувають точку *S* до 0,6%С, і тому сталь 7Х3 за структурою у відпаленому стані є заевтектоїдною.

Ледебуритний (карбідний) клас зі структурою перлит, ледебурит (суміш перлиту та первинних карбідів) та вторинні карбіди. Ці сталі містять більше ніж 0,5...2,0 %С, при сумі легувальних елементів більше ніж 8%. Належність сталі до цього класу визначають з урахуванням впливу легувальних елементів на положення точки *E* (див. рис. 9.2). Зі зсувом точки *E* вліво частина рідини сплаву при температурі евтектичного перетворення кристалізується в грубу евтектику – *ледебурит*. До цього класу відносяться сталі Х12М (біля 2%С), Р6М5 (приблизно 0,9 %С).

Сталі феритного класу (08ХІ8Т1, 15Х25Т) утворюються при уведенні феритостабілізаторів (*хром, вольфрам, кремній, ванадій, молібден тощо*), що розширюють **α -область** (див. рис. 9.3, а), та малій кількості вуглецю ($\leq 0,15\%$). Аустенітна область замикається при концентрації легувальних елементів, більшій ніж точка *c* (див. рис. 9.3, а) 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 гратки і свою структуру.

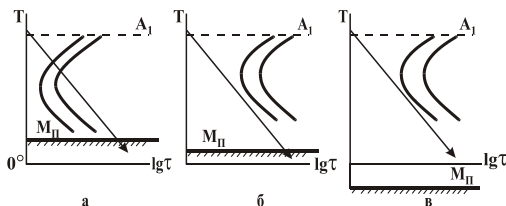
У сталях аустенітного класу (04X18H10, 12X18H9, 15X17AГ14) є велика кількість (більша за концентрацію точки *b*, див. рис. 9.3, б) аустенітостабілізаторів (*нікель, марганець, азот, мідь*), що розширюють γ -області. Вуглець також є аустенітостабілізатором, але його кількість у корозійностійких сталях обмежується 0,15%, бо він знижує корозійну стійкість. У жароміцні сталі аустенітного класу з карбідним зміцненням уводять 0,40...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*.

За структурою в нормалізованому стані сталі поділяють на такі основні класи: перлитний, мартенситний, аустенітний та феритний.

Сталі перлитного класу мають невелику стійкість переохолодженого аустеніту (рис. 9.4, а), тому за умов охолодження на повітрі набувають структуру перлиту, сорбіту чи трооститу. Здебільшого це вуглецеві та малолеговані сталі ($\Sigma_{\text{ЛЕ}} \leq 5\%$).

Сталі мартенситного класу мають високу стійкість переохолодженого аустеніту (рис. 9.4, б), при охолодженні на повітрі до температур мартенситного перетворення вони загартовуються на мартенсит. До цього класу належать середньо- та багатолеговані сталі ($\Sigma_{\text{ЛЕ}} \geq 8\%$).



а – перлитний; б – мартенситний; в – аустенітний

Рисунок 9.4 – Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту у 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.

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.

За призначенням леговані сталі поділяють на конструкційні, інструментальні та сталі із особливими властивостями.

Конструкційні леговані сталі

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

Переваги легованих сталей порівняно із вуглецевими виявляються після відповідної термічної обробки.

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

Основні легувальні елементи конструкційних сталей – *кремній, марганець, хром* (до 2% кожного), *нікель* (до 4,5%). Такі елементи як *вольфрам, молібден, ванадій, титан, ніобій* та деякі інші використовують у невеликих концентраціях (наприклад, 0,09...0,13%Ті; 0,2...0,3 %Мо; 0,001...0,005 %В) разом із вказаними елементами для поліпшення властивостей сталі. Сума легувальних елементів у конструкційних сталях здебільше не перевищує 6 %.

Конструкційні сталі для машинобудування поділяють на групи:

Сталі, що цементують, нітроцементують з кількістю 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, нітроцементації, гартування та низькотемпературного відпускання забезпечується висока твердість поверхні (HRC 58...63) та зносостійкість у поєднанні з достатньою міцністю та в'язкістю серцевини (HRC 20...43, KCU>70Дж/см²).

За структурою у стані рівноваги ці сталі належать до доевтектоїдних сталей і після термічної обробки набувають структуру мартенситу з карбідами у поверхневому шарі та маловуглецевого мартенситу чи бейніту у серцевині. Структурний клас у нормалізованому

стані залежить від вмісту легувальних елементів. Наприклад, сталь 15X – перлитного класу, 18X2H4MA – мартенситного.

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

Поліпшувані сталі містять 0,3...0,5 %C (40XH, 38XMЮА, 50XHM, 30XГС) і набувають високих механічних властивостей після 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.

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

Ресорно-пружинні сталі містять 0,5...0,7 %C. Високі значення границі пружності, витривалості та релаксаційної стійкості досягаються їх гартуванням та середньотемпературним відпусканням при 420...500°C на структуру троостит відпускання (HRC 40...50). Ресорно-пружинні сталі належать до перлитного класу та мають у своєму складі такі основні легувальні елементи, як кремній (1...3%), марганець (1%), а в сталях відповідального призначення, крім того - хром (1%), ванадій (0,15%), нікель ($\leq 1,7\%$).

До окремої групи належать **зносостійкі вальницьеві сталі**. В марці на початку стоїть літера Ш: ШХ6, ШХ15СГ, при цьому кількість хрому вказується у десятих частках процента. 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%Сг, а також кремній та марганець. Вони відносяться до заевтектійних сталей перлитного класу, підлягають неповному гартуванню від 820...850 °C та низькотемпературному відпусканню при 150...170°C для отримання структури мартенситу з карбідами при мінімальній кількості залишкового аустеніту $A_{ЗЛ}$ ($\leq 5\%$). Забезпечується твердість HRC60...64.

Інструментальні леговані сталі

Інструментальні сталі застосовуються для виготовлення різальних, вимірювальних інструментів та штамів для холодного або гарячого деформування.

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

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

– малолеговані (сумарна кількість легувальних елементів до 5%), нетеплостійкі: ХВГ, ХВСГ, 9ХС та інші. Основні легувальні елементи: *хром, кремній, марганець, вольфрам, ванадій*. Теплостійкість до 200...250°C;

– багатолеговані (до 25% легувальних елементів) швидкорізальні сталі з теплостійкістю до 600°C: Р18, Р6М5, Р9К5Ф2 та інші. Для забезпечення теплостійкості вводять *вольфрам, молибден*, що утворюють спеціальні карбіди (MC , M_2C , M_6C), 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.

За структурою малолеговані сталі належать до заевтектоїдних сталей перлитного 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.

Швидкорізальні сталі позначаються літерою Р, цифра після якої вказує на вміст основного легувального елементу - вольфраму (Р18, Р6М5, Р12, Р9, Р10К5Ф3 тощо). Вони відносяться у рівноважному стані до ледебуритного (карбідного) класу. У структурі литої сталі, що

складається з евтектики та перлиту, 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 виготовляються литвом, як правило, із заготовок, що отримують гарячою пластичною деформацією зливків невеликої маси. Під час пластичної деформації евтектичні карбіди (K_1) подрібнюються.

Швидкорізальні сталі – червоностійкі, тобто здатні зберігати мартенситну структуру, високу твердість та зносостійкість при нагріванні до температур червоного жару (600...620°C). Ці властивості досягаються після термічної обробки – гартування та відпускання, що мають низку особливостей (рис. 9.5).

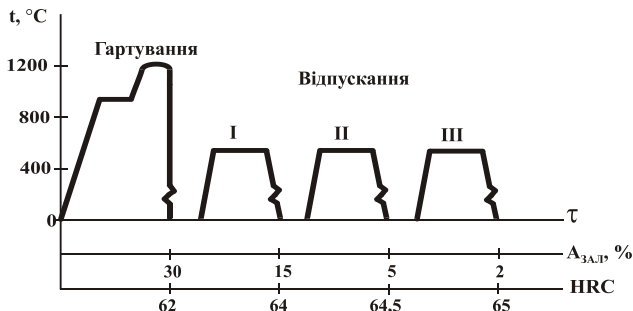


Рисунок 9.5 – Графік термічної обробки сталі Р6М5

Висока температура гартування 1220...1240°C для сталі Р6М5 (на 400...450°C вище A_1) необхідна для розчинення карбідів *вольфраму*, *молібдену* та отримання багатолегованих аустеніту (при нагріванні) та мартенситу (після гартування). Через підвищену кількість легувальних елементів сталь має низьку теплопровідність. Тому під час нагрівання використовується подвійне підігрівання (при 450 та 1000°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 *вольфраму*, *молібдену*, *ванадію* з пересичених α - та γ -твердих розчинів, при охолодженні після витримки збіднений залишковий аустеніт перетворюється у мартенсит.

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 у мартенсит.

Для усунення карбідної неоднорідності, підвищення кількості вуглецю та стійкості інструменту зі швидкорізальних сталей у промисловості виготовляють заготовки методом порошкової металургії, а при термічній обробці інструментів використовують окисидування, азотування, ціанування, нанесення покриттів, наприклад, із нітриду титану TiN.

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

Найбільш поширеними є заевтектоїдні низьколеговані сталі з кількістю приблизно 1% вуглецю (X, XГ, ХВГ, 9ХС), що піддають обробці на високу твердість (HRC 60...64).

Для зменшення кількості залишкового аустеніту гартування проводять з більш 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 у холодному та гарячому стані.

Сталі першої групи повинні мати високу міцність, твердість і тому містять 0,7...1,5% С та 1...14% легувальних елементів (9ХС, Х12М та інші). Високолеговані сталі Х12М, Х12Ф1 близькі до швидкорізальних (у відпаленому стані – ледебуритний клас, у нормалізованому – мартенситний клас). Висока зносостійкість забезпечується великою кількістю карбідів Cr_7C_3 та MC після гартування. Їх термічну обробку виконують на первинну чи вторинну твердість. У першому випадку температура гартування складає 1030...1070°C, а наступне відпускання 150...160 °C дозволяє досягти твердості 61...64 HRC.

Гартування на вторинну твердість проводиться від високих температур (1110...1170°C), що веде до значного насичення аустеніту хромом унаслідок розчинення карбідів та значному зниженню температури **Мп**. 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 HRC60...62 унаслідок перетворення **A→M**.

Сталі для штамів гарячої деформації використовують за температури 600°C в умовах ударного навантаження, тому повинні мати високі показники теплостійкості та в'язкості. Цим вимогам відповідають сталі зі зменшеним вмістом вуглецю (0,3...0,5%): 5XHM, 4X5B2ФС, 3X2B8 тощо. Після гартування ці сталі піддають відпусканню при 500...680 °С на структуру троостит чи троостосорбіт (HRC 35...45) у залежності від розмірів штампів, марки сталі та умов експлуатації.

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Описати вплив легувальних елементів на властивості фериту та аустеніту, поліморфізм заліза (схема), положення точок **S** та **E**, прогартуваність (критичну швидкість гартування – схема); класифікацію легованих сталей за структурою та маркування сталей.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Які сталі називають легованими? Класифікація за призначенням.
2. Мета легування конструкційних та інструментальних сталей.
3. Взаємодія легувальних елементів із залізом та вуглецем. Їх вплив на властивості фериту.
4. Вплив легувальних елементів на критичні точки **A₁**, **A₃** та концентраційні точки **S** та **E**.
5. Вплив легувальних елементів на діаграму ізотермічного перетворення аустеніту.
6. Класифікація легованих сталей за структурою у відпаленому стані.
7. Класифікація легованих сталей за структурою у нормалізованому стані.
8. Маркування конструкційних та інструментальних сталей.
9. Швидкорізальні сталі. Особливості їх структури та властивостей.
10. Особливості термічної обробки інструментів із швидкорізальних сталей.

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. Переглянути мікроструктуру зразків конструкційних сталей. Використовуючи довідкові дані, визначити структурні класи, кінцеву термічну обробку та структуру після термічної обробки, властивості та призначення конструкційних сталей.

2. Зарисувати (схематично) мікроструктуру конструкційних сталей. Вказати в табл. 9.1 хімічний склад, призначення, структурні класи, режим термічної обробки, структуру та властивості (твердість) після термічної обробки.

Таблиця 9.1 – Хімічний склад, структура, призначення та властивості конструкційних сталей

Марка сталі	Хімічний склад	Призначення	Структурні класи		Структура до ТО	Режим ТО	Після ТО	
			У відпаленому стані	У нормалізованому стані			Структура	Твердість, HRC

3. Переглянути мікроструктуру зразків інструментальних сталей. Використовуючи довідники, визначити структурні класи, термічну обробку та структуру після термічної обробки, властивості та призначення інструментальних сталей.

4. Зарисувати схематично мікроструктуру інструментальних сталей. Занести в таблицю 9.2 хімічний склад, призначення, структурні класи, термічну обробку, структуру та твердість після термічної обробки.

5. Зарисувати та пояснити графік термічної обробки швидкорізальної сталі

Таблиця 9.2 – Хімічний склад, структура, призначення та властивості інструментальних сталей

Марка сталі	Хімічний склад	Призначення	Структурні класи		Структура до ТО	Режим ТО	Після ТО	
			у відпаленому стані	у нормалізованому стані			Структура	Твердість, HRC

Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунки 9.1, 9.3, 9.4, 9.5; схеми мікроструктур розглянутих зразків сталей, таблиці 9.1 та 9.2, висновки.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 10

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 (неіржавіючі) 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 в умовах електрохімічної корозії, зветься корозійностійкими. 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). У залежності від умов розрізняють атмосферну, кислотну, лужну, морську та інші види корозії. За характером руйнування може бути рівномірна (загальна) та місцева (локальна) корозія.

Корозійна стійкість сталі поліпшується легувальними елементами, що викликають пасивацію (підвищення електрохімічного потенціалу, створення однофазної структури). Прикладом корозійностійких матеріалів можуть бути хромисті, хромонікелеві та хромомарганцеві сталі. При об'ємному та поверхневому легуванні хромом (>12,5%) сталь стає пасивною, значно знижується корозійний струм та швидкість корозії. При кількості хрому більше 17% маловуглецеві сталі набувають однофазної структури, що збільшує корозійну стійкість, але виключає можливість зміцнення термічною обробкою. Структура хромистих корозійностійких сталей залежить від кількості *вуглецю* та *хрому* (рис. 10.1).

Наприклад, сталі, що містять 13% Cr, при нагріванні та охолодженні зазнають перетворення $\gamma \leftrightarrow \alpha$, тому можуть зміцнюватись

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

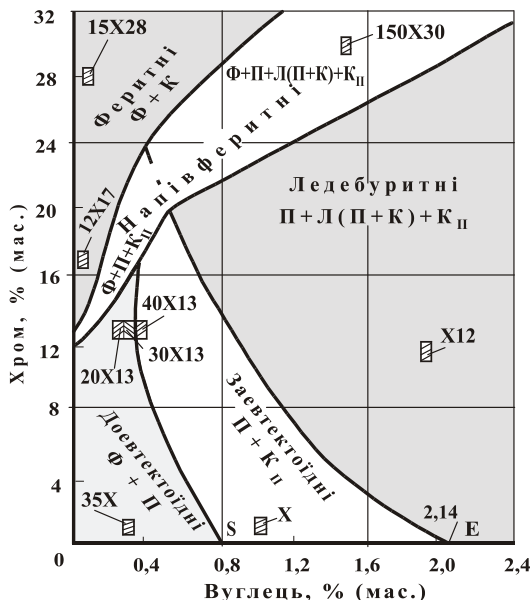


Рисунок 10.1 – Структурна діаграма системи **Fe-Cr-C** (стан рівноваги)

При введенні до неіржавіючої сталі аустенітостабілізаторів її структура у нормалізованому стані може бути визначена за допомогою діаграми Шефлера (рис. 10.2) після розрахунку еквівалентів хрому та нікелю.

Якщо у складі неіржавіючої сталі кількість *нікелю* становить не менше половини від кількості *хрому*, то її структура аустенітна (наприклад, 08X18N9). Аустенітні сталі мають перевагу перед феритними у наслідок 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).

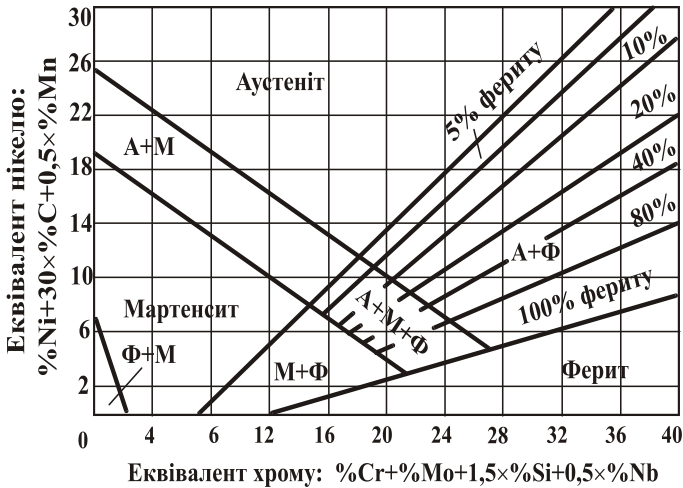


Рисунок 10.2 – Структурна діаграма корозійностійких сталей (нормалізований стан)



Корозійностійкі сталі при нагріванні до певних температур оброблення здатні до міжкристалітної корозії (МКК), що пов'язано з виділенням карбідів $(Fe, Cr)_{23}C_6$ на межах зерен, унаслідок чого примежові ділянки матриці збіднюються хромом, що викликає зниження електрохімічного потенціалу та розвиток корозії на них.

При суцільному збідненні границі стають анодами та вибірково руйнуються. Для боротьби з МКК або зменшують кількість вуглецю у сталі, або додають більш сильний, ніж хром, карбідоутворювач, що зв'яже весь вуглець, залишаючи хром у твердому розчині (наприклад,

титан у співвідношенні $Ti/C \geq 5$, або ніобій). Сталі, здатні протистояти МКК, звуться стабілізованими (04X18H10, 12X18H10T).

Жаростійкі (окалиностійкі) сталі

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

При нагріванні заліза утворюється здебільшого оксид FeO , який характеризується низькою щільністю та високою дифузійною рухомістю атомів заліза у FeO . Тому залізо інтенсивно окислюється при температурах вище 600°C .

Жаростійкість заліза та сталі можна підвищити легуванням *хромом, кремнієм, алюмінієм*, які мають велику хімічну спорідненість до кисню та утворюють щільні захисні оксидні плівки 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. З ростом концентрації хрому, алюмінію, кремнію зростає також жаростійкість сталі, наприклад, сталь 08X17T жаростійка до 900°C , 15X25T – до 1100°C , X23Ю5 – до 1300°C .

Жароміцні сталі та сплави

Жароміцність – це здатність матеріалу тривалий час протистояти деформації та руйнуванню при підвищених ($>0,3T_{пл}$) температурах. При тривалому навантаженні у 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 $\sigma = 140 \text{ МПа}$ 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) ускладнено перебіг процесів рекристалізації, дифузії та пластичної деформації. У зв'язку з цим для підвищення жароміцних властивостей сталей та сплавів використовуються:

метали основи сплавів з підвищеною температурою плавлення;
легувальні елементи для забезпечення зміцнення твердого розчину (*хром, вольфрам, молібден, ванадій*), атоми цих легувальних елементів ефективно протидіють деформації та рекристалізації;

структури з рівномірно розподіленими дисперсними частинками карбідів VC , WC , Mo_2C та інтерметалідів Ni_3Ti , $Ni_3(Al, Ti)$, що когерентно зв'язані з матрицею (формуються 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 границям зерен, тому укрупнення зерен (зі зменшенням сумарної довжини границь) сприяє збільшенню жароміцності.

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

Аустенітні сталі можуть бути зі зміцненням лише твердого розчину, із твердорозчинним, карбідним або (та) інтерметалідним зміцненням. Сталі зі зміцненням твердого розчину (наприклад,

09X14H19B2БР) використовують після гартування з 1000...1100°C, що забезпечує отримання γ -твердого розчину.

Сталі з карбідним (40X15H7Г7Ф2МС) та інтерметалідним зміцненням (10X11H23ТЗМР) піддають гартуванню та старінню. Нагрівання та витримка при 1050...1100°C приводять до розчинення карбідів чи інтерметалідів, а внаслідок гартування фіксується пересичений γ -твердий розчин. Старіння при 700...800°C використовується для виділення високодисперсних частинок WC , VC , Mo_2C , $Ni_3(Al,Ti)$ та досягнення високої жароміцності. Інтерметаліди більш стійкі до коагуляції, тому сталі, що зміцнені фазою $Ni_3(Al,Ti)$, мають підвищену жароміцність.

Якщо робочі температури у газових турбінах перевищують 750...800°C, то для виготовлення деталей газового тракту використовують жароміцні сплави, як правило, на основі Ni (ХН77ТЮР та інші), які також піддають гартуванню та старінню. У високолегованих сплавах виділення високодисперсних карбідів та інтерметалідів відбувається у процесі охолодження при гартуванні і продовжується при експлуатації, тому старіння при термічній обробці можна не проводити.

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 %Мn. Висока зносостійкість цієї сталі зумовлена здатністю аустеніту до сильного деформаційного зміцнення (наклепу), максимальна зносостійкість досягається у разі однофазної структури сталі, що забезпечується гартуванням від 1100°C у воду. Після гартування сталь має низьку твердість (НВ 200) та високу в'язкість. За умов тільки абразивного зношування сталь не зносостійка. За умов ударного впливу твердість підвищується до НВ600, внаслідок чого сталь стає зносостійкою. Сталь погано обробляється різанням, тому деталі виготовляють литвом (літера Л у маркуванні).

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

1. Описати вплив легувальних елементів на корозійну стійкість, жаростійкість та жароміцність легованих сталей і сплавів; вимоги до структури для забезпечення необхідних властивостей.

2. Ознайомитися із визначенням структури в рівноважному та нормалізованому станах корозійностійких сталей (рис. 10.1 та 10.2).

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. З'ясувати вплив легувальних елементів на поліморфізм заліза та стійкість переохолодженого аустеніту.

2. Класифікація легованих сталей за призначенням та їх маркування.

3. Класифікація легованих сталей за структурою в рівноважному та нормалізованому стані.

4. Неіржавіючі сталі та принципи їх легування.

5. Жароміцні сталі та сплави. Що таке жароміцність та жаростійкість?

6. Фактори, що впливають на підвищення жароміцності сталей та сплавів.

7. Термічна обробка жароміцних сталей аустенітного класу та сплавів на основі нікелю

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічному мікроскопі МІМ-5 та МІМ-7. Добірка шліфів містить неіржавіючі, 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 довідкових даних визначити структуру, основну термічну обробку, властивості та призначення матеріалів.

3. Зарисувати (схематично) мікроструктуру сталей та сплавів зі спеціальними властивостями. Вказати структурні складові, хімічний склад, призначення, термічну обробку, властивості сталей (сплавів), заповнити таблицю 10.1.

Таблиця 10.1 – 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 відпаленому стані	у нормалізованому стані			Структура	Властивості	

Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунки 9.3, 10.1. Схеми мікроструктур розглянутих зразків, таблицю 10.1

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 11

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. 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*), високу тепло- і електропровідність, антифрикційні властивості, які необхідні для певної номенклатури деталей.



Сплави на основі міді

Мідь – метал з температурою плавлення 1083°C та густиною 8940 кг/м^3 , має кристалічну ґратку ГЦК. Мідь відзначається високою тепло- та електропровідністю, пластичністю та корозійною стійкістю. У відпаленому стані для неї характерна низька міцність ($\sigma_{\text{в}} = 220\text{ МПа}$) та висока пластичність ($\delta = 50\%$). Вона легко полірується, гарно паяється та зварюється. Недоліки: висока густина, погано обробка різанням через високу в'язкість, має низьку рідкотекучість.

У машинобудуванні використовують мідні сплави: латуні та бронзи. **Латуні** – це подвійні та багатокомпонентні сплави, 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 *алюмінієм, залізом, нікелем, марганцем, кремнієм, оловом та берилієм* підвищується їх міцність, корозійна стійкість, пружні властивості при збереженні пластичності. *Цинк, алюміній, олово* підвищують пластичність до 65%.

За технологічними ознаками спеціальні латуні поділяють на деформівні та ливарні.

Для маркування латуней використовують змішане позначення буквами та цифрами: буква Л – латунь, 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 дорівнює 39% (рис. 11.1). При концентрації цинку до 39% латуні мають однофазну α -структуру (наприклад, Л80), **α -фаза** – це твердий розчин заміщення атомів цинку в ГЦК гратці міді. Із збільшенням вмісту цинку до 39% підвищується не тільки міцність, а й пластичність α -латуней (див. рис. 11.1, б).

Сплави із 39...45%Zn мають двофазну структуру ($\alpha+\beta'$), наприклад, ЛЦ40С1. **β' -фаза** є впорядкованим твердим розчином на основі хімічної сполуки $CuZn$. Для двофазних латуней характерна більш висока міцність, ніж для однофазних, але менша пластичність у зв'язку із наявністю β' -фази.

Присутність у 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 гратці (β -невпорядкований твердий розчин на основі $CuZn$) (рис. 11.1).

З однофазних латуней виробляють в основному холоднокатаний напівфабрикат: смуги, стрічки, дріт, листи, з яких виготовляють шайби, труби, кільця тощо.

З двофазних латуней виробляють гарячекатаний напівфабрикат: листи, дріт, труб. З них виготовляють втулки, фланці, штуцера тощо.

Спеціальні латуні, леговані *свинцем, оловом, алюмінієм, залізом, нікелем, кремнієм*, широко застосовують у 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.

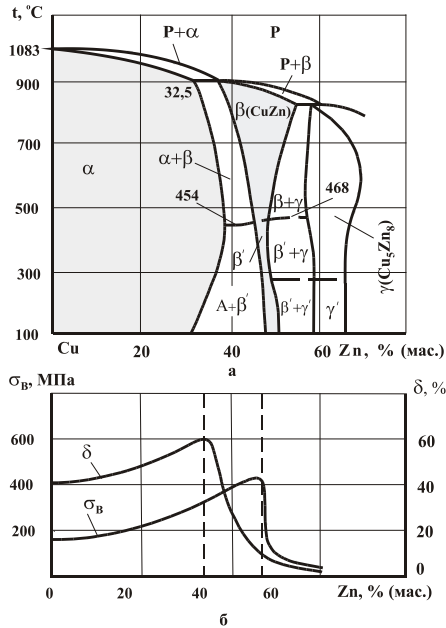


Рисунок 11.1 – Діаграма стану **Cu-Zn** (а) та вплив цинку на властивості сплавів (б)

Бронзи – подвійні та багатокомпонентні мідні сплави, в яких цинк не є основним легувальним елементом. Бронзи називають по основному легувальному елементу. За хімічним складом виділяють дві групи бронз: олов'яні та безолов'яні (алюмінієві, берилієві, кремнієві, марганцеві, свинцеві). Цинк в бронзах може бути присутній як легувальний елемент. Бронзи поділяють на ливарні та деформівні. Для маркування бронз використовують змішане позначення буквами та цифрами: букви Бр – бронза, О – олово, А – алюміній, С – свинець, К – кремній, Б – берилій, Ф – фосфор, Н – нікель, Т – титан, Ж – залізо, Ц – цинк, Х – хром, Ср – срібло, Кд – кадмій, Цр – цирконій, Су – сурма, Мг – магній, Ко – кобальт, Мц – марганець; цифри вказують на середній вміст легувального елементу у відсотках. Приклад маркування:

БрАЖН10-4-4 – деформівна алюмінієва бронза (10%Al, 4%Fe, 4%Ni, мідь – основа);

БрО4Ц4С17 – ливарна олов'яна бронза (4%Sn, 4%Zn, 17%Pb, мідь – основа).

У випадку, коли ливарна бронза має той же хімічний склад що і деформівна, наприкінці марки ставиться буква «Л», наприклад, БрА10Ж4Н4Л.

Олов'яні бронзи. Гранична розчинність олова в міді дорівнює 15,8%. Однак внаслідок схильності сплавів **Cu-Sn** до нерівноважної кристалізації область **α -твердого розчину** значно звужується. У 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. 11.2). Тому практичне застосування мають бронзи з вмістом олова до 10% (БрОЦ4-3, БрОФ10-1), оскільки поява δ -фази значно знижує пластичність.

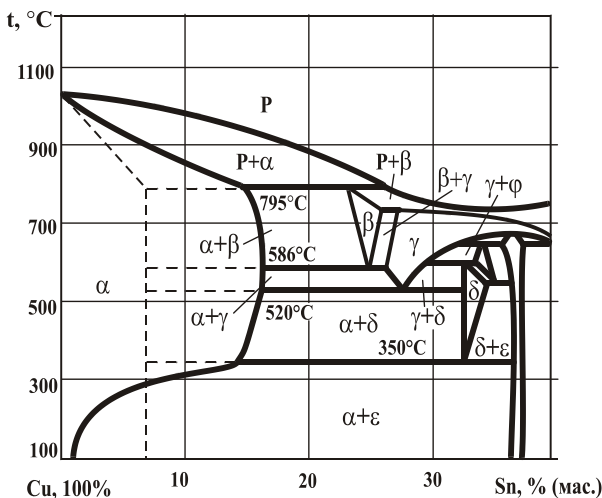


Рисунок 11.2 – Діаграма стану **Cu-Sn**
(штрихові лінії для нерівноважної кристалізації)

Додатковими легувальними елементами в олов'яних бронзах є **цинк, свинець, фосфор, нікель, залізо** 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. 11.1 та 11.2) спостерігається значна дендритна ліквіація. Олов'яні ливарні бронзи використовують для складного фасонного литва, шестерен, втулок, гайок, ходових гвинтів, корпусів кранів, черв'ячних колес, арматури для водяних та парових систем. Деформівні бронзи застосовуються для виготовлення сіток целюлозопаперової промисловості, стрічок, смуг, пружинного дроту, трубок.

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

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 .

Сплави алюмінію набули широкого застосування завдяки 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 (зміцнювані і ті, що не зміцнюються термічною обробкою).

Основними легувальними елементами алюмінієвих сплавів є *мідь, магній, кремній, марганець, інколи – нікель, титан, хром, цинк*. 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 **АМц** системи **Al-Mn** (їх структура складається з α -твердого розчину та фази $MnAl_6$) та сплави **АМг** системи **Al-Mg** (структура - α -твердий розчин 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 авіалі (марки АВ, АД35), ковочні сплави (АК8), високоміцні (В95), однак найбільш поширеними є **дюралюміни** – сплави системи **Al-Cu-Mg**.

За міцністю **дюралюміни** (що маркуються буквами Д, ВД, ВАД) поділяють на сплави нормальної міцності (Д1), підвищеної міцності (Д16), підвищеної жароміцності (ДІ9, ВАД1, ВД17), підвищеної пластичності (ДІ8). Цифри вказують на умовний номер сплаву. Термічна обробка для зміцнення сплавів складається з гартування та старіння.

Нагрівання при гартуванні ведеться до температури повного розчинення інтерметаліду $CuAl_2$, (рис. 11.3, вище лінії **fk**). При нагріванні до цих температур значно зростає концентрація міді в α -твердому розчині (при 20°C – 0,1%, при 548°C – 5,65%). При наступному швидкому охолодженні у воді фіксується пересичений міддю α -твердий розчин.

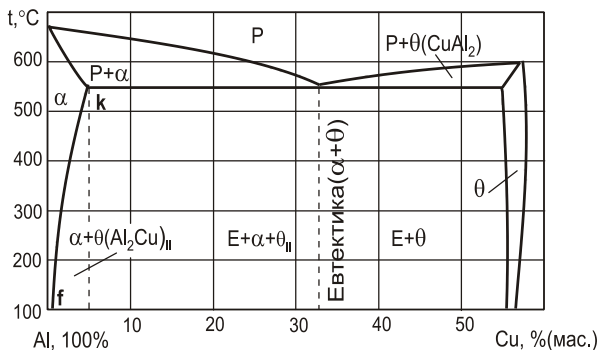


Рисунок 11.3 – Діаграма стану системи **Al-Cu**

В залежності від температури та тривалості старіння розпад пересиченого α -твердого розчину відбувається в декілька стадій. Якщо старіння ведеться при кімнатній температурі, то воно зветься природним, а якщо при підвищених температурах – штучним. В інтервалі температур старіння 20...150°C в ГЦК кристалічній ґратці на площинах (100) утворюються двовимірні диски, збагачені атомами міді – *зони Гінґс-Престона (ГП)*. Природне старіння завершується утворенням зон ГП-1. Нагрівання при 150°C веде до утворення зон ГП-2. Вони мають упорядковану структуру, на відміну від структури твердого розчину, та підвищену концентрацію міді. Старіння при 150...200°C веде до утворення в місцях розташування зон ГП-2 метастабільної **θ' -фази**. Вона відрізняється від стабільної θ -фази (CuAl_2) когерентним зв'язком із матрицею. 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 ***Al-Cu*** справедлива і для інших алюмінієвих сплавів, однак у деяких із них стабільні фази виникають безпосередньо із зон Гінґс-Престона.

Дюралюміни широко використовують в авіації для виготовлення лопастей 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 Al, інші букви вказують на основні легувальні елементи: К – кремній, М – мідь, Мг – магній, Мц – марганець, Н – нікель, Ц – цинк. Цифри після букв – на середній вміст даного елемента у відсотках (мас.). Якщо вміст елемента менший за одиницю, то, як правило, він буквою не позначається. Наприклад, АК5М7 – ливарний алюмінієвий сплав з середнім вмістом Si 5%, Cu 7%, Al – основа.



Найкращі ливарні властивості мають **силуміни** – сплави системи ***Al-Si***. Використовують як подвійні, так і леговані силуміни. Для їх легування використовують *магній, мідь, марганець, інколи – титан, нікель, цирконій, хром*. 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 відпаляють для зняття напружень. Підвищення механічних властивостей цих сплавів досягається модифікуванням (сплав АК12). В сплавах без модифікування в структурі присутні кристали крихкого *кремнію*, що знижує міцність та пластичність. При введенні модифікатора – натрію (0,06%, як правило, вводиться у вигляді хлористих та фтористих солей) евтектична концентрація зміщується від 11,6 до 14%Si, тому замість **β -фази** (*кремній*) при кристалізації утворюються пластичні кристали **α -фази** (рис. 11.4). 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%.

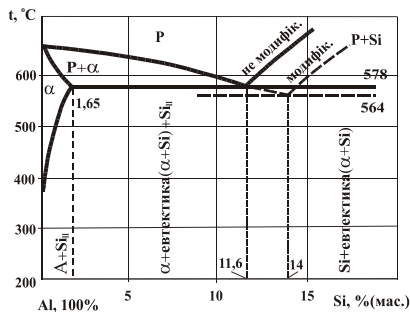


Рисунок 11.4 – Діаграма стану ***Al-Si***
(штрихові лінії – для сплавів після модифікування)

До легуваних 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 – $\alpha\text{-Ti}$ з ГЦП кристалічною ґраткою, вище 882°C – $\beta\text{-Ti}$ з ОЦК ґраткою. Його температура плавлення складає 1668°C . Густина α -титану становить 4500 кг/м^3 . Міцність титану $300\ldots 550\text{ МПа}$, пластичність $20\ldots 25\%$. Чим більше він містить домішок, тим вища міцність і нижча пластичність, корозійна стійкість, зварюваність. Обробка різанням погана Технічний титан маркують ВТ1-0, ВТ1-00.

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).

Титанові сплави порівняно з алюмінієвими та магнієвими мають більшу питому міцність, жароміцність та корозійну стійкість. Працюють до температур $400\ldots 550^\circ\text{C}$.

Основними легувальними елементами титанових сплавів є *алюміній, молібден, ванадій, марганець, хром, олово, кремній, цирконій, ніобій, залізо*. За своїм впливом на температуру поліморфного перетворення легувальні елементи поділяються на α -стабілізатори (*алюміній, кисень, азот, вуглець* – розширюють α -область), β -стабілізатори (*молібден, ванадій, марганець, хром, залізо* – розширюють β -область) та нейтральні (*олово, цирконій, гафній, германій* мало впливають на $\alpha \rightarrow \beta$ перетворення).

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

За технологією виготовлення титанові сплави поділяють на деформівні та ливарні. Маркуються літерами ВТ, ОТ, АТ (наприклад ВТ8, ОТ4-1, АТ3). У ливарних сплавах додається літера Л (ВТ5Л), 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 оловом чи цирконієм. **Псевдо- α -сплави** мають переважно α -структуру та невелику кількість β -фази (до 5%) внаслідок додаткового легування β -стабілізаторами (*марганець, ванадій, ніобій, молібден та цирконій*). 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. Однофазні β -сплави мають знижену питому міцність, бо до їх складу входять *ванадій, молібден та тантал* в значній кількості (до 33%), мають високу корозійну стійкість і технологічну пластичність.

Псевдо- β -сплави мають β -структуру з невеликою кількістю α -фази. Для легування використовують *молібден, ванадій, хром, цирконій* (сумарна кількість легувальних елементів складає приблизно 20%). Міцність таких сплавів досягає 1000 МПа.

Титанові сплави в основному піддають відпаленню, гартуванню та старінню, а також хіміко-термічній обробці (азотуванню). Термічну обробку для зміцнення (гартування та старіння) застосовують до 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. У процесі старіння сплавів (при 400...600°C) відбувається їх зміцнення, зумовлене розпадом фаз, що утворились при гартуванні, з появою більш дисперсної структури. Міцність сплаву ВТІ6 (1,6...3,8 %Al, 4,0...5,0 %V, 4,0...5,5 %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 судин, гребних гвинтів.

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

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

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Маркування латуней, їх застосування.
2. Охарактеризувати пластичність та міцність латуней.
3. Бронзи, особливості їх структури та застосування.
4. Які деформівні алюмінієві сплави зміцнюються термообробкою?
5. Що відбувається під час старіння алюмінієвих сплавів ?
6. Які сплави алюмінію мають високі ливарні властивості ?
7. Сплави титану. Принципи легування.
8. Які переваги та недоліки мають сплави титану порівняно із сталями та алюмінієвими сплавами ?

Матеріали та обладнання

Робота виконується з використанням зразків сплавів Л80, ЛЦ40С, БрО10Ф1, Д1, АК12, ВТЗ-1 та деталей з алюмінієвого та титанового сплавів. Для вимірювання твердості використовується прилад ТК-2, для вивчення мікроструктури – мікроскопи МІМ-5 та МІМ-7.

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

Визначити твердість (HRB) зразків сплаву Д1 до термічної обробки, після гартування від температури $(500 \pm 5)^\circ\text{C}$ у воді та старіння при 100, 200 та 300°C з витримкою 15, 30 та 45 хвилин. Дані занести в таблицю 11.1.

Вивчити мікроструктуру зразків кольорових сплавів.

Таблиця 11.1 – Вплив гартування та старіння на твердість сплаву Д1

Сплав	Почат. твердість, HRB	Температура гарт., °C	Час нагрів., хвил., охолодж. середовище	Твердість після гарт., HRB	Температура старіння, °C	Твердість, HRB, після старіння з витримкою, хв.		
						15	30	45
Д1		500	20, вода		100			
					200			
					300			

Зміст звіту

Загальні відомості згідно завдання, рисунки 11.1–11.4, мікроструктури, табл. 11.1, висновки.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 12

Конструкційні неметалеві матеріали, їх властивості та призначення

Мета роботи – вивчити деякі групи неметалевих конструкційних матеріалів, порівняти їх експлуатаційні властивості із властивостями металевих конструкційних матеріалів, навчитись обирати неметалеві матеріали для конкретних виробів.

Загальні відомості

Використання в машинобудуванні різноманітних неметалевих матеріалів (пластмас, кераміки, композиційних матеріалів на основі пластмас, гуми, неорганічного скла тощо) на протязі багатьох десятиліть засвідчили низку переваг зазначених матеріалів у порівнянні зі сплавами на основі заліза та кольорових металів:

- малу густину ($0,15 \dots 2,2$) кг/дм^3 ;
- високу хімічну стійкість;
- особливі фізичні властивості (парамагнетизм, високий питомий електричний опір; особливі оптичні властивості);
- високу технологічність;
- низькі або високі значення коефіцієнтів тертя, високу зносостійкість;
- малу вартість.

Поєднання унікальних властивостей неметалевих матеріалів робить їх за певних умов незамінними конструкційними матеріалами.

Термопластичні пластмаси

Пластична маса – це матеріал, що є композицією полімера чи олігомера із різними компонентами, які знаходяться при формуванні виробів у в'язкоплинному або високоеластичному стані, а при експлуатації – у склоподібному або кристалічному стані.

Полімер – речовина, котра характеризується багаторазовим повторенням однієї або більше основних макромолекулярних ланок, поєднаних між собою у кількості, достатній для прояви комплексу властивостей, що залишаються практично незмінними при додаванні або вилученні однієї або декількох ланок.

Олігомер – речовина, молекули котрої вміщують складові ланки, з'єднані одна із однією певним чином, комплекс властивостей котрої

змінюється при додаванні або вилученні однієї або декількох складових ланок.

До складу пластмас входять полімери (зв'язка), наповнювачі, пластифікатори, стабілізатори, забарвники, уповільнювачі старіння, антистатики, антифрикційні домішки, прискорювачі твердіння тощо.

У пластмасах, що розглядаються, використовують термопластичні полімери, котрі при багаторазовому нагріванні розм'якшуються, а при охолодженні твердіють без зміни властивостей внаслідок термоциклювання. Їх основа – полімери із лінійною або розгалуженою структурою. Для більшості термопластмас робоча температура не перевищує 90°C. При довготривалому статичному навантаженні спостерігається еластична деформація. Границя міцності при розтягу знаходиться в межах 10...100 МПа, модуль нормальної пружності $(1,8...3,5) \cdot 10^3$ МПа.

В табл. 12.1 наведено дані про механічні властивості та максимальні температури експлуатації основних термопластів.

Таблиця 12.1 – Механічні властивості та максимальні температури експлуатації термопластів

Термопласт	Границя міцності, МПа,	Відносне видовження, %	Ударна в'язкість, кДж/м ²	Максим. температура експлуат., °С (без навантаж.)	Густина, кг/дм ³
Поліетилен ПЕВТ	10...18	300...600	Не руйнується	75	0,92...0,93
Поліетилен ПЕНТ	18...32	250...1000	“—”“—”	80	0,95
Поліпропілен	26...38	700...800	30...70	100	0,90
Полістирол	40...50	3...4	10...20	70	1,05...1,08
Капрон	75...85	50...130	3...10	100	
Фторопласт-4	20...40	250...300	100	250	1,90...2,20
Органічне скло	80	5...6	2...10	90	1,18
Полівінілхлорид (жорсткий)	50...65	20...50	2...4	85	1,10
Полівінілхлорид (пластифікований)	10...40	50...350	Не руйнується	55	1,05

Для виготовлення виробів найчастіше використовується лиття під тиском. Температура розтопу, температура пресформи, тиск та тривалість витримки під тиском визначають якість виробів. Завищена температура розтопу може привести до деструкції полімеру. Тому, наприклад, для полістиролу рекомендують наступні режими лиття: температура розтопу 170...250°C, тиск 6...10 МПа, температура пресформи 40...60°C.

Для зниження внутрішніх напружень, підвищення однорідності структури відлиті деталі термічно обробляють. Так, наприклад, поліетилен нагрівають у воді до 70...80°C, витримують 1,5...2 хв на 1мм товщини і охолоджують на повітрі.

Призначення термопластів:

- поліетилен – для виготовлення контейнерів, ємностей, деталей хімічного обладнання, плівок тощо;
- поліпропілен – труби, деталі насосів, конструкційні деталі автомобілів;
- полістирол – ручки, корпуси та інші деталі приладів, ємності для хімічних речовин;
- капрон – шків, болти, втулки, шестерні, гайки, вальниці;
- фторопласт-4 – труби, вальниці, втулки, елементи ущільнень, шестерні;
- органічне скло – кришки, резервуари, деталі арматури, трубки;
- полівінілхлорид – труби, оболонки для електричних кабелів та дротів, деталі вентиляційних установок, покриття хімічного обладнання.

Термореактивні пластмаси (реактопласти)

Полімери, котрі при нагріванні набувають просторову структуру, незворотно втрачають здатність розм'якуватися при повторному нагріванні та розчинятися, називають термореактивними. Ці полімери використовують у термостабільному стані після отвердіння, що створює сітчасту структуру із високою щільністю поперечних зв'язків.

Переваги реактопластів порівняно із термопластами: підвищена надійність; стабільність механічних властивостей та відносно мала їх залежність від температури, швидкості деформування та тривалості дії навантаження; більш високий рівень допустимих напружень (15...40 МПа); висока питома жорсткість (E/ρ) та питома міцність (σ_B/ρ). За останніми показниками деякі реактопласти мають перевагу над сталями,

сплавами на основі міді та алюмінію. В той же час при розтягуванні реактопласти руйнуються без пластичної деформації і утворення шийки, характеризуються низькою ударною в'язкістю.

До найважливіших термореактивних полімерів відносяться фенолформальдегідні, епоксидні, поліефірні та кремнійорганічні смоли.

В залежності від наповнювача термореактивні пластмаси поділяють на порошкові, волокнисті та шаруваті. Їх властивості наведено в табл. 12.2.

Пластмаси із порошковими наповнювачами використовують для виготовлення електроарматури, кнопок, ручок, контейнерів, кронштейнів, інструментального пристосування, ливарних моделей, витяжних та формовочних пристосувань. Волокнити використовують для виготовлення виробів, що працюють на згин та кручення: маховики, зубчасті колеса, шків, фланці, втулки тощо.

Листові наповнювачі у шаруватих пластмасах надають матеріалам анізотропність, їх використовують спочатку для виготовлення листів, плит, труб, стрижнів, а потім із напівфабрикатів виготовляють деталі вальниць ковзання, зубчасті колеса, шків, втулки, деталі автомобілів, корпусні деталі, гальмівні колодки, фрикційні диски, лопатки насосів тощо.

Конструкційна кераміка

Кераміка, що призначена для виготовлення механічно навантажених деталей, називається конструкційною. Її переваги проявляються при підвищених температурах, спрацюванні та у хімічно активних робочих середовищах. До конструкційної кераміки відносять оксидну та безкисневу кераміку.

Оксидну кераміку на основі чистих оксидів алюмінію, цирконію, берилію, магнію, кальцію, церію, кремнію одержують у процесі високотемпературного випалювання (1200...2500°C). Властивості такої кераміки наведено в табл. 12.3.

Таблиця 12.2 – Фізико-механічні властивості термореактивних пластмас

Пластмаса	Густина, кг/дм ³	Максим. температура довготривалої експлуат., °С	Границя міцності, МПа	Відносне видовження, %	Ударна в'язкість, кДж/м ²	Модуль нормальної пружності, МПа	Твердість, МПа
Порошкова	1,40...1,45	100...110	30	0,3...0,7	4...6	6300... 8030	300... 400
Волокниста:							
- волокнит	1,35...1,45	110	30...60	1...3	9...10,4	8500	250... 270
- асболокнит	1,95	200	40	1...3	20	18000	300
- скловолокнит	1,70...1,90	280	80...500	1...3	25...150	-	-
Шарувата:							
- гетинакс	1,30...1,40	150	80...100	1...3	12...25	10000	
- текстоліт	1,40	115	65...100	1...3	30	5000... 10000	-
- деревно- шарувата плита	1,35	140...200	180...30 0	-	80...90	18000...30000	-

Таблиця 12.3 – Властивості оксидної кераміки

Оксид	Густина, кг/дм ³	Температура плавлення, °С	Границя міцності (при стисканні)		Модуль нормальної пружності	
			t, °С	σ_B^{CT} , МПа	t, °С	E, ГПа
Al ₂ O ₃	3,99	2050	20 1500	3000 50	20 1200	390 350
ZrO ₂	5,6	2700	20 1500	2100 20	20 1350	172 96
BeO	3,0	2570	20 1500	800 50	20 1200	310 70
MgO	3,58	2680	20 1500	1400 1150	25 1300	300 220

Безкиснева кераміка (карбіди, бориди, нітриди та силіциди металів) відрізняється від оксидної більшою вогнетривкістю, твердістю та зносостійкістю, але опір окисленню при температурах вище 1000 °С недостатній. Тому її властивості найбільшою мірою реалізуються у вакуумі, нейтральній або відновлювальній атмосфері. Виняток складають SiC, SiN₄, на поверхні яких утворюється оксид SiO₂, котрий захищає вироб від подальшого оксидного руйнування. При експлуатації у вакуумі спостерігається сублімація, яка зростає в наступній послідовності: карбіди→бориди→силіциди→нітриди. Порівняно із металами та сплавами безкиснева кераміка меншою мірою знеміцнюється при високих температурах. Безкиснева кераміка із кремнієм характеризується високою окалинотійкістю до 1700°С. Властивості основних безкисневих керамічних матеріалів наведено в табл. 12.4.

Конструкційна кераміка використовується для виготовлення деталей газотурбінних двигунів та двигунів внутрішнього згорання (ДВЗ), що дозволяє на 30...40% збільшити ККД внаслідок підвищення робочих температур, виключення системи охолодження, зниження втрат на тертя та зношення. Так, наприклад, в газотурбінних двигунах камери згорання, робочі лопатки, сопловий апарат виготовляють із SiC, статорні лопатки, теплообмінники виготовляють із Si₃N₄. Для виготовлення деталей ДВЗ використовують: Si₃N₄ (гільзи циліндрів, сідла клапанів,

ротори турбонаддуву); ZrO_2 (поршні); Al_2O_3 , ZrO_2 (кулачки, насадки та штовхачі). Обшивання топків енергетичних установок здійснюють карбідом кремнію SiC , у верстатах вальниці ковзання та кочення виготовляють із Si_3N_4 та ZrO_2 .

Таблиця 12.4 – Властивості безкисневих керамічних матеріалів

Кераміка	Густина, кг/дм ³	Температура плавлення, °C	Границя міцності (при стисканні)		Модуль нормальної пружності	
			t, °C	σ_B^{CT} , МПа	t, °C	E, ГПа
SiC	3,2	2600	20	2250	20	394
BN	2,34	2350	20	500...600	25	1,16
Si ₃ N ₄	3,19	1820	-	-	20	317
MoSi ₂	6,24	2030	50 1500	1100 50	20	430

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Описати склад, властивості і призначення пластмас та конструкційних керамік.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Що таке пластмаса і які компоненти входять до складу пластмас?
2. Призначення компонентів пластмас.
3. Термопластичні пластмаси: полімери для цих пластмас і їх характеристики.
4. Термопластичні пластмаси, їх властивості та призначення.
5. Термореактивні полімери, основні види і властивості.
6. Властивості та призначення термореактивних пластмас.
7. Види, властивості та призначення оксидної кераміки.
8. Види, властивості та призначення безкисневої кераміки.
9. Особливості складу і властивостей неметалевих конструкційних матеріалів порівняно із металами та сплавами.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Для виконання лабораторної роботи надається набір зразків із різних неметалевих матеріалів, машина для випробування на розтяг, термічна піч, твердомір, термометр, мікрометр, штангенциркуль.

Вказівки із техніки безпеки

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

Порядок проведення лабораторної роботи

1. Ознайомитись із зразками, виготовленими із термопластичних, термореактивних та керамічних конструкційних матеріалів.
2. Визначити початкові розрахункові розміри зразків і позначити l_0 .
3. Провести випробування наданих зразків на розтяг при різних температурах.
4. Визначити границі міцності та відносне видовження і твердість.
5. Розрахувати значення питомої міцності з використанням також даних таблиць 12.1...12.4.

Зміст звіту

Коротка характеристика термопластів, реактопластів та конструкційної кераміки, опис властивостей, складу, призначення. Графіки залежності границі міцності та відносного видовження від температури випробування пластмас. Гістограми питомої міцності пластмас, кераміки, вуглецевих та легованих сталей. Висновки за отриманими даними.

ЛІТЕРАТУРА

1. Бялік О.М. Металознавство: підручник / О.М. Бялік, В.С. Черненко, В.М. Писаренко, Ю.Н. Москаленко. – К: ІВЦ «Потітехніка», 2001. – 375 с.
2. Матеріалознавство: [підручник] / С.С. Дяченко, І.В. Дощечкіна, А.О. Мовлян, Е.І. Плешаков. – Харків: Видавництво ХНАДУ, 2007. – 440 с.
3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. / Лахтин Ю.М. – М.: Металлургия, 1984. – 359 с.
4. Гуляев А.П. Металловедение / Гуляев А.П. – М.: Металлургия, 1986. – 360 с.
5. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение / Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. – М.: Машиностроение, 1990. – 527 с.
6. Материаловедение /Под ред. В.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
7. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение: методы анализа, лабораторные работы и задачи / Ю. Геллер, А. Рахштад. – М.: Металлургия, 1983. – 382 с.
8. Натапов Б.С. Термическая обработка металлов: [учеб. пособие для вузов] / Натапов Б.С. – Киев: Вища школа, 1980. – 288 с.
9. Кузін О. А. Металознавство та термічна обробка металів / О. А. Кузін, Р. А. Яцюк. – Львів : Афіша, 2002. – 304 с.
10. Металознавство: підручник / О. М. Бялік, В. С. Черненко [та ін.]; - 2-ге вид., перероб. і доп. – К. : ІВЦ Видавництво “Політехніка”, 2002. – 384 с.
11. Пахолук А. П. Основи матеріалознавства і конструкційні матеріали : посібник / А. П. Пахолук, О. А. Пахолук. – Львів : Світ, 2005. – 172 с., іл.
12. Попович В.В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство : підручник / В. В. Попович, В. В. Попович. – Львів : Світ, 2006. – 624 с.
13. Металознавство і термічна обробка металів і сплавів із застосуванням комп'ютерних технологій навчання: підручник / Ю.М. Таран, Є. П. Калінушкін, В. З. Куцова [та ін.]; під ред. Ю. М. Тарана – Дніпропетровськ : Дніпрокнига, 2002. – 360 с.

14. Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів: навчальний посібник / В. В. Хільчевський, С. Є. Кондратюк, В. О. Степаненко [та ін.]. – К. : Либідь, 2002. – 328 с.

15. Сплави на основі заліза. Підручник / Мазур В.І., Куцова В.З., Ковзель М.А., Носко О.А. – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2013. – 500 с.

16. Афтандіянц Є.Г., Зазимко О.В., Лонатько К.Г. Матеріалознавство: Підручник / Є.Г. Афтандіянц, О.В. Зазимко, К.Г. Лопатько. – Херсон: Олді-плюс, Київ: Видавництво Ліра-К, 2013. – 612 с.

17. Попович В. В. Технологія конструкційних матеріалів і металознавство. Книга 1, 2. – Львів, 2000. – 264, 210 с.

Додаток А
Правила техніки безпеки при виконанні
лабораторних робіт із дисципліни
«Матеріалознавство» 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;
- дотримуватися 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, HB	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