

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

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

**до лабораторних робіт та контрольної роботи з дисциплін
«Сплави з особливими властивостями» та «Спеціальні сталі
та сплави» для студентів спеціальності 132
«Матеріалознавство» усіх форм навчання
I частина**

2024

Методичні вказівки до лабораторних робіт та контрольної роботи з дисциплін «Сплави з особливими властивостями» та «Спеціальні сталі та сплави» для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» усіх форм навчання (І частина)/ Укл.: О.В. Климов, Ю.І. Кононенко. Комп'ютерна графіка – О.В. Лисиця. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2024. – 76 с.

Укладачі: О.В. Климов, доцент, к.т.н.
Ю.І. Кононенко, старший викладач

Рецензент: О.В. Лисиця, старший викладач

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

Рекомендовано
до видання НМК інженерно-
фізичного факультету
Протокол № 9
від 14 травня 2024 р.

Затверджено
на засіданні кафедри
«Фізичне матеріалознавство»
Протокол № 8
від 12 квітня 2024 р.

ЗМІСТ

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ ДО ЛАБОРАТОРНИХ РОБІТ	8
--	---

ЧАСТИНА I

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №1

Визначення структурних класів заданих марок легованих сталей з використанням діаграм рівноваги та перетворення переохолодженого аустеніту

.....	9
1.1 Загальні відомості	9
1.1.1 Вплив легувальних елементів на структуру сталі	9
1.1.2 Класифікація легованих сталей	14
1.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи	19
1.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи	19
1.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання	19
1.5 Вказівки з техніки безпеки	19
1.6 Порядок проведення лабораторної роботи	20
1.7 Зміст звіту	21
1.8 Рекомендована література	21

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №2

Вивчення мікроструктури, властивостей та призначення зносостійких сталей та сплавів

.....	22
2.1 Загальні відомості	22
2.1.1 Види зносу та шляхи підвищення зносостійкості	22
2.1.2 Матеріали, стійкі до абразивного зносу	25
2.1.3 Матеріали з високим опором зносу від втоми	26
2.1.4 Матеріали стійкі до зносу в умовах високого тиску та ударних навантажень	28
2.1.5 Антифрикційні матеріали	29
2.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи	31
2.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи	32
2.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання	32
2.5 Вказівки з техніки безпеки	32
2.6 Порядок проведення лабораторної роботи	33
2.7 Зміст звіту	33

2.8 Рекомендована література.....	33
-----------------------------------	----

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №3

Вивчення структурних особливостей, властивостей та галузей

використання нержавіючих сталей	34
3.1 Загальні відомості.....	34
3.1.1 Види та механізми корозії.....	34
3.1.2 Особливості хімічного складу та структури нержавіючих сталей.....	37
3.1.3 Корозійностійкі сталі, що підлягають термічному зміцненню.....	46
3.1.4 Корозійностійкі сталі, які не зміцнюються термічною обробкою.....	50
3.1.5 Інші матеріали.....	56
3.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи.....	58
3.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи.....	58
3.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання.....	59
3.5 Вказівки з техніки безпеки.....	59
3.6 Порядок проведення лабораторної роботи.....	59
3.7 Зміст звіту.....	61
3.8 Рекомендована література.....	61

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №4

Вплив хімічного складу та структури на надійність і

довговічність виробів.....	62
4.1 Загальні відомості. Основні фактори, що завдають впливу на показники конструкційної міцності.....	62
4.1.1 Технологічні методи.....	63
4.1.2 Металургійні заходи.....	64
4.1.3 Конструктивні методи.....	66
4.1.4 Експлуатаційні фактори.....	67
4.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи.....	68
4.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи.....	68
4.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання.....	68
4.5 Вказівки з техніки безпеки.....	68
4.6 Порядок проведення лабораторної роботи.....	68

4.7 Зміст звіту.....	69
4.8 Рекомендована література.....	69

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №5

Експертиза щодо визначення причин руйнування виробів.....	70
5.1 Загальні відомості.....	70
5.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи.....	74
5.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи.....	74
5.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання.....	74
5.5 Вказівки з техніки безпеки.....	74
5.6 Порядок проведення лабораторної роботи.....	74
5.7 Зміст звіту.....	75
5.8 Рекомендована література.....	75

ЧАСТИНА II

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №6

Вивчення особливостей хімічного складу та структури жаростійких сталей та сплавів.....	79
6.1 Загальні відомості.....	79
6.1.1 Газова корозія та основні принципи створення жаростійкого матеріалу.....	79
6.1.2 Принципи легування жаростійких сталей.....	82
6.1.3 Жаростійкі матеріали.....	85
6.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи.....	90
6.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи.....	90
6.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання.....	90
6.5 Вказівки з техніки безпеки.....	90
6.6 Порядок проведення лабораторної роботи.....	90
6.7 Зміст звіту.....	91
6.8 Рекомендована література.....	91

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №7

Вивчення структури та властивостей жароміцних сталей та сплавів.....	92
7.1 Загальні відомості	92

7.1.1 Особливості хімічного складу та структури жароміцних матеріалів.....	94
7.1.2 Класифікація жароміцних матеріалів.....	100
7.1.3 Помірно жароміцні сталі перлітного та мартенситного класів.....	101
7.1.4 Жароміцні сталі аустенітного класу.....	107
7.1.5 Жароміцні сплави на залізнікелевій та нікелевій основах.....	111
7.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи.....	114
7.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи.....	114
7.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання.....	114
7.5 Вказівки з техніки безпеки.....	115
7.6 Порядок проведення лабораторної роботи.....	115
7.7 Зміст звіту.....	116
7.8 Рекомендована література.....	117

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №8

Вивчення особливостей структури та властивостей сплавів з особливими теплофізичними властивостями.....	118
8.1 Загальні відомості.....	118
8.1.1 Вплив хімічного складу та структурного стану сплавів, що містять нікель, на температурний коефіцієнт лінійного розширення.....	118
8.1.2 Сплави з заданим температурним коефіцієнтом модуля пружності.....	126
8.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи.....	130
8.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи.....	130
8.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання.....	131
8.5 Вказівки з техніки безпеки.....	131
8.6 Порядок проведення лабораторної роботи.....	131
8.7 Зміст звіту.....	132
8.8 Рекомендована література.....	132

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №9

Обґрунтування вибору матеріалів для виробів з урахуванням специфіки їх умов експлуатації.....	133
---	-----

9.1 Загальні відомості.....	133
9.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи.....	134
9.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи.....	135
9.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання.....	135
9.5 Вказівки з техніки безпеки.....	135
9.6 Порядок проведення лабораторної роботи.....	135
9.7 Зміст звіту.....	135
9.8 Рекомендована література.....	135
МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ ТА ЗАВДАННЯ ДО КОНТРОЛЬНОЇ РОБОТИ ДЛЯ СТУДЕНТІВ ЗАОЧНОГО ВІДДІЛЕННЯ.....	136
ЛІТЕРАТУРА.....	143
Додаток А. Правила безпеки при виконанні лабораторних робіт із дисциплін «Сплави з особливими властивостями» та «Спеціальні сталі та сплави» в лабораторіях кафедри фізичного матеріалознавства.....	144

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ ДО ЛАБОРАТОРНИХ РОБІТ

Студенти при виконанні лабораторних робіт з дисциплін «Сплави з особливими властивостями» та «Спеціальні сталі та сплави» повинні навчитися класифікувати матеріали з особливими властивостями за структурою та призначенням, набути практичних навичок щодо раціонального вибору матеріалу для тих чи інших виробів.

Студенти спеціальності 132 «Матеріалознавство», що навчаються за освітньою програмою «Прикладне матеріалознавство», виконують лабораторні роботи № 1-3, 6-8; ті, що навчаються за освітньою програмою «Термічна обробка металів», виконують лабораторні роботи № 1-9.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №1

Визначення структурних класів заданих марок легованих сталей з використанням діаграм рівноваги та перетворення переохолодженого аустеніту

Мета роботи – здобути практичних навичок щодо визначення структурних класів легованих сталей в залежності від їх хімічного складу.

1.1 Загальні відомості

Леговані сталі – це сталі, в які для отримання потрібних властивостей спеціально додають легувальні елементи. Легувальні елементи (л.е.) – це хімічні елементи, що вводять в сталь в певних концентраціях з метою зміни її структури, фізико-хімічних та механічних властивостей.

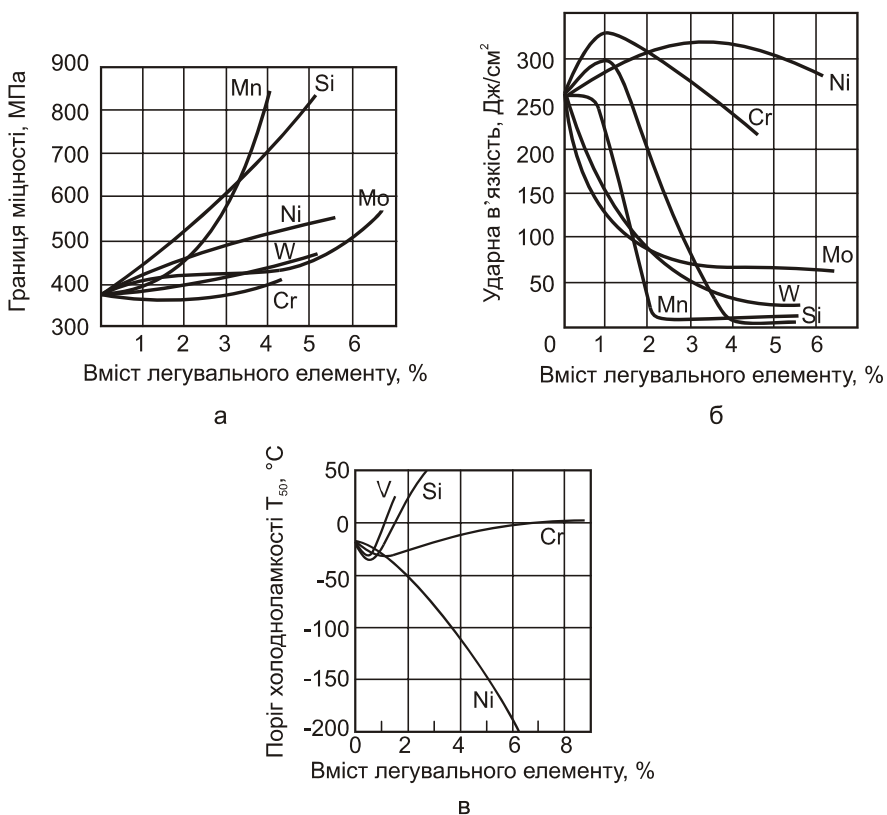
1.1.1 Вплив легувальних елементів на структуру сталі

Л.е., при введенні їх в сталь можуть утворювати такі основні фази:

- тверді розчини (леговані ферит та аустеніт);
- легований цементит;
- спеціальні карбіди;
- нітриди або карбонітриди;
- інтерметалідні сполуки.

Розчинення л.е. в фериті відбувається в результаті заміщення атомів заліза атомами цих елементів. Атоми л.е., що відрізняються від атомів заліза розмірами та будовою, створюють в ґратці напруження, які змінюють період ґратки, що викликає зміну властивостей фериту – підвищення міцності та зменшення пластичності. На рис. 1.1, а, б показано зміну властивостей фериту (міцність, ударна в'язкість) при розчиненні в ньому різних елементів. Як можна побачити, **Cr, Mo, W** зміцнюють ферит в меншому ступені, ніж **Ni, Si** та **Mn**. **Mo, W**, а також **Mn** та **Si** (при наявності останніх більш ніж 1 %) знижують в'язкість фериту. **Cr** зменшує в'язкість значно слабше вказаних елементів, а **Ni** її

не знижує. Важливе значення має вплив легувальних елементів на поріг холодноламкості, який характеризує схильність сталі до крихкого руйнування (рис. 1.1, в). Наявність **Cr** в залізі сприяє деякому підвищенню порога холодноламкості, тоді як **Ni** його інтенсивно знижує, тобто зменшує схильність заліза до крихкого руйнування. Таким чином, **Ni** є найбільш цінним елементом, який зміцнює ферит при одночасному збільшенні його ударної в'язкості та зниженні порогу холодноламкості.



а – на міцність; б – на ударну в'язкість; в – на поріг холодноламкості
Рисунок 1.1 – Вплив легувальних елементів на властивості твердого розчину

В спеціальних легованих сталях завдяки впливу л.е. на розширення γ -області, збільшення стійкості переохолодженого

аустеніту та зниження мартенситної точки, аустеніт може бути однією із головних структурних складових сталей. Легований аустеніт поділяють на стабільний та метастабільний. При температурі вище початку мартенситного перетворення M_p деформація метастабільного аустеніту призводить до фазового перетворення $\gamma \rightarrow M$. В стабільному аустеніті не відбувається фазового перетворення під впливом деформації, змінюється лише його тонка структура.

Легувальні елементи, що розчиняються в аустеніті, збільшують його міцність при нормальних та високих температурах. Більший ефект від зміцнення (рис. 1.2) спостерігається при введенні елементів втілення (**C, N**), ніж заміщення (**Mn, V, Co, Mo** та ін.). Для легованого аустеніту є характерними низька границя плинності при порівняно високій границі міцності. Аустеніт легко наклепується, тобто швидко та сильно зміцнюється під впливом деформації. Аустенітна фаза є парамагнітною, має велике значення коефіцієнту лінійного теплового розширення ($\alpha > 16 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$).

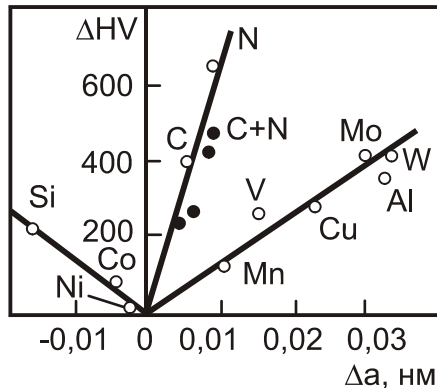


Рисунок 1.2 – Залежність зміцнення аустеніту (ΔHV) від зміни параметру ґратки

По відношенню до вуглецю л.е. поділяють на дві групи:

а) некарбідотворювачі (або графітізатори): **Si, Ni, Cu, Al, Co** (знаходяться в твердому розчині);

б) карбідотворювачі: **Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti, Zr** (знаходяться в карбідах та частково в твердому розчині, спроможність карбідотворення зростає в наведеному ряді зліва направо).

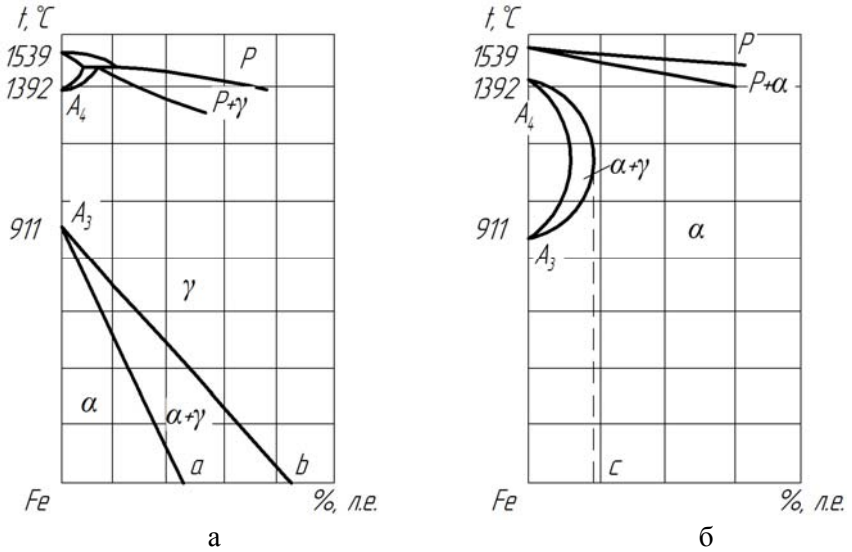
При низькому вмісті в сталі карбідоутворювачів (**Mn, Cr, Mo** та **W**), вони розчиняються в цементиті, заміщуючи в ньому атоми заліза, тобто утворюють легований цементит Me_3C , наприклад, $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$. При підвищеному вмісті **Cr, Mo, W** можуть утворюватися спеціальні карбіди типу Me_6C , Me_2C , MeC , Me_{23}C_6 , Me_7C_3 , наприклад, Mo_2C , $(\text{Cr},\text{Mn},\text{Fe})_{23}\text{C}_6$. Більш сильні карбідоутворювачі (**Ti, Nb, V, Zr**) практично не розчиняються в цементиті та утворюють лише спеціальні карбіди типу MeC (наприклад, TiC).

Елементи-карбідоутворювачі, а також **Al**, можуть утворювати і нітриди (або карбонітриди), наприклад, CrN , AlN , Mo_2N , $\text{V}(\text{C},\text{N})$ або $(\text{V},\text{Nb})(\text{CN})$.

Також л.е. можуть утворювати із залізом або один з одним інтерметалідні сполуки (наприклад, FeCr , Fe_7Mo_6 , Fe_2W , $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$).

Всі елементи, що розчиняються в залізі, впливають на положення точок A_3 та A_4 , що визначають температурні області існування α - та γ -заліза (рис. 1.3). Аустенітостабілізатори (**Ni, Mn, Cu, N** та **C**) підвищують точку A_4 та знижують точку A_3 , що приводить до розширення області існування γ -твердого розчину. Якщо кількість легувальних елементів перевищує концентрацію, що відповідає точці b (рис. 1.3, а), то ГЦК-гратка стає стійкою при кімнатних температурах. Такі сталі називають аустенітними. Більшість легувальних елементів, які називають феритостабілізаторами (**Cr, Si, W, Mo, Nb** та ін.), підвищують точку A_3 , а точку A_4 знижують; тобто температурний інтервал стійкості аустеніту зменшується та α -область замикається (рис. 1.3, б). При вмісті легувальних елементів, що перевищує точку c , сплави при всіх температурах складаються з α -твердого розчину та зветься феритними. Сплави, що мають часткове перетворення, називаються напівферитними.

Л.е. суттєво впливають на положення концентраційних точок S та E на діаграмі **Fe-C** (рис. 1.4). Більшість л.е., що розчиняються в фериті, замінюють частину атомів заліза в його гратці, тим самим зменшують вміст **Fe** в перліті, що призводить до зсуву т. S у бік менших концентрацій вуглецю (тобто ліворуч); також знижується максимальна кількість вуглецю, що розчиняється в аустеніті (т. E)



а – аустенітостабілізаторів; б – феритостабілізаторів
Рисунок 1.3 – Схема впливу легувальних елементів на положення точок A_3 та A_4

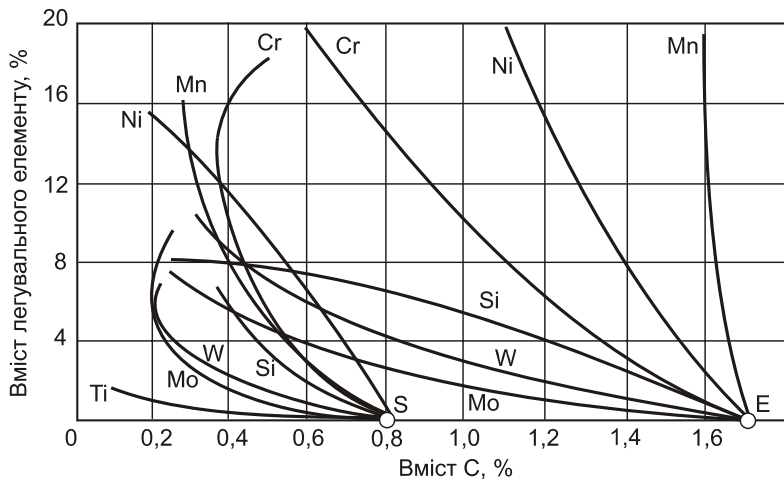


Рисунок 1.4 – Вплив легувальних елементів на положення точок S і E діаграми стану системи залізо-вуглець

Внаслідок цього лінія SE зсувається вліво. Пересування лінії SE вліво приводить до того, що заевтектоїдну структуру в легованих сталях можна отримати при меншому вмісті вуглецю, ніж 0,8 %; а ледебуритну структуру – при кількості вуглецю, що набагато менша, ніж 2,14 %.

Л.е. також мають сильний вплив на температуру початку мартенситного перетворення M_n (рис. 1.5). Ті елементи, що знижують температуру мартенситного перетворення (С, **Mn**, **Cr** та ін.) будуть сприяти збільшенню кількості аустеніту залишкового після гартування, а **Al** та **Co**, навпаки, зменшувати його.

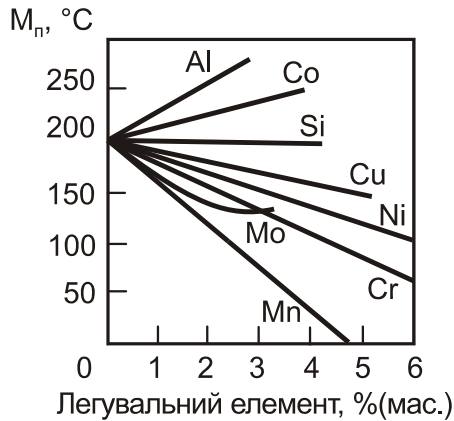


Рисунок 1.5 – Вплив легувальних елементів на температуру початку мартенситного перетворення M_n сталі з 1%С

1.1.2 Класифікація легованих сталей

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

За хімічним складом, в залежності від концентрації вуглецю, сталі поділяють на низьковуглецеві (< 0,3 % С), середньовуглецеві (0,3–0,7 % С) та високовуглецеві (>0,7 % С). В залежності від л.е., які введені до складу сталі, розрізняють хромисті, хромонікелеві, хромомарганцевонікелеві сталі та інші.

В залежності від вмісту л.е. розрізняють низьколеговані ($\Sigma_{\text{л.е.}} < 5 \%$), середньолеговані ($\Sigma_{\text{л.е.}} = 5 \dots 10 \%$) та високолеговані ($\Sigma_{\text{л.е.}} > 10 \%$) сталі.

За якістю, в залежності від присутності шкідливих домішок (**S** та **P**), сталі поділяють на якісні, високоякісні та особливо високоякісні.

За структурою сталі класифікують у відпаленому (рівноважному) стані та нормалізованому. При цьому оцінюється структура зразків невеликого розміру.

Сталі у відпаленому стані можуть бути поділені на такі класи:

- доевтектоїдні (структура – перліт та ферит), наприклад, 18ХГТ, 30ХГСА;
- евтектоїдні (структура – перліт), наприклад, 60С2А;
- заевтектоїдні (структура – перліт та карбіди вторинні), наприклад, X, 9ХС, 40Х13.

Належність сталі до цих трьох класів визначають з урахуванням впливу л.е. на положення точки *S* (див. рис. 1.4). Наприклад, 3 % **Si** зсувають т. *S* до 0,55 % **C**, і тому сталь 70С3А за структурою в рівноважному стані заевтектоїдна;

- ледебуритні (структура – перліт, карбіди первинні та вторинні). Ці сталі містять 0,5...2,0 % **C** при сумарному вмісті л.е. понад 8 %, наприклад, P18, X12M. Належність сталі до цього класу визначають з урахуванням впливу л.е. на точку *E* (рис. 1.4). Із зсувом точки *E* вліво частина сплаву під час кристалізації утворює евтектику – ледебурит. Наприклад, 12 % **Cr** зсувають т. *E* до 0,9 % **C**, і тому сталь X12M є ледебуритною;

- феритні (структура – ферит або ферит+карбіди), наприклад, 08Х18Т1. Сталі цього класу мають велику кількість феритостабілізаторів, серед яких головним є **Cr**. Так, при додаванні в залізо хрому в кількості ~13 %, γ -область замикається (точка *c* на рис. 1.3, б). Додавання вуглецю, в свою чергу, приводить до розширення γ -області; тому закриття γ -області відбувається при більшому вмісті хрому, ніж 13 %. Структурний клас високохромистої сталі в залежності від співвідношення $\text{Cr}_{\text{га}}/\text{C}$ (при відсутності аустенітостабілізаторів) можна визначити за допомогою структурної діаграми системи **Fe-C-Cr** (рис. 1.6). В феритних сталях відсутні поліморфні перетворення;

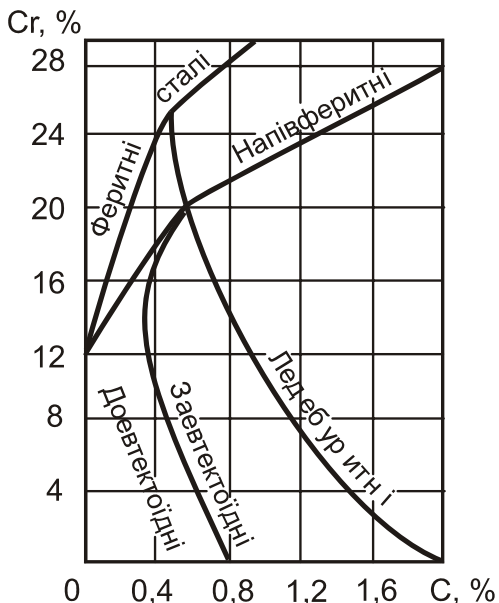


Рисунок 1.6 – Структурна діаграма системи Fe-C-Cr (рівноважний стан)

- аустенітні (структура – аустеніт або аустеніт+карбіди), наприклад, 12X18H10T. В сталях цього класу присутня велика кількість (більше за концентрацію точки *b* на рис. 1.3, а) аустенітостабілізаторів; при цьому частка хрому є також високою. Так, якщо у складі сталі з високим вмістом хрому кількість нікелю становить не менше половини від кількості хрому (у відсутності інших л.е.), то її структура є аустенітною (наприклад, 08X18H9). Аустенітні сталі також не мають поліморфних перетворень при нагріванні та охолодженні.

При певних кількостях л.е. є можливою часткова фазова перекристалізація ($\alpha \leftrightarrow \gamma$) із утворенням проміжних класів сталей: напівферитного, аустеніто-феритного.

В нормалізованому стані розрізняють такі структурні класи:

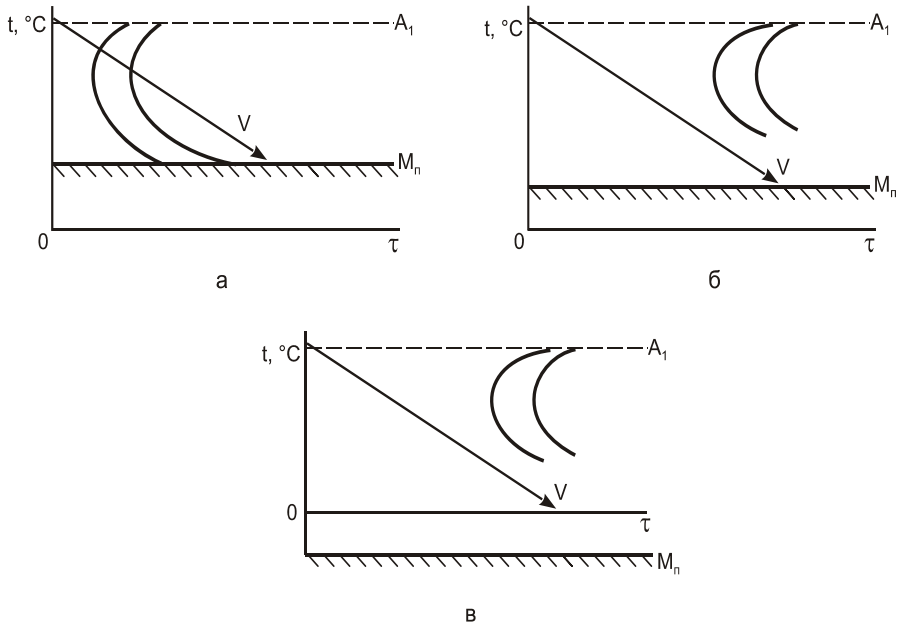
- перлітний. Сталі перлітного класу (наприклад, 60C2A, 18XГТ) мають невелику стійкість переохолодженого аустеніту (рис. 1.7, а) і при охолодженні на повітрі набувають структури перліту,

сорбіту або трооститу. Це, як правило, вуглецеві та низьколеговані сталі ($\Sigma \text{л.е.} < 5 \%$);

- мартенситний. Сталі мартенситного класу (наприклад, Х6ВФ, Х12М) мають високу стійкість переохолодженого аустеніту (рис. 1.7, б). При охолодженні на повітрі в них відбувається мартенситне перетворення. До цього класу належать середньо- та високолеговані, а також низьколеговані сталі із нікелем, вміст якого не менше 1,5 %. Це пов'язано із тим, що Ni дуже сильно зсуває С-діаграму праворуч;

- феритний;
- аустенітний.

Структурні класи аустенітних та феритних сталей після охолодження на повітрі співпадають із класами у відпаленому стані.



а – перлітний клас; б – мартенситний; в – аустенітний

Рисунок 1.7 – Діаграма термкінетичного перетворення аустеніту в сталях різних класів (V – крива, що наближено відповідає швидкості охолодження на повітрі)

Структурний клас в нормалізованому стані сталей аустенітного, феритного та проміжного класів можна визначити за діаграмою

Шеффлера (рис. 1.8). За допомогою цієї діаграми розраховуються еквіваленти, які враховують аустеніто- та феритостабілізаційну дію різних елементів. Аустенітостабілізаційний вплив порівнюється із нікелем, а феритостабілізаційний – із хромом. Підрахунок еквівалентів (E_{Ni} та E_{Cr}) дозволяє отримати точку на діаграмі, що потрапляє в ту чи іншу фазову область. Еквіваленти нікелю E_{Ni} та хрому E_{Cr} розраховують так:

$$E_{Ni} = \%Ni + \%Co + 0,5 \%Mn + 0,3 \%Cu + 25 \%N + 30 \%C;$$

$$E_{Cr} = \%Cr + 2 \%Si + 1,5 \%Mo + 5 \%V + 5,5 \%Al + 1,75 \%Nb + 1,5 \%Ti + 0,7 \%W.$$

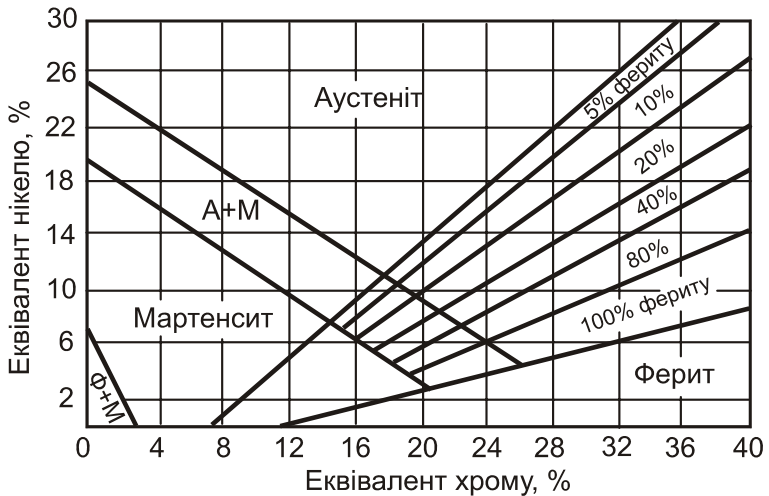


Рисунок 1.8 – Структурна діаграма корозійностійких сталей для нормалізованого стану (діаграма Шеффлера) [4]

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

1.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Вивчити основні фази, що утворюють легувальні елементи при введенні в сталь, описати їх вплив на властивості фериту та аустеніту, на положення критичних (A_3 , A_4) та концентраційних (S , E) точок та класифікацію легованих сталей.

1.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Основні фази легованих сталей.
2. Легований ферит та аустеніт, їх властивості.
3. Карбідна фаза в легованих сталях. Елементи карбідо- та некарбідоутворювачі, типи карбідів в легованих сталях.
4. Вплив легувальних елементів на критичні точки A_3 , A_4 ; на концентраційні точки S , E та температури початку та завершення мартенситного перетворення M_p , M_k .
5. Класифікація легованих сталей.
6. Основні структурні класи легованих сталей у відпаленому стані.
7. Структурні класи легованих сталей в нормалізованому стані.
8. Класифікувати задані викладачем марки сталей за основними ознаками.

1.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Діаграми ізотермічного та термокінетичного перетворення переохолодженого аустеніту для заданих марок сталей; довідники.

1.5 Вказівки з техніки безпеки

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

1.6 Порядок проведення лабораторної роботи

Для вказаних марок сталей (табл.1.1) підібрати діаграми ізотермічного та термодинамічного перетворення переохолодженого аустеніту. Користуючись цими діаграмами та довідниковими даними, визначити вміст вуглецю в концентраційних точках S та E; структурні класи в рівноважному та нормалізованому станах; призначення. Заповнити табл. 1.1.

Таблиця 1.1 – Хімічний склад, структурні класи та призначення легованих сталей

Марка сталі	Хімічний склад	Призначення	Вміст вуглецю, % в т.		Структура в рівноважному стані	Структурний клас	
			S	E		в рівноважному стані	в нормалізованому стані
ШХ15СГ							
30Х13							
08Х18Т1							
12Х18Н9							
60С2А							
Х12							
40Х15Н7Г7Ф2МС							
Р18							
12ХН3А							
ХВГ							
10Х14Г14Н4Т							
3Х3М3Ф							

1.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунки 1.1, а,б, 1.3, а,б, 1.4, таблиця 1.1. Висновки до роботи.

1.8 Рекомендована література

[1, с.61-65, 139-141, 148-150; 2, с.136-146; 3, с.342-364; 4, с.7-18, 45-73, 85-88; 5, с.7-16; 6, с.178-180]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №2

Вивчення мікроструктури, властивостей та призначення зносостійких сталей та сплавів

Мета роботи – ознайомитися з основними видами та механізмами зносу, вивчити особливості структури і механічних властивостей матеріалів, які забезпечують зносостійкість при різних умовах експлуатації.

2.1 Загальні відомості

2.1.1 Види зносу та шляхи підвищення зносостійкості

Зношування – це процес зміни розмірів, форми, маси або стану поверхневого шару під впливом зовнішнього середовища та сил тертя. *Знос* – це результат зношування; оцінюється зміною розмірів або маси деталі. Знос обумовлений як пластичним деформуванням, так і руйнуванням поверхневих шарів. *Зносостійкість* – здатність матеріалу опиратися зносу; цей показник в великому ступені залежить від характеру зносу.

Розрізняють такі види зносу:

- *абразивний*. Є результатом різальної або шкрябальної дії вільних або закріплених твердих частинок (піску, окалини, металу тощо) при наявності відносної швидкості переміщення; гідро- та газоабразивний знос є результатом дії твердих частинок, що переміщуються рідиною або газом. Абразивний є найбільш розповсюдженим видом зносу (спостерігається на зубцях ківшів екскаваторів, деталях насосів, гідропроводів, на поверхні різального інструменту);

- *ерозійний*. Полягає у вириванні частинок матеріалів деталей з поверхонь, на які діють потоки рідини або газу, що рухаються із великими швидкостями (спостерігається в трубах, насосах, деталях компресорів), особливо при зміні напрямку потоку та у випадку його турбулентності. Також ерозійний знос може відбуватися при дії абразивних частинок та механічних домішок, що рухаються з потоком газу або повітря;

- *втомний*. Відбувається внаслідок багаторазового деформування ділянок поверхні контакту твердих тіл. Працездатність більшості вузлів тертя залежить від швидкості розвитку поверхневого викришування, зумовленого втомою металу (*nitingu*). Поверхнєве викришування є характерним для деталей, які використовують у вузлах тертя (зубчасті передачі, кулькові та роликові вальниці), та які зазнають високих циклічних контактних навантажень. Ці навантаження діють на малих ділянках поверхні, викликають зародження в поверхневому шарі тріщин втоми, сприяють їх розвитку углиб шару і вилученню частинок з утворенням ямок викришування. Опір матеріалів поверхневому викришуванню називають контактною витривалістю;

- *фретінг-процес* (або *фретінг-корозія*) – це корозійно-механічний знос контактуючих тіл при незначних коливальних відносних переміщеннях, що викликаються вібрацією, динамічними навантаженнями, періодичним згином або скручуванням спряжених деталей. Фретінг-корозія виникає через безперервне руйнування захисної окисної плівки в точках рухомого контакту. Пошкодження поверхні мають вигляд ямок, виразок, темних плям на посадочних поверхнях, які, як і пітінг, небезпечні тим, що значно знижують опір деталей втомі. Цей вид зносу має розвиток на поверхні валів у місцях насадження шестерень, вальниць, а також у болтових, шліцьових, шпонкових і шарнірних з'єднаннях, на поверхні ресор;

- *окислювальний*. Полягає в періодичному відколюванні від навантажень твердих та крихких окисних плівок на поверхні тертя та їх новій появі (може виникнути і при сухому терті, і при змашуванні). Такий вид зносу характеризується мінімальною швидкістю зношування; спостерігатися на зубцях шестерень, на робочих поверхнях різального інструменту;

- *адгезійний* відбувається в результаті дії високих локальних тисків, зварювання між собою шорсткостей поверхонь, подальшої пластичної деформації, що виникає при їх відносному переміщенні, руйнуванні локальних зчеплень шорсткостей, видаленні або перенесенні металу. Спостерігається в різальних інструментах, на шийках колінчастих валів тощо;

- *кавітаційний*. Є результатом багатократних мікрогідравлічних ударів, що сприймаються поверхнею твердого тіла внаслідок закриття бульбашок пари (каверн), які утворюються з газу,

що розчинений в рідині. Появу бульбашок пари пояснює місцеве зниження тиску в рідині, що омиває з високою швидкістю поверхню деталей. Після потрапляння в зону високих тисків каверни закриваються і виникає гідравлічний удар. Кавітаційний знос може відбуватися на поверхні гребних гвинтів, крильчаток насосів тощо;

- *електроерозійний*. Виявляється в руйнуванні поверхні контакту та перенесенні маси матеріалу під дією електричного струму. Такому виду зносу підлягають колектори генераторів, електроди свічок тощо.

Вироби, які піддаються зношуванню, поділяють на дві групи:

1) деталі, які утворюють пару тертя (вальниці ковзання та кочення, зубчасті передачі тощо); 2) деталі, зношування яких відбувається під впливом робочого середовища (рідина, газ тощо).

Характерні види зносу деталей першої групи – абразивний, адгезійний, окислювальний, від втоми, фретінг-процес. Деталі другої групи, як правило, піддаються абразивному зносу (наприклад, стирання ґрунтом), гідро- та газоабразивному, ерозійному, гідро- та газоерозійному, кавітаційному.

Причина зносу спряжених деталей – робота сил тертя. Під впливом цих сил відбувається багаторазове деформування контактних ділянок поверхні, їх зміцнення та знеміцнення, виділення теплоти, зміна структури, розвиток процесів втоми, окислення та ін.

Працездатність матеріалів в умовах тертя залежить від трьох груп факторів: 1) внутрішніх, що визначаються властивостями матеріалів; 2) зовнішніх, що характеризуються видом тертя (ковзання, кочення) та режимом роботи (швидкість відносного переміщення, навантаження, характер його прикладення, температура); 3) робочого середовища та змащувального матеріалу.

Молекулярно-механічна теорія тертя визначає два основних напрямки підвищення зносостійкості матеріалу:

- підвищення твердості поверхні виробів, які знаходяться в контакті;

- зниження міцності адгезійного зв'язку.

Підвищення твердості має метою припинити пластичну деформацію та запобігти мікрорізанню поверхні тертя; забезпечити, по можливості, пружне деформування ділянок контакту.

Зниження міцності адгезійного зв'язку необхідне для запобігання схопленню металевих поверхонь. Найбільш ефективно це

досягається відокремленням поверхонь тертя рідким або твердим мастилом, а також забезпеченням сумісності пари, що піддається тертю. Під сумісністю розуміють властивість матеріалів запобігати схоплюванню при роботі без змашувального матеріалу або в умовах порушення суцільності шару мастила.

Адгезія особливо небезпечна для контакту виробів з двох твердих матеріалів. У випадку руйнування захисних оксидних плівок воно призводить до значного пошкодження обох поверхонь тертя. При сполученні твердого та м'якого матеріалів схоплювання проявляється в менш небезпечній формі.

Таким чином, в залежності від механічних та фрикційних властивостей, зносостійкі матеріали поділяють на матеріали з високою твердістю поверхні та антифрикційні матеріали з низьким коефіцієнтом ковзання.

Висока твердість поверхні – необхідна вимога забезпечення зносостійкості при абразивному та окислювальному зносах. Під час роботи в умовах великих тисків та ударів найбільшу працездатність мають сталі з низькою вихідною твердістю, але здатні завдяки інтенсивності деформаційного зміцнення (наклепу) отримувати високу твердість поверхні в умовах експлуатації.

Нижче розглянуто основні групи зносостійких матеріалів.

2.1.2 Матеріали, стійкі до абразивного зносу

Під час абразивного зношування провідними є процеси багаторазового ковзання частинок, деформування поверхні та мікрорізання. Ступінь розвитку цих процесів залежить від тиску і співвідношення твердості матеріалу та абразивних частинок. Оскільки твердість останніх висока, то підвищену зносостійкість будуть мати матеріали, структура яких складається з твердої карбідної фази та високоміцної матриці.

Карбідні сплави використовують при найбільш важких умовах роботи у вигляді литих та наплавочних матеріалів.

У промисловості використовують більше ста складних за легуванням литих та наплавочних матеріалів. Вони являють собою сплави з високим вмістом вуглецю (до 4 %) та карбідоутворювачів (Cr, W, Ti). В структурі таких матеріалів може бути до 50 %

спеціальних карбідів; з підвищенням їх кількості зростає зносостійкість.

Структуру матричної фази регулюють введенням **Mn** або **Ni**. Вона може бути мартенситною, аустенітно-мартенситною або аустенітною.

Для деталей, які працюють без ударних навантажень, використовують сплави з мартенситною структурою. До них відносять сплави типу У25Х38, У30Х23Г2С2Т (цифра, що стоїть після букви У, вказує на середню концентрацію вуглецю у десятих частках проценту). Деталі, які працюють при значних ударних навантаженнях (зуби ковшів екскаваторів, гусеничні траки та ін.) виготовляють із сплавів з підвищеним вмістом марганцю з аустенітно-мартенситною (У37Г7) або аустенітною (У11Г13, У30Г34) матрицею.

Для виробів, що працюють в середніх умовах зносу, використовують спечені тверді сплави (наприклад, ВК6, Т14К8, ТТ8К6), структура яких складається з карбідів (**WC**, **TiC**, **TaC**), зв'язаних кобальтом, а також високовуглецеві інструментальні сталі (структура: мартенсит + карбіди) типу Х12, Р18, Р6М5 та ін.

Низько- та середньовуглецеві сталі з різними видами поверхневого зміцнення та чавуни використовують у порівняно легких умовах зношування, наприклад, для деталей, які працюють в умовах граничного змащування (гільзи циліндрів, поршневі кільця та ін.), де абразивний знос має місце нарівні з іншими видами зносу, наприклад, окислювальним. З метою збереження працездатності вузлів тертя матеріал деталі повинен добре протистояти стиранню частинками, які являють собою продукти зносу або потрапляють у мастило із зовнішнього середовища. Цим вимогам задовольняють низько- та середньовуглецеві сталі, які зміцнюють цементацією, ціануванням, азотуванням або поверхневим гартуванням після нагрівання СВЧ. У порядку зростання зносостійкості зміцнені поверхневі шари цих сталей розташовуються у послідовності: загартовані, цементовані (нітроцементовані), азотовані.

2.1.3 Матеріали з високим опором зносу від втоми

Ці матеріали призначаються для таких виробів масового виробництва, як вальниці котіння та зубчасті колеса. Циклічні

контактні напруження стиснення викликають втомне викришування на робочих поверхнях деталей. Такі напруження утворюють у поверхневому шарі об'ємний напружений стан, який полегшує пластичне деформування поверхневого шару деталей та розвиток у ньому процесів втоми. У зв'язку з цим, висока контактна витривалість може бути забезпечена лише при високій твердості матеріалів зазначених виробів. Висока твердість необхідна також для запобігання стиранню контактних поверхонь при їх проковзуванні.

Вальниці кочення працюють, як правило, при низьких динамічних навантаженнях, що дозволяє виготовляти їх з порівняно крихких високовуглецевих сталей після об'ємного наскрізного гартування та низького відпуску. Для виготовлення кульок, роликів та кілець вальниць використовують низьколеговані сталі типу ШХ15, ШХ15СГ. У цих сталях суворо регламентовані карбідна неоднорідність та забрудненість неметалевими включеннями, тому що при потраплянні на робочу поверхню вони стають концентраторами напружень і сприяють швидкому розвитку втомного викришування. У зв'язку з цим для виготовлення високошвидкісних вальниць використовують сталі після електрошлакового переплаву (ШХ15Ш), які відрізняються мінімальним вмістом неметалевих включень та найбільш високою однорідністю структури.

Для вальниць, що працюють в агресивних середовищах, використовують корозійностійку сталь марки 95Х18Ш, а при температурах до 400°C – червонотійку сталь 8Х4В9Ф2 (ЭИ347).

Зубчасті колеса крім високої контактної витривалості повинні мати певний опір втомі під час згину, зносостійкість бокових поверхонь та торців зубців, стійкість до схоплення. Цим вимогам задовольняють сталі, що мають твердий поверхневий шар, в'язку та міцну серцевину, здатну протистояти впливу ударних навантажень. Сполучення твердої поверхні та в'язкої серцевини досягається хіміко-термічною обробкою або поверхневим гартком низько- та середньовуглецевих сталей. Вибір сталі та методу зміцнення залежить від умов експлуатації зубчастої передачі, вимог технології та виробництва.

2.1.4 Матеріали стійкі до зносу в умовах високого тиску та ударних навантажень

Тертя з високим тиском та ударним навантаженням характерно для роботи гусеничних траків, ківшів екскаваторів, хрестовин залізничних колій та деяких інших деталей. Їх виготовляють з високомарганцевих сталей 110Г13Л, 110Г13ХБРЛ, 120Г10ФЛ, 110Г13ФТЛ та ін. Завдяки високому вмісту вуглецю та марганцю сталі володіють відносно стабільною аустенітною структурою; зазвичай їх використовують в литому стані через погану оброблюваність різанням.

Сталь 110Г13Л містить близько 1,1% С та 13% Mn. Висока зносостійкість цієї сталі обумовлена здатністю аустеніту до сильного деформаційного зміцнення (наклепу). Зносостійкість сталі 110Г13Л максимальна, якщо вона має однофазну аустенітну структуру. Таку структуру забезпечують гартуванням від 1100°C у воду. Після гартування сталь має низьку твердість (НВ 200) та високу в'язкість. Якщо така сталь під час роботи зазнає тільки абразивного зношування, її взагалі не можна розглядати як зносостійку. В умовах ударного впливу в поверхневому шарі сталі утворюється значна кількість дефектів кристалічної будови (дислокацій, дефектів пакування), внаслідок чого твердість поверхні зростає у декілька разів (до 600 НВ) і сталь стає зносостійкою.

Знос, пов'язаний з ударними навантаженнями поверхні, спостерігається також при кавітації, яка виникає під час роботи судових гвинтів, лопатей гідротурбін, циліндрів гідронасосів. Кавітаційний знос утворюють струмини рідини у момент закриття бульок газів або повітря. Численні мікроудари, які утворюються при цьому, викликають процеси втоми, які, у свою чергу, підсилюються під впливом корозії.

Для кавітаційностійких виробів використовують хромомарганцеві сталі з нестабільною структурою аустеніту. У цих сталях, крім деформаційного зміцнення марганцевого аустеніту, відбувається мартенситне зміцнення, на розвиток якого витрачається енергія удару.

Мартенситне перетворення під впливом деформації в аустенітних сталях набуває розвитку, якщо деформацію здійснюють

нижче температури M_d . Значення температур M_n та M_d розглядаються як умовний показник стабільності аустеніту. При рівних значеннях температур мартенситних точок та однаковому вмісті вуглецю, утворення мартенситу при деформації відбувається більш інтенсивно у марганцевих або хромомарганцевих сталях, ніж у нікелевих та хромонікелевих. Це пов'язано з низькою енергією дефектів пакування, які і стають зародками кристалів α - та ε -мартенситу деформації.

Кавітаційна стійкість знаходиться у прямій залежності від схильності сталі до зміцнення в процесі впливу зовнішнього (робочого) середовища. Значення мартенситних перетворень полягає не лише у високому рівні зміцнення, а і в тому, що в процесі мартенситного перетворення відбувається релаксація напружень і зростає опір утворенню тріщин втоми.

Найбільш широко використовують кавітаційностійкі сталі марок 30X10Г10, 0X14АГ12, які мають активну кінетику мартенситоутворення під час деформації. Рівномірна деформація та руйнування поверхневого шару сталей з метастабільним аустенітом приводять до того, що на поверхні утворюється новий шар, у якому внаслідок дії гідравлічних ударів знов відбувається мартенситне перетворення. Багаторазове повторення цього процесу обумовлює дуже повільний розвиток руйнування, відповідно високу експлуатаційну стійкість.

2.1.5 Антифрикційні матеріали

Антифрикційні матеріали призначені для виготовлення вальниць (опор) ковзання, що широко використовують в сучасних машинах та приладах через їх стійкість до вібрацій, безшумність роботи, невеликі габарити.

Основними службовими властивостями вальницевого матеріалу є антифрикційність та опір втомі. *Антифрикційність* – це здатність матеріалу забезпечувати низький коефіцієнт тертя ковзання і тим самим низькі втрати на тертя та малу швидкість зношування спряженої деталі – сталюого (або чавунного) валу.

Антифрикційність забезпечують такі властивості вальницевого матеріалу: 1) висока теплопровідність; 2) добра змочуваність змащувальним матеріалом; 3) здатність утворювати на поверхні

захисні плівки м'якого металу; 4) добре припрацювання, засноване на здатності матеріалу при терті легко пластично деформуватися та збільшувати площу фактичного контакту, що приводить до зниження місцевого тиску та температури на поверхні вальниці.

Крім цього, вальницеві сплави повинні бути некоштовними, мати високу корозійну стійкість в середовищі мастил та задовільні технологічні та механічні властивості.

Критеріями для оцінки вальницевого матеріалу вважають коефіцієнт тертя та гранично допустимі навантажувально-швидкісні характеристики: тиск p , який діє на опору; швидкість ковзання v ; параметр $p \cdot v$, який визначає питому потужність тертя. Допустиме значення параметру $p \cdot v$ тим більше, чим вище здатність матеріалу знижувати температуру нагрівання, контактну навантаженість та зберігати граничне мастило. Ці властивості залежать від опору схопленню (адгезії), який найбільш високий у сплавів, до структури яких надходить м'яка складова. Серед металевих матеріалів для вальниць використовують сплави з м'якою матрицею та твердими включеннями, а також сплави з твердою матрицею та м'якими включеннями.

До сплавів першого типу відносяться бабіти та сплави на основі міді – бронзи та латуні.

Бабіти – м'які (НВ 30) антифрикційні сплави на основі олова та свинцю. До сплавів на основі олова відносять бабіти Б83 і Б88, на основі свинцю Б16, БС6, БН. Особливу групу утворюють кальцієві бабіти – БКА та БК2. За антифрикційними властивостями бабіти переважають решту сплавів, але значно поступаються їм за опором втомі; в зв'язку із цим бабіти використовують тільки для тонкого (менш 1мм) покриття робочої поверхні опори ковзання.

До кращих антифрикційних матеріалів відносять бронзи. Особливе місце серед них займають олов'яно-цинкові-свинцеві: БрО10Ц2, БрО10Ф1, БрО5Ц5С5, БрО6Ц6С3. Їх використовують для монолітних вальниць ковзання турбін, електродвигунів, компресорів, які працюють при значному тиску та середніх швидкостях ковзання.

Латуні використовують як замітники бронз при виготовленні опор тертя. Але за антифрикційними властивостями вони поступаються бронзам. Двофазні латуні ЛЦ16К4, ЛЦ38Мц3А, ЛЦ40Мц3А та ін. використовують при малих швидкостях ковзання

(менш 2 м/с) та малих навантаженнях. Їх також використовують для опор тертя приладів.

До сплавів другого типу відносять свинцеву бронзу БрС30 з 30 % **Pb** та алюмінієві сплави з оловом, наприклад, сплав АО9-2 (9 % **Sn** і 2 % **Cu**). Функцію м'якої складової у цих сплавах виконують включення свинцю або олова. При граничному терті на поверхню валу переноситься тонка плівка цих м'яких легкоплавких металів, яка захищає сталевий вал від пошкодження. Алюмінієвий сплав АО9-2 використовують для виливання монометалевих вальниць, а бронзу БрС30 – для наплавлення на сталеву стрічку.

До сплавів другого типу відносять також чавуни, роль м'якої складової в яких виконують включення графіту. Для роботи при значних тисках та низьких швидкостях ковзання використовують сірі чавуни СЧ15, СЧ20 та леговані антифрикційні чавуни: сірі АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3; високоміцні АЧВ-1, АЧВ-2; ковкі АЧК-1, АЧК-2. З метою зменшення зносу спряженої деталі марку чавуну обирають так, щоб його твердість була нижче твердості сталевий цапфи. Перевага чавунів – низька вартість, недоліки – чутливість до недостатньої кількості мастильного матеріалу та знижена стійкість проти ударного навантаження.

В останній час широке розповсюдження отримали багат шарові вальниці, до складу яких входить велика кількість розглянутих вище сплавів: сплави або чисті метали в них укладені шарами, кожний з яких має певне призначення.

2.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

1. Описати основні види зносу та шляхи підвищення зносостійкості.

2. Ознайомитися з принципами легування та структурними особливостями матеріалів, стійких проти абразивного зносу та зносу від втоми.

3. Охарактеризувати особливості хімічного складу та основні механізми зміцнення матеріалів, стійких до зносу в умовах великого тиску та ударних навантажень.

4. Вказати шляхи підвищення антифрикційних властивостей матеріалів. Охарактеризувати особливості хімічного складу і структури антифрикційних матеріалів.

2.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Що таке зношування, знос та зносостійкість?
2. Охарактеризуйте основні види зносу.
3. На які дві групи поділяють вироби, що піддаються зношуванню?
4. Вказати можливі шляхи підвищення зносостійкості матеріалів.
5. Матеріали, стійкі до абразивного зносу.
6. Матеріали з високим опором зносу від втоми.
7. Поясніть, завдяки чому зростає твердість та зносостійкість в високомарганцевих сталях аустенітного класу.
8. Охарактеризувати особливості структури та властивостей антифрикційних матеріалів.
9. Обґрунтувати вибір зносостійких матеріалів для виробів, вказаних викладачем.
10. На підставі аналізу зовнішнього вигляду виробів, які зазнали інтенсивного зносу, зазначити можливі причини його розвитку та запропонувати заходи щодо зменшення його рівня та збільшення експлуатаційного ресурсу.

2.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічних мікроскопах МИМ-5 та МИМ-7. Добірка шліфів містить матеріали з високою твердістю поверхні та антифрикційні матеріали.

2.5 Вказівки з техніки безпеки

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

2.6 Порядок проведення лабораторної роботи

1. Переглянути мікроструктуру зразків зносостійких матеріалів.

2. Із використанням довідникових даних визначити хімічний склад, режим термічної обробки, структуру після термічної обробки, властивості та використання розглянутих матеріалів.

3. Зарисувати (схематично) мікроструктуру досліджених матеріалів. Вказати в табл. 2.1 хімічний склад, термічну обробку; структуру та властивості після термічної обробки, використання вказаних матеріалів.

Таблиця 2.1 – Склад, структура та властивості зносостійких матеріалів

Марка матеріалу	Хімічний склад	Режим термічної обробки	Структура після обробки	Твердість HRC або HB	Використання
12X2H4BA					
ШХ15					
X12M					
110Г13Л					
Б83					

2.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Схеми мікроструктур розглянутих зразків сплавів, таблиця 2.1. Висновки до роботи.

2.8 Рекомендована література

[1, с.185-200; 2, с.104-107, 290-291, 371-374; 3, с.503-508, 618-623; 5, с.17-42; 6, с.205-211, 245-246, 272-276; 7, с.131-200]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №3

Вивчення структурних особливостей, властивостей та галузей використання нержавіючих сталей

Мета роботи – вивчити особливості хімічного складу та структури корозійностійких сталей різних структурних класів; вплив хімічного складу та термічної обробки на властивості корозійностійких сталей; призначення корозійностійких сталей.

3.1 Загальні відомості

3.1.1 Види та механізми корозії

Корозія – руйнування матеріалів внаслідок хімічної та електрохімічної взаємодії матеріалів із зовнішнім середовищем. Розрізняють два типи корозії – *хімічну* та *електрохімічну*.

К о р о з і я	
<i>хімічна</i> (під впливом на метал газів (газова корозія) та неелектролітів: бензин, нафта, фенол тощо)	<i>електрохімічна</i> (в електролітах: кислотах, лугах, солях, а також атмосферна та ґрунтова)

Характерні види електрохімічної корозії:

- *рівномірна*, відбувається приблизно з однаковою швидкістю по всій поверхні металу; притаманна для матеріалів зі структурою однорідного твердого розчину;

- *локального характеру*: точкова, плямиста та з виразками (ці місця є концентраторами напружень);

- *корозійне розтріскування* – утворення в металах тонкої сітки тріщин, які проходять по об'єму зерна при дії корозійного середовища та напружень;

- *міжкристалітна (інтеркристалітна)*, розповсюджується по межах зерен вглибину виробу внаслідок їх більш низького електрохімічного потенціалу. Міжкристалітна корозія (МКК) є одним з найбільш небезпечних (та розповсюджених) видів місцевої корозії. Сплави та сталі руйнуються по межах зерен, що призводить до різкого

зменшення міцності та пластичності і це може призвести до руйнування виробу (така корозія спостерігається в хромистих та хромонікелевих сталях, сплавах на основі **Ni, Cu, Al** тощо). Причиною розвитку МКК є хімічна неоднорідність між примежовими зонами та об'ємом зерна.

Існують три основні типи механізмів МКК:

1) корозія, що пов'язана із збідненням примежових ділянок зерен елементами, що сприяють корозійній стійкості матеріалу в даному середовищі;

2) корозія, що пов'язана з низькою хімічною стійкістю фаз, які виділяються по межах зерен;

3) корозія, що пов'язана із сегрегацією по межах зерен поверхнево-активних елементів, які знижують стійкість основи в даному середовищі.

Вказані механізми розвитку МКК можуть діяти в різних сталях водночас, але зазвичай можна виділити механізм, що має найбільш сильний вплив на швидкість МКК.

Оскільки корозійну стійкість сталей пов'язують із карбідними реакціями, то вміст **C** та його термодинамічна активність в аустеніті визначають схильність сталей до МКК. Елементи, що підвищують активність вуглецю (**Ni, Co, Si**), сприяють розвитку МКК, а ті, що знижують активність вуглецю (**Mn, Mo, W, V, Nb**), запобігають розвитку МКК.

Корозійна стійкість – це здатність матеріалу опиратися корозійному впливу середовища; може визначатися якісно та кількісно: за зміною маси зразків; об'ємом водню, що виділився (або кисню, що поглинувся); зменшенням товщини зразків; зміною показників фізичних та механічних властивостей; густиною струму корозії; глибиною структурних змін; часом до появи корозійного осередку. Як критерій корозійної стійкості дуже часто використовують швидкість корозії, що виражена глибинним K_c (мм/рік) або масовим K_m (г/м²) показниками.

Сталь, що є стійкою проти газової корозії при високих температурах (вище 550⁰C), називають *окалиностійкою* або *жаростійкою*. Сталь, що є стійкою проти електрохімічної корозії, називають *нержавіючою* або *корозійностійкою*.

Механізм корозії складається з іонізації металу за реакцією:

метал \leftrightarrow позитивний іон + електрон.

Так, наприклад, при зануренні металу в електроліт (наприклад, в розчин солі), між іонами та електронами металу встановлюється рівновага; якщо зовнішня дія не порушує рівновагу, то подальша іонізація ускладнюється, оскільки метал зберігає певний від'ємний заряд, який протидіє видаленню позитивних іонів. Кожен метал має свій «потенціал розчинення», що визначає здатність металу переходити в розчин.

Класифікація металів та сплавів по мірі зменшення здатності переходити в розчин: **Mg, Al, Zn, Cr, Fe**, неіржавіюча сталь в активному стані, **Sn, Pb, Ni**, бронза та латунь, **Cu**, неіржавіюча сталь в пасивному стані, **Ag, Au, Pt**.

В умовах електрохімічної корозії встановлюється корозійний струм і відбувається розчинення металу внаслідок взаємодії з електролітом. При корозії руйнуються тільки анодні ділянки, тому фазовий склад та структура при однаковому хімічному складі впливають на корозійну стійкість (більшу стійкість має однофазна крупнокристалічна структура).

Електрохімічна корозія розвивається внаслідок роботи багатьох короткозамкнених гальванічних елементів, що утворюються внаслідок неоднорідності металевого матеріалу (ліквіація сталей та сплавів; межі зерен; присутність в металах різних включень; несучільність та різний склад поверхневих плівок тощо) та зовнішнього середовища (неоднакова концентрація іонів в електролітах, різні температури).

Схильність металів та сплавів до розчинення в електролітах визначається їх термодинамічною стійкістю, а також можливістю пасивації – тобто переходу в стан відносно високої корозійної стійкості, який пов'язаний з гальмуванням анодного процесу (через підвищення електрохімічного потенціалу).

Явище пасивності корозійностійких сталей пояснює плівково-адсорбційна теорія: вона пов'язує їх високу корозійну стійкість з утворенням тонкої та щільної захисної плівки, під якою знаходиться шар кисню, який хемосорбований металом. Кисень, який концентрується на активних ділянках плівки, є перехідним шаром від металу до захисної плівки, покращує їх зчеплення та переводить метал в пасивний стан.

Таким чином, підвищення стійкості сталі проти корозії досягається введенням до її складу елементів, що утворюють на поверхні захисні плівки, які щільно зв'язані з основним металом та запобігають контакту між сталлю та зовнішнім агресивним середовищем, а також підвищують електрохімічний потенціал сталі в різних агресивних середовищах.

Основою промислових корозійностійких сплавів є **Fe** (сталі), **Ti**, **Ni**, **Cu**, **Al**; в окремих випадках як корозійностійкі використовують тугоплавкі та благородні метали.

3.1.2 Особливості хімічного складу та структури нержавіючих сталей

Металами, що легко пасивуються є **Al**, **Cr**, **Ni**, **Ti**, **W**, **Mo**. Легування ними металів, що слабо пасивуються (наприклад, **Fe**), додає сплавам схильність до пасивації за умов утворення твердих розчинів.

Cr є основним легувальним елементом нержавіючої сталі. Його вміст знаходиться в межах від 11 % до 30 %. Хром відноситься до металів, що легко пасивуються в окислювальних середовищах; він утворює на поверхні сталі щільну, суцільну окисидну плівку, яка міцно пов'язана із основою, та надійно ізолює поверхню сталі від стикання із оточувальним середовищем. При додаванні хрому вище 12,5% в сплави на основі заліза, стрибкоподібно зростає електрохімічний потенціал і сталь переходить в категорію корозійностійких (рис. 3.1). Хром є елементом, що стабілізує α - та звужує область існування γ -Fe. При вмісті 12-13% **Cr**у відсутності аустенітостабілізаторів γ -область закривається та структура стає однофазною (феритною).

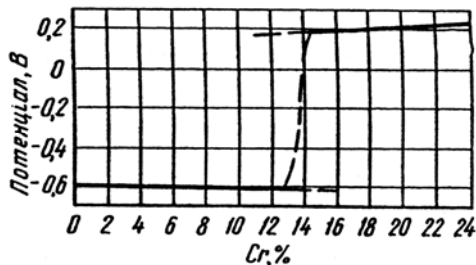


Рисунок 3.1 – Потенціал залізохромистих сплавів

Присутність вуглецю (С) суттєво розширює область існування аустеніту при одночасному розширенні двофазної $\alpha+\gamma$ -області (рис. 3.2). Так, 0,6% С забезпечує існування аустеніту до вмісту в сталі 28% Cr. Карбіди Cr уповільнюють процеси перетворення при охолодженні, збільшують прогартуваність сталі при їх розчиненні. При вмісті Cr~6 % сталі можуть загартуватися на повітрі. Евтектоїдна т. S зі збільшенням Cr зміщується в бік більш низького вмісту вуглецю (див. рис. 1.4) та в область більш високих температур, що призводить до підвищення температури гартування (внаслідок уповільненого розчинення карбідів).

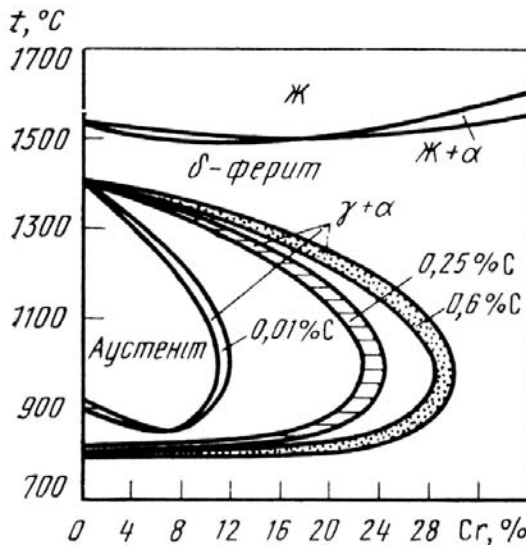


Рисунок 3.2 – Вплив вуглецю на положення області $\alpha\leftrightarrow\gamma$ - перетворення системи Fe-Cr-C

Оскільки при збільшенні вмісту Cr відбувається поступове звуження γ -області, нержавіючі хромисті сталі можна розділити на 3 групи:

- мартенситні сталі, що підлягають повному перетворенню в аустеніт при нагріванні, та здатні загартуватися при охолодженні (можуть мати 12...18 % Cr при відповідному вмісті вуглецю);
- феритні сталі, що можуть вміщувати 16...30 % Cr, при дуже низькому вмісті вуглецю;

- сталі з двофазною аустеніто-феритною-структурою при високих температурах, та мартенсито-феритною-структурою, яка виникає в результаті гартування.

Ni підвищує область стабільності аустеніту, знижує критичну швидкість охолодження, збільшує прогартуваність сталі. **Ni** є корозійностійким металом, добре протидіє впливу води, розчинів солей та лугів. Додавання його до **Fe** підвищує корозійну стійкість в розчинах сірчаної та соляної кислот та в деяких органічних кислотах. Пасивуюча здатність нікелю нижче, ніж хрому та молібдену. Результат сумісної дії феритостабілізатора **Cr** та аустенітостабілізатора **Ni** на структурі та властивостях нержавіючої сталі позначається кількісним співвідношенням цих двох елементів. Якщо в складі високохромистої нержавіючої сталі кількість **Ni** складає не менше половини кількості **Cr**, то її структура є аустенітною (при відсутності інших легувальних елементів). При невиконанні цього правила, нержавіюча сталь з хромом та нікелем може відноситися до ферито-мартенситного, аустеніто-мартенситного або ферито-мартенситного класів.

Mn є також γ -стабілізатором, але забезпечити аустенітну структуру сталі може тільки при вмісті до 15% **Cr**, а при більш високому вмісті **Cr** низьковуглецеві сталі мають двофазну ($\alpha+\gamma$)- або трифазну ($\alpha+\gamma+\sigma$)-структуру. **Mn** дещо погіршує корозійну стійкість хромистих та хромонікелевих сталей в окислювальних та відновлювальних середовищах, якщо його додають в достатньо великих кількостях (6...8%); при введенні його в сталь близько 2...6% цей вплив незначний. Марганець є заміником більш коштовного нікелю.

Mo є α -стабілізатором. Легування сталі молібденом підвищує пасивацію та хімічну стійкість нержавіючої сталі в розчинених розчинах сірчаної, соляної, фосфорної, оцтової та ін. кислотах, коли пасивація хромом та нікелем є недостатньою. Оскільки **Mo** є карбідоутворювачем, то для забезпечення ефекту збільшення корозійної стійкості необхідно передбачати термічну обробку, що переводить його в твердий розчин, тобто підвищувати температуру гартування.

W не впливає на корозійну стійкість неіржавіючої сталі, його додають в аустенітну сталь для покращення механічних властивостей. **W** є α -стабілізатором.

Si, подібно **Cr**, діє як феритостабілізатор та сильно обмежує γ -область. При введенні в залізо 1,8 % **Si** (рис. 3.3) відбувається повне закриття γ -області та сплави при нагріванні та охолодженні не мають $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -перетворення, тобто є повністю феритними. В присутності **Cr** або інших елементів, що мають аналогічний вплив, необхідно враховувати їх сумарну дію. Так, введення **Cr** та **Si** в сталь або залізо, призводить до закриття γ -області при меншому вмісті кожного з них, при цьому їх вплив не є пропорційним концентрації та залежить від температури. Сумарний вплив **Cr** та **Si** на обмеження γ -області приводить до того, що сталі з малим вмістом **C** вже при 6 % **Cr** та 2 % **Si** відносяться до сталей напівферитного класу (рис. 3.3), а при більшому вмісті **Si** – до сталей феритного класу, які не мають перетворень $\gamma \leftrightarrow \alpha$. **Si** підвищує міцність нержавіючих сталей.

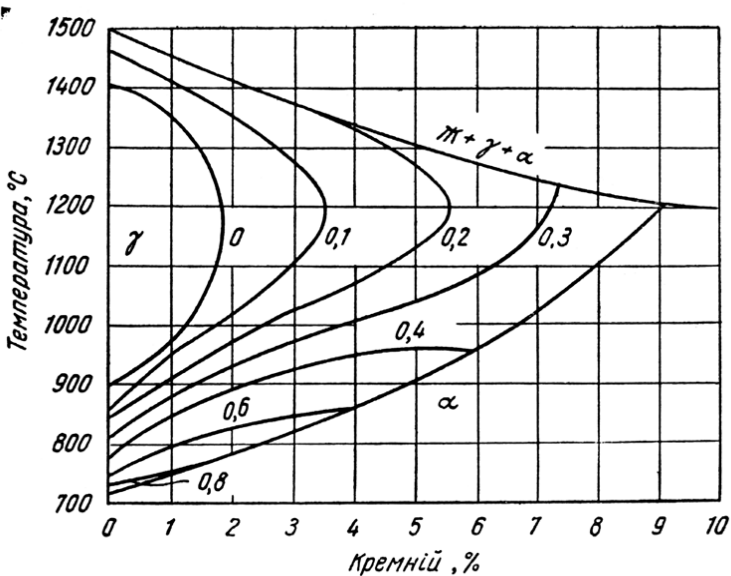


Рисунок 3.3 – Вплив вуглецю на зсування критичних точок в системі залізо-кремній (цифри біля кривих – вміст вуглецю, %)

Введення в сталь **Ti** та **Nb** приводить до утворення термодинамічно стійких карбідів. Це виключає участь хрому, як основного легувального елемента, що забезпечує корозійну стійкість, в утворенні карбідів та сприяє його збереженню в твердому розчині.

S, **Se** та **P** покращують оброблюваність в процесі різання.

Зміщення електрохімічного потенціалу сплаву в позитивний бік відбувається й при малих домішках **Cu**, **Pt**, **Pd**, введення яких називається катодним легуванням.

Нержавіючі сталі поділяють за хімічним складом на групи:

- хромисті;
- хромонікелеві;
- хромомарганцеві;
- хромонікельмарганцеві.

В залежності від структури нержавіючі сталі підрозділяють на класи:

- феритний (Ф);
- мартенситний (М);
- аустенітний (А);
- феритно-мартенситний (Ф-М);
- аустеніто-мартенситний (А-М);
- аустеніто-феритний (А-Ф).

Залізо та хром після кристалізації утворюють безперервний ряд твердих розчинів з ОЦК-граткою (рис. 3.4). В області сплавів, що збагачені залізом, є замкнута область γ -твердих розчинів. З нею межує гетерогенна область $\alpha + \gamma$ -твердих розчинів.

Введення хрому в залізо приводить до сильної зміни положення критичних точок $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -перетворення. Зі збільшенням вмісту хрому в сплаві точка A_4 безперервно знижується. Точка A_3 знижується в сплавах із вмістом приблизно до 8% **Cr**, а потім підвищується. При вмісті $\sim 13\%$ **Cr** критичні точки A_4 та A_3 зливаються, сплави при подальшому збільшенні вмісту хрому не мають поліморфних перетворень, тому називаються феритними. Сплави з частковим перетворенням називають напівферитними.

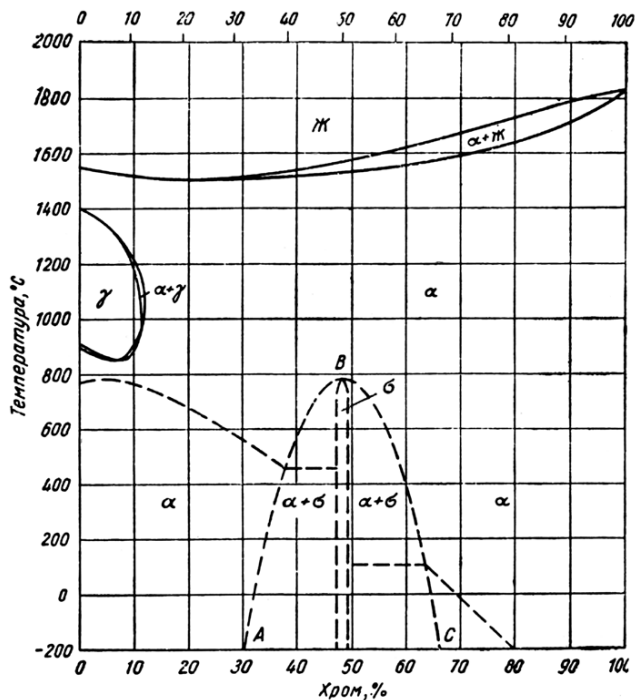


Рисунок 3.4 – Діаграма стану системи Fe-Cr

Крім твердих α - та γ -розчинів, залізохромисті сплави при температурах нижче 950°C та вмісті від $\sim 25\%$ до $\sim 70\%$ хрому мають крихку складову, що позначається як σ -фаза. Ця фаза дуже тверда, крихка та немагнітна, коли вона виділена у вільному стані. Вважають, що σ -фаза – це інтерметалідна сполука заліза із хромом типу FeCr , яка здатна розчинюватися в твердому розчині. σ -фаза виділяється із α -твердого розчину при повільному охолодженні або тривалій витримці при понижених температурах. При швидкому охолодженні σ -фаза не утворюється, але при повторному нагріванні вона виділяється з твердого розчину, створюючи в ньому значні напруження (виділення σ -фази супроводжується значними об'ємними змінами). Вважають, що присутність σ -фази збільшує чутливість сталей до розтріскування під напруженням.

Більшість легувальних елементів, а саме **Mo, Si, Ni, Mn, Co** зміщує область існування σ -фази в бік більш низького вмісту хрому. Вуглець, в кількості, що перевищує його розчинність в фериті, сприяє збідненню фериту на хром, зв'язуючи його в карбіди, оскільки швидкість утворення карбідів більша, ніж швидкість утворення σ -фази. Хром, що зв'язаний в карбідах, в утворенні σ -фази участі не бере. Ефективний вміст хрому (тобто хрому, що знаходиться в твердому розчині), можна розрахувати за формулою:

$$Cr_{\text{додатт}} = \frac{Cr - 12,4 \cdot C}{1 - 0,182 \cdot C},$$

де **Cr** – вміст **Cr** в сплаві, %;

C – вміст вуглецю в сплаві, %.

Введення в залізохромисті сплави вуглецю призводить до пересування границі γ -області в сторону більшого вмісту хрому (тобто до розширення існування γ -області). Це пояснюється не тільки тим, що вуглець є аустенітоутворювачем, а й тим фактором, що основна маса твердого розчину збіднюється на хром, який витрачається на утворення складних та більш стабільних карбідів хрому ((**Fe,Cr**)₃C; (**Cr,Fe**)₇C₃; (**Cr,Fe**)₂₃C₆).

Чим більший в сталі вміст вуглецю, тим більше виділяється карбідів хрому та тим сильніше знижується корозійна стійкість. У зв'язку з цим на практиці використовують сталі зі змінним вмістом вуглецю та хрому для забезпечення необхідної корозійної стійкості. Так, якщо при 0,15% **C** необхідно додати 12...14% **Cr**, то при 0,2...0,4 % **C** – 13...15 % **Cr**, а при 0,6...1,0% **C** – 14...16% **Cr**.

Введення **Ni** в залізо сприяє сильному зсуванню критичних точок: точка A_3 знижується, а точка A_4 підвищується, що приводить до розширення γ -області (рис. 3.5). Однак перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ при охолодженні ($A_{\gamma 3}$) та $\alpha \rightarrow \gamma$ при нагріванні ($A_{\alpha 3}$) в залізнікелевих та залізохромнікелевих сплавах відбувається при різних температурах, із великим гістерезисом (рис. 3.5, заштриховані ділянки).

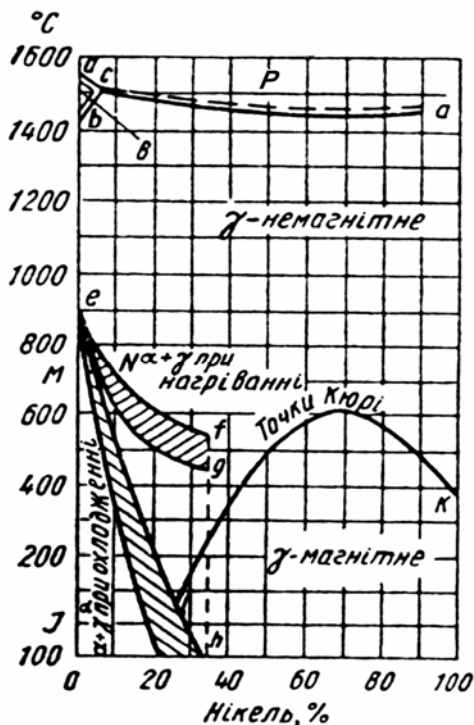


Рисунок 3.5 – Діаграма стану системи Fe-Ni

Як зазначалося, вплив хрому на обмеження γ -області є подвійним: при введенні його в залізо до 8% спостерігається деяке збільшення стійкості аустеніту (точка A_3 знижується), а при більшій кількості він сприяє звуженню γ -області. Вплив хрому як фактору, що сприяє утворенню аустеніту, дуже сильно проявляється в присутності Ni та C, в результаті чого аустенітна структура в сплавах з хромом отримується при меншому вмісті нікелю, ніж в залізнікелевих сплавах (рис. 3.6).

Хромонікелеві сталі в залежності від структури та складу поділяють на аустенітні, аустеніто-феритні, аустеніто-мартенситні, аустеніто-карбідні та аустеніто-інтерметалідні.

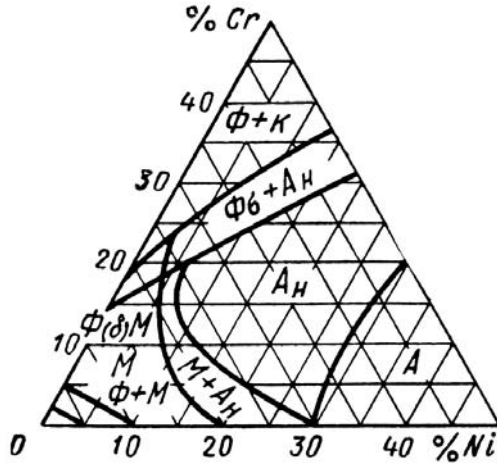


Рисунок 3.6 – Залізний кут системи Fe-Cr-Ni при 20°C

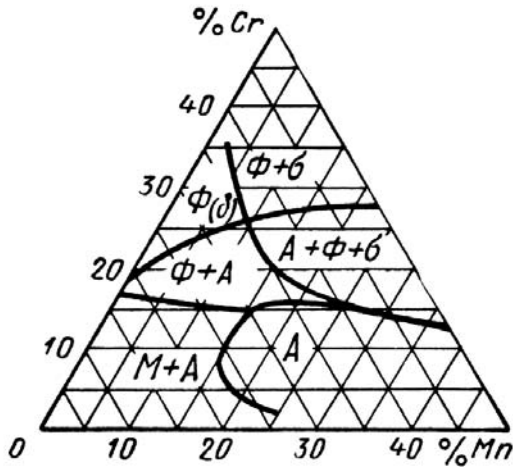


Рисунок 3.7 – Структурна діаграма Fe-Cr-Mn після гартування від 1100°C

В гетерогенній $\alpha+\gamma$ -області може утворюватися σ -фаза. Виділення σ -фази в хромонікелевих сталях збільшує твердість та міцність при кімнатних температурах та дуже сильно знижує в'язкість та пластичність.

Mn, як і **Ni**, є аустенітостабілізатором, однак він впливає менш сильно на стабілізацію аустеніту: аустенітну структуру в хромомарганцевих сталях можна отримати тільки при вмісті $>15\%$ **Mn** та $<15\%$ **Cr** (рис.3.7). Тому при заміні нікелю марганцем необхідно знизити вміст хрому, замінювати нікель частково, або додатково легувати сталі таким сильним аустенітостабілізатором, як азот.

3.1.3 Корозійностійкі сталі, що підлягають термічному зміцненню

Мартенситні та **мартенсито-феритні** сталі мають добру корозійну стійкість в атмосферних умовах, в слабоагресивних середовищах (в слабких розчинах солей, кислот) та мають високі механічні властивості. Найбільш часто їх використовують для виробів, що працюють на знос, як різальні інструменти, для пружних елементів та конструкцій в харчовій та хімічній промисловості, що знаходяться в контакті із слабоагресивними середовищами (4...5 %-оцтова кислота, фруктові соки та ін.).

Структура та властивості сталей **мартенситного** класу (наприклад, 30X13, 40X13, 90X18) дуже сильно залежать від відносного вмісту **C** та **Cr**. Сталі з низьким вмістом **C** ($<0,10\%$) та з підвищеним вмістом **Cr** ($>15\%$) є феритними та їх не піддають гартуванню. Сталі із таким же вмістом **C**, але з меншим вмістом **Cr**, потрапляють при нагріванні в γ -область, що обмежена «петлею», при охолодженні зазнають перетворення $A \rightarrow M$.

Сталі мартенситного класу у відпаленому стані можуть відноситися до доевтектоїдного (структура $\Phi + \Pi$), евтектоїдного (Π), заевтектоїдного ($\Pi + K_{II}$) або ледебуритного ($\Pi + K_I + K_{II}$) структурних класів.

Сталі з незначним вмістом вуглецю можуть мати деяку кількість структурно вільного фериту, що погіршує механічні властивості при кімнатних та високих температурах. Тому для сталей, що призначені для лопаток турбін, висувають особливі вимоги щодо границь хімічного складу 13%-их хромистих сталей.

Зсув евтектоїдної точки в бік меншого вмісту вуглецю із збільшенням вмісту хрому та зменшення швидкості перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ приводить до підвищення прогартовуваності хромистих сталей.

Повну здатність до гартування хромисті сталі отримують тільки після нагрівання до більш високих температур, що пов'язано із уповільненим розчиненням карбідів хрому. Нагрівання до температур вище 900°C (оптимальні температури нагріву під гартування складають ~950...1020°C) приводить до швидкого переходу карбідів в твердий розчин та сприяє отриманню більш високої твердості після охолодження.

З підвищенням температури гартування збільшується розмір зерна, але швидкість росту зерна є невисокою доки не досягається температура переходу в область δ -фериту. Наявність карбідів з порівняно високою температурою розчинення в аустеніті є причиною затримки росту зерна.

Сталі з невеликим вмістом вуглецю (~0,1 %) після гартування від 1000 °C в маслі мають мартенситну структуру з незначною кількістю фериту. Структура сталі з підвищеним вмістом вуглецю (0,1...0,4 %) після гартування в маслі або на повітрі повністю мартенситна. Твердість та міцність цих сталей тим вищі, чим більший вміст вуглецю в сталі. При більш високому вмісті C крім мартенситу ці сталі можуть мати після гартування аустеніт залишковий, а також вільні карбіди, які розподілені у вигляді сітки.

Після гартування проводять відпуск на задану твердість.

Сталі після гартування мають високу корозійну стійкість. Але через те, що після охолодження на повітрі або в маслі в виробах з цих сталей з'являються високі напруження, які можуть викликати саморозтріскування, необхідно негайно після гартування проводити відпускання для зняття напружень при 200...400°C, при цьому цей відпуск не впливає на корозійну стійкість сталей.

При відпуску вище 500°C відбувається розпад мартенситу на ферито-карбідну суміш та виділення карбідів типу $Me_{23}C_6$, тобто структура сталі стає гетерогенною. Феритна матриця збіднюється на хром, корозійна стійкість різко знижується. Відпуск при більш високих температурах підвищує корозійну стійкість.

В інтервалі температур відпуску 480...520 °C спостерігається суттєве зниження пластичності та ударної в'язкості внаслідок розвитку відпускнуї крихкості. Тому відпуск при цих температурах не проводять [1].

Мартенсито-феритні сталі (08X13, 12X13). Сталі напівферитного класу (зі структурою у відпаленому стані Φ + Π + K_{II} або

$\Phi + \Pi + K_I + K_{II}$) при високих температурах потрапляють в двофазну область $\alpha + \gamma$ та при охолодженні або нагріванні мають перетворення тільки в одній із фаз.

Властивості напівферитних сталей дуже сильно залежать від кількісного співвідношення α - та γ -фаз. Чим більше в сталі γ -фази при високих температурах, тим більшим є вплив термічної обробки на механічні властивості та подрібнення структури. В тому випадку, коли кількість феритної складової переважає, сталь має значну схильність до росту зерен при нагріванні вище 850°C , що призводить до крупнозернистості та крихкості, яку не можна усунути подальшою термічною обробкою. В зв'язку з цим гаряча обробка тиском напівферитних та феритних сталей повинна закінчуватися при більш низьких температурах ($\sim 790^\circ\text{C}$), щоб отримати більш дрібне зерно. Подальший відпал при $760 \dots 800^\circ\text{C}$ не усуває крупнозернистості та крихкості, але викликає коагуляцію карбідів та вирівнювання концентрації хрому в твердому розчині, що підвищує корозійну стійкість матеріалу та зварних швів. Як зміцнювальну термічну обробку застосовують гартування з відпуском (як правило, високотемпературним).

Для зміни структури та отримання певних властивостей напівферитних сталей використовують різні легувальні домішки. Додавання невеликої кількості **Ni**, **Mn**, **C** та **N** приводить до розширення γ -області та збільшення загартовуваності сталі. Введення їх в більшій кількості сприяє стабілізації аустеніту, пониженню температури M_n , стримуванню мартенситного перетворення та отриманню аустенітної структури.

Додавання феритостабілізаторів **Ti**, **Nb** та **Mo** до сталей напівферитного класу позитивно впливає на їх властивості. Введення їх сприяє отриманню однофазної феритної структури при високих температурах, а мала розчинність карбідів **TiC** та **NbC** певній мірі усуває крупнозернистість при нагріванні та зварюванні та покращує стійкість сталі проти корозії в перехідній зоні.

Аустеніто-мартенситні сталі (07X16H6, 08X17H5M3). Стимування евтектоїдного $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення та зниження температури M_n в результаті легування аустенітоутворювачами (**Ni**, **Mn**, **N** та частково **Cr**) приводить до утворення сталей перехідного класу з аустеніто-мартенситною структурою та відповідної зміни

властивостей. При нагріванні сталей цього класу до високих температур вони стають повністю аустенітними. При швидкому охолодженні сталі повністю зберігають аустенітну структуру або частково розпадаються на мартенсит, що залежить від температури M_n .

Аустеніто-мартенситні сталі поряд з доброю стійкістю проти атмосферної корозії мають високі механічні показники та добру зварюваність. Механічні та фізичні властивості цих сталей залежать від співвідношення кількості аустеніту та мартенситу в структурі та процесів, що пов'язані з утворенням інтерметалідних або карбідних фаз, що додатково впливають на зміцнення. Аустеніто-мартенситні сталі використовують при виготовленні легких високоміцних конструкцій авіаційної техніки, транспорту.

Сталі цього класу містять приблизно $\leq 0,1$ % C; 14...17 % Cr; 5...9 % Ni та деяку кількість Al, Mo та Ti. Для підвищення механічних властивостей сталі цього класу піддають гартуванню ($\sim 975^\circ\text{C}$), після чого структура сталі – нестійкий (метастабільний) аустеніт та деяка кількість мартенситу. Метастабільний аустеніт може перетворюватися в мартенсит при обробці холодом або при пластичній деформації. В аустеніто-мартенситних сталях може утворитися деяка кількість δ -фериту, однак його присутність в структурі повинна бути обмеженою внаслідок можливого окрихчування сталей та зниження рівня міцності.

В цьому стані сталь має достатньо високу пластичність, її можна піддавати холодній деформації та обробці різанням. Після гартування сталь обробляють холодом в інтервалі температур від -75 до -50°C для переведення частини (~ 40 %) аустеніту в мартенсит (температура M_n в цих сталях повинна знаходитися нижче кімнатної, але не настільки, щоб сталь була стабільною при обробці холодом).

Склад цих сталей ретельно контролюють для підтримки збалансованого вмісту ферито- та аустенітостабілізаторів та заданої температури мартенситного перетворення. Експериментальні дані дозволяють орієнтовно оцінити дію різних л.е. на вміст δ -фериту та положення точки M_n в сталях цього типу, що дозволяє розрахувати склад сталі. Нижче показано вплив л.е. на кількість δ -фериту та температуру M_n сталей аустеніто-мартенситного (перехідного) класу:

Л.е.	N	C	Ni	Co	Cu	Mn	W	Si	Mo	Cr	V	Al
Зміна δ-фериту, % на 1 % л.е.	-200	-180	-10	-6	-3	-1	+8	+8	+11	+15	+19	+38
Зміна M_p , °C, на 1 % л.е.	-450	-450	-20	+10	-35	-30	-36	-50	-45	-20	-46	+53

Додаткове зміцнення цих сталей може бути отримано внаслідок дисперсійного твердіння мартенситу при відпуску (старінні) при температурах 450...500°C. Для цього до складу сталей вводять такі елементи, як **Al**, **Cu**, **Ti**. При старінні з α -твердого розчину (мартенситу) виділяються частинки інтерметалідної фази **NiAl**, які когерентно зв'язані з ОЦК-матрицею, **NiTi** або **Ni(Al,Ti)**, що також мають ОЦК-гратку. При введенні **Cu** утворюються комплекси, що збагачені на мідь (припускають, що це твердий розчин **Ni** в **Cu**). В процесі відпуску в сталях виділяються карбонітриди **Mo** та **V**, що також підвищують міцність, але при цьому зменшують характеристики пластичності.

3.1.4 Корозійностійкі сталі, які не зміцнюються термічною обробкою

Хромисті сталі **феритного** класу містять приблизно 15...30% **Cr** та $\leq 0,15\%$ **C** (наприклад, 08X18T1, 15X25T); їх використовують для виготовлення виробів, що працюють в окислювальних середовищах, для побутових приладів, для обладнання харчової та легкої промисловості.

Феритні сталі мають високу корозійну стійкість в азотній кислоті, рідинних розчинах аміаку та інших агресивних середовищах.

Сталі феритного класу при нагріванні та охолодженні не мають $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворень та складаються з твердого розчину з ОЦК-ґраткою. Внаслідок малої розчинності вуглецю в фериті при помірних та кімнатних температурах він головним чином знаходиться у вигляді складних карбідів хрому та заліза. Феритні або феритокарбідні сталі при перегріванні (вище 850°C) стають крупнозернистими, цей дефект не можна усунути термічною обробкою.

Хромисті сталі феритного класу є схильними до МКК, яка може виявлятися після нагріву вище 1000°C та швидкого охолодження (наприклад, при зварюванні) при температурах $\sim 900^{\circ}\text{C}$.

Механізм МКК в цій зоні – перший, тобто пов'язаний зі збідненням хромом примежових ділянок внаслідок виділення карбідів $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ (це відбувається навіть при швидкому охолодженні сталей). Концентрація хрому в них не забезпечує корозійну стійкість матеріалу в даному середовищі.

Відзначимо, що вуглець – елемент, що сприяє МКК, навіть при його вмісті $\sim 0,01\%$. Вважають, що азот також сприяє МКК. Тому сталі, що мають дуже низький вміст **C** та **N** (в сумі $< 0,01\%$) та підвищений вміст **Cr**, менш схильні до МКК. Тобто, одним із засобів боротьби з МКК сталі є зменшення вмісту **C** та **N**. Сталі з низьким сумарним вмістом **C** та **N** ($0,025\text{...}0,035\%$), що мають $18\text{...}28\%$ **Cr**, $2\text{...}4\%$ **Mo**, стабілізовані **Ti** та **Nb**, отримали назву суперферитів. Вони мають високу стійкість в багатьох агресивних середовищах, є стійкими проти корозії під напруженням, пітингової та щілинної корозії.

В сталях типу 12X17 при високотемпературному нагріванні можливе утворення аустеніту, частка якого залежить від вмісту вуглецю. Тільки при вмісті $\text{C} \leq 0,03\%$ в структурі сталі з $\sim 17\%$ **Cr** спостерігають чисто феритну структуру. Найбільша кількість аустеніту утворюється при температурах $1000\text{...}1100^{\circ}\text{C}$, при більш високих температурах вміст аустеніту знижується. Утворення аустеніту в сталях цього типу є небажаним, тому що при охолодженні відбувається мартенситне перетворення, що збільшує твердість та знижує пластичність сталей, викликає схильність до МКК.

Схильність до МКК можна ліквідувати повторним нагріванням (відпалом при температурі $750\text{...}800^{\circ}\text{C}$). Завдяки відпалу

відбувається дифузія та вирівнюється концентрація хрому в тілі зерен та в примежових об'ємах.

Інший метод боротьби з МКК в феритних сталях – це введення стабілізаторів **Ti**, **Nb**, які зв'язують **C** в спеціальні карбіди **TiC** та **NbC**, а при наявності **N** – утворюють нітриди **TiN** та **NbN**. Через утворення цих сполук збіднення примежових ділянок на хром не відбувається та зменшується схильність до росту зерна. На схильність до МКК також впливає величина зерна: крупнозеренна структура є більш схильною до МКК, що пов'язано з більшим збідненням примежових ділянок.

Для сталей із вмістом **Cr** не менше 15 % існує і другий температурний інтервал схильності до МКК. Нагрівання впродовж декількох годин при температурах 400...550°C викликає крихкість та сприйнятливність до корозії навіть в знеуглецьованому металі (з 0,002 % **C**), без вмісту азоту. Ця крихкість отримала назву відпускнуї крихкості при 475 °С. Вона проявляється в різкому зниженні ударної в'язкості та підвищенні твердості. **Ti**, **Nb**, **Si**, **Mo**, **Ni**, **C** та **Al** прискорюють появу цієї крихкості, а **N** – знижує крихкість сталі. Явище окрихчування при 475°C пов'язують з гетерогенним розпадом α -твердого розчину, який супроводжується виділенням впорядкованих комплексів типу **Fe₃Cr** або **FeCr** та більш збагаченого хромом фериту. Окрихчування при 475°C більш інтенсивно відбувається в міжкристалічному прошарку, що призводить до зниження корозійної стійкості. Нагрівання при 550°C та вище відновлює стійкість сплаву.

Другий механізм МКК пов'язаний із низькою хімічною стійкістю фаз, що виділяються по межах зерен. Він діє в сталях тоді, коли потенціал корозії в даному середовищі дуже високий (вище 0,7 В). Наприклад, в сталях типу 18-10 стійкість карбідів **Cr** може стати нижчою, ніж стійкість аустенітної матриці, що призведе до їх переважного розчинення та розвитку МКК.

Третій механізм МКК пов'язаний із утворенням в примежових зонах сегрегацій домішкових елементів після досягнення певної величини вмісту цих домішок.

Термічна обробка сталей феритного класу залежить від конкретних умов виробництва та експлуатації: відпал 560...800 °С (щоб запобігти крихкості при 475°C, виділенню σ -фази та схильності

до МКК), або гартування із нагріванням в інтервалі 870...950°C (1 година, вода).

Феритні сталі можна використовувати при роботі в агресивних середовищах в інтервалі температур 100...350°C, який обмежений порогом холодноламкості та початком розвитку крихкості 475 С.

Недоліки хромистих сталей феритного класу:

- схильність до росту зерна при нагріванні;
- крихкість при 475°C або внаслідок виділення σ -фази;
- порівняно невисокі характеристики міцності та жароміцності;
- обмежені технологічні властивості при гарячій обробці у зв'язку з вимогою забезпечення порівняно дрібного зерна.

Сталі **аустенітного** класу (12X18H9, 10X14AГ15). Введення в сталь **Ni** сильно розширює γ -область, знижує температуру мартенситного перетворення, при 8% **Ni** сталь з 18% **Cr** та 0,1% **C** переходить в аустенітний клас (температура M_p для цих сталей дещо нижче кімнатної температури). В сталях цього класу **Ni** частково або повністю можуть замінювати на **Mn**, а також додавати десяті частки проценту **N**; вміст **C** обмежують через можливість виникнення МКК.

Сталі аустенітного класу мають високі службові характеристики (міцність, пластичність, корозійну стійкість в більшості робочих середовищ) та добру технологічність.

В хромонікелевих аустенітних сталях можливі такі фазові перетворення:

- 1) утворення карбідних, карбонітридних фаз та σ -фази при нагріванні в інтервалі 650...850°C;
- 2) розчинення цих фаз при нагріві до більш високих температур (1100...1200 °C);
- 3) утворення δ -фериту при високотемпературних нагрівах;
- 4) утворення α - та ε -мартенситних фаз при охолодженні та пластичній деформації.

Присутність в структурі сталі δ -фериту негативно впливає на її технологічність, особливо при гарячій обробці тиском. Тому в сталях, що підлягають прокатці, куванню, штамповці при підвищених температурах, кількість δ -фериту суворо лімітується. Забезпечення співвідношення $Cr/Ni \leq 1,8$ гарантує утворення в сталях не більш 10...15 % δ -фериту.

Сталі цього класу є схильними до росту зерна, але це не призводить до крихкості, як у випадку із феритними сталями.

В аустенітних сталях схильність до МКК після швидкого охолодження від температур, що забезпечують достатньо повне розчинення карбідних фаз та перехід вуглецю в γ -твердий розчин, може і не проявлятися, оскільки швидке охолодження подавляє виділення карбідів з аустеніту. Повторний нагрів, що створює умови для виділення карбідів, які містять **Cr**, сприяє проявленню МКК. Температурний інтервал обробки, після якої можлива МКК аустенітних сталей – 450-850°C. Механізм МКК для аустенітних сталей є таким же, як і для феритних (слід зазначити, що збіднення меж на хром може бути наслідком виділення не тільки карбідів, але й нітридів хрому, а також σ -фази).

Методами боротьби з МКК для сталей цього класу є:

- зниження в сталях вмісту, що виключає утворення хромистих карбідів. Максимальний вміст вуглецю можна визначити із формули:
Cr-80·C≥16,8;

- введення стабілізаторів –**Ti**, **Nb**, що утворюють відповідно карбіди **TiC** та **NbC**. Оптимальний вміст цих елементів можна розрахувати за виразами:

вміст **Ti**: $0,7 \leq \%Ti \leq 5 \cdot (\%C - 0,02)$ (**Ti/C**=4)

вміст **Nb**: $\%Nb \geq 8 \cdot (\%C - 0,02)$ (**Nb/C**~8).

Необхідно відзначити, що невелика частка цих елементів залишається в твердому розчині, а також утворює нітриди. Нітрид титану майже не розчиняється, а нітрид ніобію частково розчиняється в аустеніті при температурах обробки, що провокують МКК. Масова частка **Ti** та **Nb**, що пов'язана в нітридах, може бути визначена із співвідношень: **Ti/N**=3,43; **Nb/N**=6,64;

- гартування в воду (без поліморфного перетворення) від температур 1050...1100°C фіксує **Cr** та **C** в твердому розчині (але цей метод може викликати короблення конструкції);

- відпал для нестабілізованих сталей (850...950°C) забезпечує вирівнювання складу аустеніту та ліквідацію збіднених на **Cr** ділянок; для стабілізованих сталей – переведення **C** з карбідів **Cr** в спеціальні карбіди **Ti** або **Nb** та вивільнення **Cr** і створення необхідного рівня корозійної стійкості.

Аустеніто-феритні сталі (08X22H6T, 08X18Г8Н2Т) мають підвищену границю плинності у порівнянні із аустенітними однофазними сталями, в них відсутність схильності до росту зерна при зберіганні двофазної структури, менший вміст дефіцитного нікелю та добру зварюваність. А-Ф сталі використовують в хімічному машинобудуванні, суднобудуванні, авіації.

Сталі аустеніто-феритного класу містять приблизно $\leq 0,08\% \text{ C}$; 18...22% **Cr**, 2...6% **Ni** (іноді частину нікелю замінюють на **Mn**) та деяку кількість **Mo**, **Ti**, **Cu**. При частковій зміні вмісту **Cr** та **Ni** можна отримати структуру, яка крім аустеніту містить деяку кількість δ -фериту. А-Ф-сталі за хімічним складом – комплексно леговані, можуть мати в структурі різні співвідношення аустенітних та феритних фаз. Завдяки високому вмісту хрому аустеніт стає більш стійким до мартенситного перетворення, але повністю запобігти утворенню мартенситу в цих сталях не можливо.

В аустеніто-феритних сталях можуть відбуватися такі основні фазові перетворення:

- зміна кількості аустеніту та фериту в залежності від температури нагрівання;
- розпад δ -фериту з утворенням σ -фази та вторинного аустеніту;
- виділення карбідних, нітридних та інтерметалідних фаз, як з аустеніту, так і з фериту;
- мартенситні $\gamma \rightarrow \alpha_M$ – перетворення при охолодженні або при деформації;
- процеси окрихчування феритної фази, що пов'язані з явищами впорядкування та розшарування («крихкість 475 °С»).

Присутність δ -фериту різко погіршує пластичність сталей при гарячій обробці тиском, особливо при прокатці та прошивці труб, що пов'язують із різним опором фериту та аустеніту деформуванню та з різною швидкістю рекристалізації (зерна фериту менш міцні та більш швидко рекристалізуються, що призводить до локалізації в них пластичної деформації та концентрації напружень). Найбільш висока пластичність аустеніто-феритних сталей спостерігається в інтервалі 950...1050°C, що пояснюється найменшою різницею у властивостях феритної та аустенітної складових.

В аустеніто-феритних сталях може спостерігатися ефект надпластичності, тобто дуже високий рівень пластичності (до

300...600 %) цих сталей без наклепу в певних інтервалах температур та швидкостей деформації. Він пояснюється утворенням особливої дрібнозернистої двофазної структури (величина зерна 2...3 мкм), що отримала в літературі назву мікродуплекс.

А-Ф сталі мають меншу схильність до МКК, ніж аустенітні. Нечутливість до МКК можна досягнути: гартуванням від температури 950°C (замість 1050...1150°C) або витримкою при температурах вище 950°C із стабілізаційним (для зняття напружень) короткочасним відпуском (5 хвилин) в інтервалі 700...850°C. Температуру та час відпуску обирають з урахуванням запобігання окрихчування сталі в інтервалі «крихкості 475°C» та крихкості внаслідок сигматизації сталей в інтервалі 650...850°C.

Існують теорії, що пояснюють більшу корозійну стійкість А-Ф сталей:

1) дрібнозерниста структура характеризується значно більшою загальною поверхнею поділу фаз в присутності ділянок фериту, що приводить до меншої концентрації карбідних фаз по межах зерен;

2) феритна фаза в А-Ф сталях дуже збагачена хромом, що сприяє меншому збідненню примежових шарів твердого розчину хромом при утворенні карбідів Cr;

3) більша дифузійна рухомість атомів Cr та C в фериті в порівнянні з аустенітом сприяє при виділенні карбідів по межах зерен їх більш швидкій коагуляції та вирівнюванню концентрації хрому в твердому розчині.

3.1.5 Інші матеріали

При виготовленні хімічної апаратури, особливо для роботи в сірчаній, фосфорній та соляній кислотах, необхідно використовувати сплави з більш високою корозійною стійкістю, ніж аустенітні сталі. Із цією метою використовують сплави на **залізонікелевій** основі типу 04ХН40МДТЮ, 06ХН28МДТ, 03ХН28МДТ, 06ХН28МТ, які на відміну від корозійностійких сталей працюють не в пасивному, а в термодинамічно активному стані; а також сплави на основі нікелю.

Нікель та його сплави. Чистий Ні відносно рідко використовується як конструкційний корозійностійкий матеріал, хоча має високу корозійну стійкість в атмосферних умовах, в соляній та сірчаній кислотах, в розчинах багатьох солей, морській воді. Однак

завдяки його легуванню можна досягнути значного збільшення корозійної стійкості. Промислові корозійностійкі сплави в основному відносяться до таких систем: **Ni-Mo** (25...30% **Mo**), **Ni-Cr-Mo** (~15 % **Cr**; ~15% **Mo**), **Ni-Cu** (30% **Cu**, 3...4% (**Fe+Mn**)), іноді – домішки **Al** та **Si**: Н70МФ, Н70МФВ-ВИ, ХН58В тощо.

Титан та його сплави. Тіактивно пасивується, що обумовлює його високу стійкість майже в усіх природних середовищах: атмосфері (в промисловій та морській), ґрунті, прісній та морській воді. Легування титану дозволяє створювати сплави із високою стійкістю в дуже агресивних середовищах, наприклад, царській горілці, азотній кислоті, багатьох органічних кислотах, вологому хлорі тощо.

Для підвищення корозійної стійкості титанові сплави легують **Mo, Zr, V, Ta, Mn**. Також збільшення корозійної стійкості може бути досягнуто за допомогою катодного легування, тобто введенням **Cu, W, Mo, Ni, Re, Ru, Pd, Pt**. До промислових корозійностійких сплавів титану відносять ВТ1-0, ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4, ВТ6, 4200, 4201.

Алюміній та його сплави. **Al** має значну схильність до пасивації; в нейтральних та слабкокислих водних розчинах алюміній самопасивується. Легування алюмінію здійснюють з метою підвищення міцності при кімнатній та підвищених температурах, жаростійкості, однак це, як правило, призводить до зниження корозійної стійкості. Деформівні сплави алюмінію, що наближаються за корозійною стійкістю до чистого алюмінію, містять 1...2 % **Mn** (**АМц**) та 1...3 % **Mg** (**АМг**). До ливарних сплавів корозійностійких сплавів відносять силуміни (**Al** – до 14 % **Si**) та магналії (**Al** – до 14 % **Mn**).

Мідь та її сплави. Підвищена корозійна стійкість міді пов'язана із високою термодинамічною стабільністю, в той час як здатність до пасивації виражена слабо. **С**устійка проти корозії на повітрі, в морській воді, в нейтральних сульфатних та слабколужних розчинах, в прісній, гарячій та холодній воді, деаерованих гарячих та холодних розбавлених розчинах сірчаної, фосфорної та оцтової кислот. Корозійностійкими мідними сплавами є латуні та бронзи.

3.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Описати основні види корозії, охарактеризувати загальні особливості легування корозійностійких сталей, стисло описати кожен із структурних класів нержавіючих сталей.

3.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Що таке корозія? Які ви знаєте види корозії??
2. Види електрохімічної корозії.
3. Основні типи механізмів МКК.
4. Що таке корозійна стійкість, окалиностійкість?
5. Які метали та сплави мають високу корозійну стійкість?
6. Механізм електрохімічної корозії.
7. Що таке пасивація? Як підвищити стійкість сталі проти корозії?
8. Нержавіючі сталі та принципи їх легування.
9. Класифікація нержавіючих хромистих сталей за хімічним складом, за структурою.
10. Які карбіди хрому можуть утворюватися в нержавіючих сталях?
11. Як змінюється структура нержавіючих сталей в залежності від вмісту вуглецю?
12. Нержавіючі сталі мартенситного класу, особливості структури, режими їх термічної обробки, використання.
13. Сталі мартенсито-феритного класу, особливості структури, режими їх термічної обробки, використання.
14. Сталі аустеніто-мартенситного класу; особливості їх легування та термічної обробки.
15. Сталі феритного класу. Пояснити механізм проходження в них МКК. Яка термічна обробка застосовується для сталей цього класу?
16. Сталі аустенітного класу, особливості протікання в них МКК, термічна обробка.

17. Сталі аустеніто-феритного класу, особливості їх легування, термічна обробка. Пояснити причини меншої схильності сталей цієї групи до МКК.

3.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічних мікроскопах МИМ-5 та МИМ-7. Добірка шліфів містить нержавіючі сталі до та після термічної обробки.

3.5 Вказівки з техніки безпеки

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

3.6 Порядок проведення лабораторної роботи

1. Переглянути мікроструктуру зразків корозійностійких сталей, що підлягають термічному зміцненню. На підставі довідникових даних, визначити хімічний склад, структурні класи, термічну обробку та структуру після термічної обробки, властивості та призначення матеріалів.

2. Зарисувати (схематично) мікроструктуру досліджених зразків нержавіючих сталей. Вказати в табл. 3.1 хімічний склад, структурні класи у відпаленому та нормалізованому станах, термічну обробку; структуру та властивості після термічної обробки, використання вказаних запропонованих матеріалів.

3. Переглянути мікроструктуру зразків корозійностійких сталей, що не зміцнюються термічною обробкою. Використовуючи довідники, визначити хімічний склад, структурні класи, термічну обробку та структуру після термічної обробки, властивості та призначення цих матеріалів.

4. Схематично зарисувати мікроструктуру досліджених зразків нержавіючих сталей, що не зміцнюються термічною обробкою. Вказати в табл. 3.2 хімічний склад, структурні класи у відпаленому та нормалізованому станах, термічну обробку; структуру та властивості після термічної обробки, використання вказаних розглянутих сталей.

Таблиця 3.1 – Склад, структура, властивості та використання нержавіючих сталей, які підлягають термічному зміцненню

Марка сталі	Хімічний склад	Структурний клас		Режим термічної обробки	Після термічної обробки		Використання
		в рівно-важному стані	в нормалізованому стані		Структура	Властивості	
08X13							
12X13							
20X13							
30X13							
40X13							
95X18							
14X17H2							
07X16H6							
09X15H9Ю							
08X17H5M3							

Таблиця 3.2 – Склад, структура, властивості та використання нержавіючих сталей, що не зміцнюються термічною обробкою

Марка сталі	Хімічний склад	Структурний клас		Режим термічної обробки	Після термічної обробки		Використання
		в рівно-важному стані	в нормалізованому стані		Структура	Властивості	
1	2	3	4	5	6	7	8
08X17T							
08X18T1							
15X25T							
08X18H10							
12X18H10T							
08X17H13M2T							

Продовження табл.3.2

1	2	3	4	5	6	7	8
10X14Г14Н4Т							
10X14АГ15							
12Х21Н5Т							
08Х22Н6Т							

3.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунок 1.6, 1.8, 3.4; схеми мікроструктур розглянутих зразків сталей; таблиці 3.1 та 3.2. Висновки до роботи.

3.8 Рекомендована література

[1, с.269-278; 2, с.291-296; 3, с.479-498; 4, с.258-290; 5, с.43-86; 6, с.277-285; 7, с.379-395; 8, с.16-452]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №4

Вплив хімічного складу та структури на надійність і довговічність виробів

Мета роботи – ознайомитися з технологічними, металургійними, конструктивними та експлуатаційними заходами підвищення конструкційної міцності.

4.1 Загальні відомості. Основні фактори, що завдають впливу на показники конструкційної міцності

Традиційний підхід щодо конструювання машин, механізмів та споруд базується на курсі опору матеріалів, який виходить з припущення, що матеріал є суцільним тілом, вільним від дефектів. Однак в реальних конструкційних матеріалах присутні дефекти як мікро- так і макрорівня. До перших відносяться вакансії, дислокації, межі зерен та ін., до останніх – неметалеві вкраплення, тріщини, газові пухирі тощо. За певних умов такі дефекти можуть ініціювати руйнування матеріалу навіть при навантаженнях, що значно менші за границі плинності та міцності, які визначаються при стандартних випробуваннях на розтяг.

Отже, конструкційні матеріали повинні володіти не тільки показниками міцності, вимірними на стандартних зразках, а і конструкційною міцністю, що визначає надійність виробу в цілому. Конструкційна міцність – це комплекс властивостей, що забезпечують тривалу та надійну роботу виробу в конкретних умовах експлуатації. Тому основні вимоги, що висуваються до конструкційних матеріалів – це забезпечення комплексу необхідних властивостей.

До заходів підвищення конструкційної міцності сталі відносять технологічні, металургійні, конструкторські та експлуатаційні.

4.1.1 Технологічні методи

Мета технологічних методів – підвищення міцності матеріалу.

Відомо, що міцність – властивість матеріалу, яка залежить від його природи (хімічного складу) та структурного стану. Міцність реальних конструкційних матеріалів через наявність дефектів структури на два-три порядки нижча за теоретичну, яка характеризується опором руйнуванню міжатомних зв'язків. Тому майже усі технологічні методи підвищення конструкційної міцності матеріалів засновані на створенні такого структурного стану, при якому зводиться до мінімуму вплив дефектів, в тому числі і на субмікрорівні (дислокацій). Це здійснюється шляхом легування, пластичної деформація, термічної, термомеханічної обробки, а також хіміко-термічної обробки (ХТО).

Підвищення міцності вказаними методами засновано на таких структурних факторах:

- підвищення густини дислокацій: чим вона вища, тим більший опір пластичному деформуванню;
- створення дислокаційних бар'єрів у вигляді меж зерен, субзерен, дисперсних частинок вторинних фаз. Важливою особливістю цього фактору зміцнення є те, що подрібнення зерен (збільшення протяжності їх меж) супроводжується підвищенням ударної в'язкості;
- утворення полей пружних напружень, що викривлюють кристалічну ґратку. Такі поля утворюються поблизу точкових дефектів – вакансій, домішкових атомів і, головним чином, атомів легувальних елементів. Атоми впровадження створюють атмосфери Коттрелла.

Разом з тим підвищення міцності, що засноване на зменшенні рухомості дислокацій, супроводжується зменшенням пластичності, в'язкості і, внаслідок цього, надійності. Тобто технологічні методи повинні забезпечити високу міцність при збереженні достатньої в'язкості.

Раціональне легування передбачає введення в сталі та сплави декількох елементів при невисокій концентрації кожного з метою підвищення пластичності та в'язкості. Подрібнення зерна здійснюється легуванням і термічною обробкою, особливо при

використанні високошвидкісних способів нагрівання – індукційного та лазерного.

Для підвищення циклічної міцності та зносостійкості важливо утруднити деформацію поверхні деталей. Це досягається технологічними методами поверхневого зміцнення: поверхневим гартуванням, ХТО, поверхневим пластичним деформуванням (обдуванням дробом, обкатуванням роликками).

На даний час для досягнення високої конструкційної міцності використовують композиційні матеріали, що є відносно новим класом високоміцних матеріалів. Такі матеріали являють собою композицію з м'якої матриці та високоміцних волокон. Композиційні матеріали володіють високим опором розповсюдження тріщин, оскільки при її утворенні, наприклад, через руйнування волокна, тріщина «в'язне» в м'якій матриці. Крім того, композиційні матеріали, що використовують високоміцні та високомодульні волокна та легку матрицю, можуть володіти високими питомою міцністю та жорсткістю.

4.1.2 Металургійні заходи

Мета металургійних методів – підвищення якості (тобто чистоти) сталі та сплавів, яка залежить від вмісту шкідливих домішок: сірки, фосфору, кольорових металів, газоподібних елементів (кисню, водню, азоту), а також кількості, розмірів та форми неметалевих вкраплень.

Для масового виробництва сталі використовують мартенівські печі, кисневі конвертори, дугові та індукційні електропечі. Оскільки частка брухту в шихті кисневого конвертера складає 15...20%, а в шихті мартенівської печі – до 70%, конвертерна сталь містить меншу кількість домішок. Більш чисту сталь за домішками (але і більш кошовну) можна отримати із застосуванням електричних дугових та індукційних печей. Із використанням при виплавці електросталі до 80% металізованих окатишів (продукт прямого відновлення заліза з руди, що містить менше 0,02% **S** та **P**, менше 0,01% **Pb**, **Sn**, **Bi**, **Sb**, **As**) може бути додатковим резервом підвищення якості сталі.

Неметалеві вкраплення можуть утворюватися в твердій сталі в процесі її кристалізації, потрапляти в результаті руйнування вогнетривкої футеровки сталеплавильних агрегатів та ковшів, а також

при вторинному окисленні струменю металу під час його випуску із печі та розливі. Неметалеві вкраплення суттєво знижують конструкційну міцність через те, що вони порушують суцільність металевої матриці та слугують концентраторами напружень (через них відбувається зародження та подальший розвиток 70...90% мікротріщин). Концентрація напружень пояснюється різницею коефіцієнтів теплового розширення вкраплень та матриці. Накопичення поблизу вкраплень дислокацій, що рухаються, призводить до сильної концентрації напружень, які можуть викликати утворення мікротріщин і в подальшому – крихке руйнування. Зі зниженням температури негативний вплив неметалевих вкраплень посилюється.

Розрізняють три види неметалевих вкраплень: глобулярні, плівкові по межах зерен та гострокутні; найменш небезпечними є вкраплення глобулярного типу. Отже, з метою зниження негативного впливу неметалевих вкраплень на конструкційну міцність матеріалу, використовують модифікатори, що мають високий рафінуючий ефект та сприяють глобуляризації вкраплень. Як модифікатори використовують невеликі домішки сплавів на основі рідкісноземельних металів церієвої групи та лужноземельних металів (силікокальцій або його сплави з марганцем, алюмінієм та іншими елементами); вони володіють високою хімічною спорідненістю до розчинених в сталі сірки, кисню, азоту та водню.

Модифікування є одним з універсальних та ефективних способів підвищення якості сталі, воно дозволяє подрібнювати мікро- та макроструктуру, зменшити розвиток хімічної, фізичної та структурної неоднорідності, знизити вміст газів, сприятливо змінити природу та форму неметалевих вкраплень, підвищити комплекс технологічних та експлуатаційних властивостей.

Для покращення якості рідкої сталі в умовах масового виробництва використовують позапічні методи її обробки, а саме – обробка металу в ківші синтетичними шлаками, продування аргоном та позапічне вакуумування в ківші та виливниці при розливанні.

Через складні умови експлуатації сталей з особливими властивостями зростають вимоги до їх чистоти по вмісту шкідливих домішок, газів та неметалевих вкраплень. Виробництво таких матеріалів стало можливим завдяки застосуванню таких методів переплаву: вакуумно-дугового (ВДП), електронно-променевого

(ЕПП), електрошлакового (ЕШП) в водоохолоджувальному кристалізаторі, а також вакуумно-індукційної плавки (ВІ).

4.1.3 Конструктивні методи

Конструктивні методи передбачають забезпечення рівномірності високонапружених деталей. Застосування достовірних розрахункових схем в поєднанні зі способами оптимального конструювання є важливим резервом підвищення несучої здатності виробу, більш повного використання властивостей матеріалу в деталі.

Розглянемо основні правила конструювання.

Необхідно уникати різких концентраторів напружень – великих перепадів жорсткості, глибоких канавок, галтелей малого радіусу та інших конструктивних надрізів. Якщо уникнути цього неможна, то для пом'якшення концентрації напружень застосовують місцеве зміцнення для формування залишкових напружень стиснення.

Концентрація напружень може бути викликана і дефектами матеріалу (мікротріщини, вкраплення, раковини), а також впливом спряженої деталі, наприклад, при використанні посадок із гарантованим натягом. Циклічна міцність може різко знизитися при наявності подряпин на поверхні, пошкодженні поверхневого шару при грубому механічному обробленні, кислотному травленні. Отже, при проектуванні виробів необхідно передбачати спеціальні заходи щодо забезпечення та збереження в процесі роботи відповідного стану поверхні. Для цього можна використовувати різного роду покриття, що запобігають корозії, підвищують зносостійкість тощо. В місцях різкої зміни розмірів ступінчастих деталей краще використовувати конічні переходи, еліптичні галтелі тощо.

Рівень залишкових напружень в деталях машин, в тому числі монтажних напружень, повинен бути зведений до мінімуму. Необхідну несучу здатність з'єднань з гарантованим натягом краще забезпечувати не шляхом натягу, а завдяки довжині поверхонь, що контактують. Для зменшення деформацій при зварюванні та зниження зварювальних напружень використовують конструкції з симетричним розташуванням швів, уникають їх перетинання, виконують шви переривчастими.

Коефіцієнт використання металу по критеріям міцності та жорсткості можна значно підвищити використанням раціональних

перерізів з посиленням найбільш навантажених зон: наприклад, порожнисті деталі у вигляді труб, коробок, тонкостінних елементів інших форм, підкріплюють поперечними та діагональними зв'язками, ребрами або гофрами. Ефективними можуть бути конструкції, в яких несучі елементи, що працюють на згин та крутіння, замінені елементами, що працюють на розтяг та стиснення.

Конструкції деталей машин, що працюють при високих або низьких температурах, повинні включати можливість виникнення високих температурних градієнтів, що призводять до термічних напружень. З такою метою в кожному вузлі необхідно використовувати матеріали з наближеними коефіцієнтами лінійного розширення та однаковою теплопровідністю.

Зниження температури експлуатації виробу супроводжується зростанням імовірності крихкого руйнування несучих елементів, особливо в зонах зварних швів. В таких випадках важливо запобігати високим концентраціям напружень будь-якої природи, використовувати геометричні форми деталей, що виключають роботу матеріалу при двох- та трьохосному розтягненні, забезпечувати низькі запаси пружної енергії в силових елементах.

4.1.4 Експлуатаційні фактори

Експлуатаційні фактори визначаються призначенням виробу та умовами його експлуатації (температурою, видом та характером навантаження, оточувальним середовищем тощо); вони визначають вибір матеріалу розробляемого виробу та конструкції.

Матеріал повинен задовольняти умовам роботи в вузлі, тобто забезпечувати задану конструкційну міцність, що спочатку визначається розрахунковими даними. Деталей, які розраховують на статичну міцність, порівняно небагато. Це деталі з великим початковим натягом, деталі котлів та судів високого тиску тощо. Більшість деталей машин експлуатуються в умовах, в яких виникають напруження, що змінюються у часі. Розрахунки опору втомі таких деталей при стаціонарному навантаженні ведуть за показником границі витривалості з урахуванням конструктивних та технологічних факторів. За критерієм жорсткості (показник – модуль пружності E) розраховують станіни, корпусні деталі машин, станків, вали коробок передач тощо. Однак якими б точними не були розрахунки, тільки за

їх результатами неможна робити висновки щодо надійності роботи деталі. Необхідно проводити натурні випробування, тобто випробування деталей як на спеціальних стендах, так і безпосередньо в експлуатації. Маючи інформацію про стійкість деталей, можна встановити комплекс параметрів міцності та інших, які знаходяться в найбільшій кореляції з експлуатаційними властивостями деталей машин.

4.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Охарактеризувати заходи підвищення конструкційної міцності сталей та сплавів.

4.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Що таке конструкційна міцність? Які ви знаєте заходи підвищення конструкційної міцності?
2. Технологічні методи.
3. Металургійні заходи.
4. Конструктивні методи.
5. Експлуатаційні фактори.

4.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Креслення виробів, довідники.

4.5 Вказівки з техніки безпеки

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

4.6 Порядок проведення лабораторної роботи

1. Проаналізувати та записати умови експлуатації заданих викладачем виробів в таблицю 4.1.

2. Із використанням довідників визначити хімічний склад, температуру експлуатації, режим термічної обробки, структуру та властивості матеріалів розглянутих виробів. Занести дані до табл. 4.1.

3. Запропонувати заходи підвищення конструкційної міцності матеріалів розглянутих виробів. Записати в табл.4.1.

Таблиця 4.1 – Характеристика матеріалів заданих виробів та заходи підвищення їх конструкційної міцності

Виріб	Марка матеріалу	Хімічний склад	$t_{\text{експл}}$, °С	Режим термічної обробки	Після термічної обробки		Заходи підвищення конструкційної міцності
					Структура	Властивості	

4.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Заповнена таблиця 4.1.

4.8 Рекомендована література

[1, с.124-138; 6, с.167-171]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №5

Експертиза щодо визначення причин руйнування виробів

Мета роботи – ознайомитися з методикою проведення експертизи щодо встановлення причин виходу з ладу різноманітних виробів та механізмів.

5.1 Загальні відомості

При експлуатації різноманітних деталей та інструментів можуть виникати їх зношення, різноманітні пошкодження або руйнування. Для встановлення причин таких негативних явищ спеціалісти-матеріалознавці повинні провести експертні дослідження.

Об'єктами металознавчої експертизи можуть бути будь-які вироби з металевих матеріалів – сталей, чавунів, сплавів на основі нікелю, алюмінію, титану тощо. Мета проведення такої експертизи – визначення хімічного складу металу, його механічних властивостей, мікро- та макроструктури. Результати дослідження цих параметрів дозволяють встановити причини руйнування металевих виробів, причини корозійних пошкоджень та ін., а також зробити висновки щодо відповідності або невідповідності фактичних властивостей матеріалу властивостям, які регламентовані ДСТУ або ГОСТами, що і є необхідним в більшості випадків проведення експертизи причин руйнування виробів.

Встановлення причини руйнування виробів повинно включати дослідження як самого зруйнованого виробу, так і спряжених з ним деталей механізму в цілому, співставлення отриманих результатів зі статичними даними або результатами натурних випробувань, розрахунками на міцність тощо.

Основними причинами руйнування виробів з металів та їх сплавів є такі:

- перевищення гранично припустимих напружень (навантажень);
- неналежне виготовлення виробів в процесі литва, металооброблення та термооброблення;
- невірно обраний матеріал;

- неналежний монтаж (збирання) деталей виробів в процесі їх виготовлення;
- окислення поверхні;
- вплив агресивних середовищ;
- тривала експлуатація або вплив великої кількості циклічних навантажень (втомне руйнування);
- дія неприпустимо високих температур, при яких змінюється структура матеріалу.

Металознавча експертиза містить в собі три основні напрямки: 1) визначення хімічного складу металу, 2) визначення його механічних властивостей; 3) металографічне дослідження структури металу. Розглянемо кожен з них окремо.

Визначення хімічного складу матеріалу необхідне для встановлення марки досліджуемого матеріалу. Від марки залежать фактичні властивості сталей, чавунів та сплавів різних металів; нормативні вимоги, що до них висуваються; методики випробувань. Необхідно відмітити, що визначення хімічного складу матеріалу є лише початковим етапом; зробити повноцінний висновок щодо причин руйнування, деформації або швидкого зношення металевого виробу можливо лише завдяки проведенню всіх етапів дослідження, вказаних вище. Найчастіше для визначення хімічного складу металу проводяться спектроскопічні методи дослідження (наприклад, метод рентгенофлуоресцентного аналізу, атомно-емісійна спектроскопія).

Визначення механічних властивостей металевих матеріалів. Основними механічними властивостями металів та їх сплавів є твердість, границя плинності, границя міцності, відносне видовження, ударна в'язкість, границя витривалості при втомному навантаженні.

Твердість є найбільш важливою для виробів, що працюють в умовах тертя та високих контактних напруженнях, границі міцності та плинності є безпосередніми показниками міцності матеріалу, відносне видовження є характеристикою пластичності матеріалу, показники ударної в'язкості є важливими для виробів, що працюють при від'ємних температурах або високих динамічних навантаженнях, границя витривалості характеризує опір металу процесу втомного руйнування при циклічних навантаженнях, що повторюються.

Кожна з даних характеристик є важливою для певного роду металевих виробів. Наприклад, колісні пари залізничного транспорту підлягають втомному руйнуванню, тому для їх матеріалів найбільш

важливими є циклічні випробування на втому. Для різального інструменту найважливішими показниками є твердість та міцність. Тобто для кожного металевого виробу характерні певні механічні властивості, які визначають надійність його функціонування. Отже, виходячи з функціонального призначення виробу, характеру навантажень, яким він підлягає при використанні, і виду руйнування, експерти роблять висновок щодо необхідності проведення тих чи інших випробувань; за їх результатами встановлюють причини, що призвели до його підвищеного зносу, руйнування, деформації тощо. Механічні властивості металів визначають на спеціальному обладнанні і спеціально оброблених зразках у відповідності зі стандартизованими методиками.

Металографічні дослідження. Головна задача металографічного дослідження – визначення типу мікроструктури; визначення характеру руйнування виробу; виявлення в металі різного роду дефектів: пористості, неоднорідності, неметалевих вкраплень, усадкових раковин тощо.

Стан зруйнованих та пошкоджених виробів аналізується оглядом неочищеного зламу неозброєним оком; за допомогою лупи або біокулярного мікроскопу; фотографуванням неочищеного зламу; оглядомочищеного зламу та окремих ділянок за допомогою лупи або біокулярного мікроскопу; фотографуванням зламу та окремих ділянок разом із масштабною лінійкою. Ретельному огляду повинна підлягати вся поверхня деталі; важливо оцінити наявність різних пошкоджень (наприклад, тріщин) поблизу зламу, встановити їх зв'язок з імовірним початком руйнування. Тріщини, пошкодження, які розташовані не тільки поблизу, але у віддаленні від зламу, можуть допомогти у виявленні крихкого шару, що виник в результаті наклепу, хіміко-термічної обробки, впливу агресивних середовищ.

На підставі аналізу зламу можна встановити характер руйнування (в'язке або крихке, при одноразовому навантаженні, втомне, від тривалого впливу статичного навантаження тощо); вид та напрямок дії навантажень (розтягу, згину, крутіння тощо); розташування осередку руйнування та зв'язок його з наявністю дефектів матеріалу, концентраторів напружень та ін.; приблизний рівень змінних напружень (при втомному руйнуванні).

При аналізі пошкоджень необхідно розділити тріщини на такі, що виникли до руйнування та в процесі руйнування. Ділянка

початкового руйнування може відрізнятись від основного металу характером будови, наявністю дефектів металу, наслідків ненормальних виробіток, характерними наслідками пластичної деформації та зминання. Концентратор напружень (крупні гострокутні неметалеві вкраплення, карбіди, шліфувальні тріщини тощо) встановлюється металографічним аналізом або оцінкою розташування зламу на деталі. Руйнування вздовж валу або прутка свідкує про наявність поздовжнього дефекту (риски, волосовини) або про розтріскування в процесі деформації (прокатки, кування).

Характер руйнування можна оцінити завдяки розташуванню поверхні зламу відносно напрямку дії сил та зовнішніх контурів деталі. Наприклад, якщо поверхня зламу валу розташована під кутом 45° до його осі, то руйнування відбулося від змінного крутіння; якщо під кутом, що наближений до 90° , то від одноразового або повторного крутіння при значних перевантаженнях та від повторних згинальних навантажень. Такий злам валу може відбутися від миттєвої зупинки двигуна. Злам стрижнів, шпильок, труб, тяг від згину або розтягу відбувається по площині, що перпендикулярна до осі. Без аналізу умов навантажень деталі та її роботи в такому випадку складно встановити, від яких навантажень відбувся злам.

Дослідження мікроструктури проводять на мікрошліфах металу – спеціально виготовлених фрагментах металевих виробів, що вирізані з відповідного місця виробу та підлягали шліфуванню, поліруванню та травленню. На мікрошліфах без травлення при невеликих збільшеннях ($\times 100$) виявляють неметалеві вкраплення та мікрodefekти, структура металу при цьому не виявляється. Аналіз мікроструктури на травлених мікрошліфах надає можливість визначити структуру сплаву не тільки в рівноважному, але й в нерівноважному стані, що в більшості випадків дозволяє встановити обробку металевих сплавів. Також він надає можливість визначити величину та форму зерен металу, глибину зміцненого шару тощо. Для певних груп сталей характерні еталонні структури, що регламентовані стандартами, тому металографічному дослідженню завжди передують визначення хімічного складу металу, оскільки мікроструктура металевих матеріалів визначається його хімічним складом та термічною обробкою.

Також необхідно провести ретельний аналіз умов роботи для оцінки металургійних, конструкторських, технологічних та експлуатаційних факторів.

Кінцеве заключення о причинах поломки виробу може бути зроблено на різних етапах дослідження; в ньому повинно бути обґрунтування послідовності та картини руйнування, встановлення його причини. Воно дозволяє розробити пропозиції та заходи щодо запобіганню поломок в подальшому.

5.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Знати об'єкти та мету проведення експертизи причин руйнування. Ознайомитися з причинами руйнування металевих виробів; вивчити основні напрямки експертизи.

5.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Об'єкти та мета проведення металознавчої експертизи.
2. Основні причини руйнування виробів з металів та їх сплавів.
3. Охарактеризувати основні напрямки металознавчої експертизи.

5.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Зразки, фотознімки зруйнованих або пошкоджених виробів, довідники.

5.5 Вказівки з техніки безпеки

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

5.6 Порядок проведення лабораторної роботи

1. Проаналізувати та записати умови експлуатації виробів, заданих викладачем.

2. За допомогою довідників визначити хімічний склад, режим термічної обробки, структуру та властивості матеріалів розглянутих виробів.

3. Встановити характер руйнування або вид зносу пошкоджених виробів; запропонувати провести необхідні випробування та мікроскопічні дослідження.

4. Зробити заключення о причинах поломки виробу.

5.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Зробити звіт згідно підпункту 4.6.

5.8 Рекомендована література

[9, с.106-109]

ДЛЯ ПРИМІТОК