

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

**МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ
ТА ЗАВДАННЯ
до лабораторних робіт**

**з дисципліни «Авіаційні матеріали»
для студентів спеціальності
134 «Авіаційна та ракетно-космічна техніка»
(«Авіаційні двигуни та енергетичні установки»,
«Технології виробництва авіаційних двигунів
та енергетичних установок»)
денної та заочної форми навчання**

2020

Методичні вказівки та завдання до лабораторних робіт з дисципліни «Авіаційні матеріали» для студентів спеціальності 134 «Авіаційна та ракетно-космічна техніка» («Авіаційні двигуни та енергетичні установки», «Технології виробництва авіаційних двигунів та енергетичних установок») денної та заочної форми навчання / Укл.: О.В. Лисиця, Ю.І. Кононенко. – Запоріжжя: НУ«Запорізька політехніка», 2020. – 126 с.

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

Рецензент: В.Я. Грабовський, к.т.н., доц.

Відповідальний за випуск: І.Ю. Ольшанецький, д.т.н., проф.

Рекомендовано до видання
НМК інженерно-фізичного факультету
Протокол № 1
від ” 29 ” вересня 2020 р.

Затверджено на засіданні
кафедри “Фізичне матеріалознавство”
Протокол № 2
від ” 01 ” вересня 2020 р.

ЗМІСТ

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 1	
Макроскопічний та мікроскопічний методи дослідження металів та сплавів	4
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 2	
Залізовуглецеві сплави. Мікроскопічне дослідження відпалених вуглецевих сталей	15
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 3	
Вивчення загартовуваності та прогартовуваності вуглецевих і легованих сталей	30
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 4	
Вплив температури відпускання на структуру та властивості загартованих сталей	41
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 5	
Хіміко-термічна обробка (ХТО) та поверхневе гартування	47
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 6	
Вивчення структури, властивостей та призначення легованих сталей	56
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 7	
Вивчення структури, властивостей та призначення жароміцних сплавів	81
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 8	
Титан та сплави на його основі	91
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 9	
Алюміній та сплави на його основі	102
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 10	
Магній та сплави на його основі	114
ЛІТЕРАТУРА.....	121
Додаток А. Правила безпеки при виконанні лабораторних робіт із дисципліни «Авіаційні матеріали» в лабораторіях кафедри фізичного матеріалознавства	122
Додаток Б. Приклади використання машинобудівних матеріалів для виготовлення деталей авіаційного газотурбінного двигуна	123
Додаток В. Вузли та деталі газотурбінного двигуна (ГТД)	125

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 1

Макроскопічний та мікроскопічний методи дослідження металів та сплавів

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

Загальні відомості

Серед структурних методів вивчення металів найбільш поширеним є металографічний метод макро- та мікроскопічного дослідження структури. Між структурою металу та його властивостями в більшості випадків існує надійний зв'язок, тому за результатами цих досліджень можна встановити, як зміни в структурі будуть впливати на механічні, фізичні та інші властивості матеріалів.

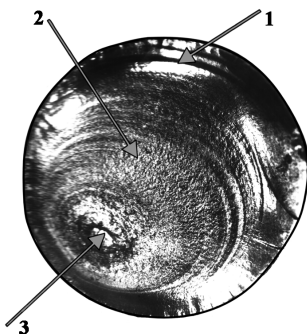
Макроскопічний метод дослідження полягає у вивченні будови металу (його макроструктури) неозброєним оком, або за допомогою лупи чи бінокулярного мікроскопа при невеликих збільшеннях (до 30...50 раз). Це дозволяє спостерігати водночас велику поверхню заготовки або деталі та одержувати таким чином загальні відомості про якість матеріалу, а також вибрати ділянки для подальшого мікроскопічного аналізу. За допомогою макроаналізу виявляють: особливості будови литого або гарячедеформованого металу; характер руйнування матеріалу; газові пухири, усадкові раковини, включення шихти; якість та будову зварних з'єднань; вид обробки, що був використаний для надання виробу кінцевої форми та властивостей (литво, обробка тиском, різанням, термічна та хіміко-термічна обробка).

Макроаналіз проводять на *зламах* чи на спеціальних *макрошліфах*, якщо макроструктуру виявляють щавленням шліфованої поверхні зразка. *За виглядом зламу* визначають характер руйнування матеріалу, яке може бути крихким, в'язким або втомним. *За структурою* (за зовнішнім виглядом) злами можуть бути волокнисті, кристалічні або змішані.

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

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

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



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

Рисунок 1.1 – Вид втомного зламу

Зразок із шліфованою та щавленою спеціальним реактивом поверхнею називають *макрошліфом*. Зразок спочатку шліфують за допомогою абразивного круга, потім на наждачному папері, розміщеному на плоскій основі (склі), при цьому напрямком шліфування змінюють на 90° . Шліфування закінчують на папері з дрібним зерном. Підготовлену поверхню протирають спиртом і травлять у реактиві, склад якого залежить від металу або хімічного складу сплаву. Розглянемо деякі види макроаналізу.

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

В залежності від напрямку відведення тепла зерна можуть мати рівновісну або стовпчасту (втягнуту) форму. Рідкий метал у ливарній формі або виливниці контактує з їх внутрішньою поверхнею, що має значно нижчу температуру. При цьому утворюється велика кількість зародків кристалізації, що є причиною появи ливарної кірки з дрібнозернистою структурою (рис. 1.3). Наступні шари металу охолоджуються уже з меншою швидкістю, але при цьому відведення тепла направлено в першу чергу перпендикулярно до стінок форми, тому утворюється друга зона подовжених стовпчастих кристалів, що ростуть у напрямку, протилежному відведенню тепла.

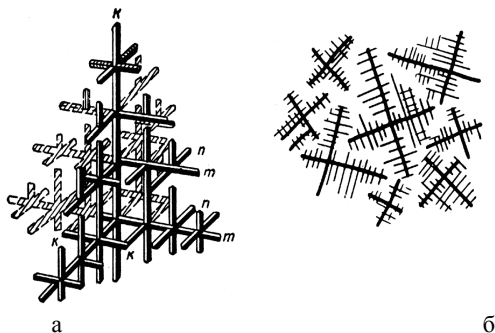
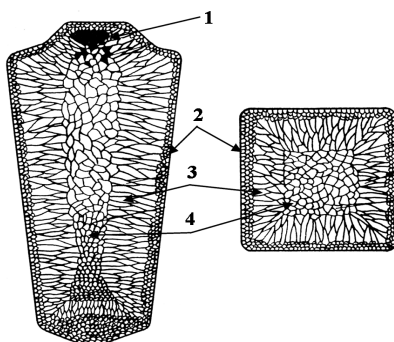


Рисунок 1.2 – Схема дендритної будови кристалу (а) та росту дендритів (б)



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

Рисунок 1.3 – Схема будови металевого зливка

Зона, що розташована у осевій частині зливка, охолоджується з найменшою швидкістю і найбільш рівномірно у всіх напрямках. Унаслідок цього виникає зона рівноосних кристалів, що мають довільну орієнтацію. При сильному перегріванні рідкого металу чи великій швидкості охолодження стовпчасті кристали можуть прорости до осі зливка і рівноосні кристали не утворюються.

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

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

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

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

Мікроскопічний метод дослідження застосовують для вивчення мікроструктури за допомогою світлового мікроскопа при збільшеннях 50...1500 разів. При використанні мікроскопічного аналізу виявляють форму та розмір зерен, зміни в структурі після гарячої та холодної деформації, термічної та хіміко-термічної обробок; мікродефекти металу: тріщини, шпарини, раковини; неметалеві включення: сульфідні, оксидні, нітриди, алюмінати, силікати, графіт (у чавунах) тощо. Частіше проводять якісний аналіз, а при необхідності за допомогою спеціальних методик – кількісний.

Поверхня зразка (мікрошліфа) має бути дзеркальною для достатньо інтенсивного відбиття променів, для цього після операції шліфування проводять полірування мікрошліфа на замші, фетрі чи тонкому сукні, що змочені водною суспензією дрібних частинок оксидів алюмінію, хрому, заліза. Інколи застосовують електролітичне полірування. У всіх випадках після полірування шліф промивають водою, протирають спиртом та висушують.

Перегляд нещавлених шліфів дозволяє виявити неметалеві включення та мікродефекти. Структура металу при цьому не виявляється. Неметалеві включення мають інший, ніж у металевій матриці, коефіцієнт відбиття, тому на світлому фоні вони виділяються темними ділянками (сірого, чорного, жовтуватого кольору) різної форми. За кольором та формою частинок визначають природу неметалевого включення, а за їх кількістю оцінюють ступінь забрудненості металу чи сплаву.

Для виявлення структури поверхню мікрошліфа травлять в розчинах кислот, лугів, солей в залежності від хімічного складу сплаву. Так, наприклад, для сталей і чавунів застосовують щавлення 2...5% розчином азотної кислоти в етиловому спирті протягом 2...5 секунд. Ступінь щавлення меж зерен та структурних складових різна, тому на поверхні утворюється мікрорельєф у вигляді западин та виступів (рис. 1.4). Западини на межах зерен значно сильніше розсіюють промені, тому межі виглядають як темні лінії (див. рис. 1.4, а). У структурі перліту, що складається з двох фаз (фериту і цементиту), ферит розчиняється швидше цементиту. Цементит виступає та відбиває більше променів і в полі зору буде світлою складовою; друга фаза (ферит), навпаки, через більше розсіювання променів буде виглядати темною. В результаті структура перліту має вигляд темних та світлих смуг (див. рис. 1.4, б).

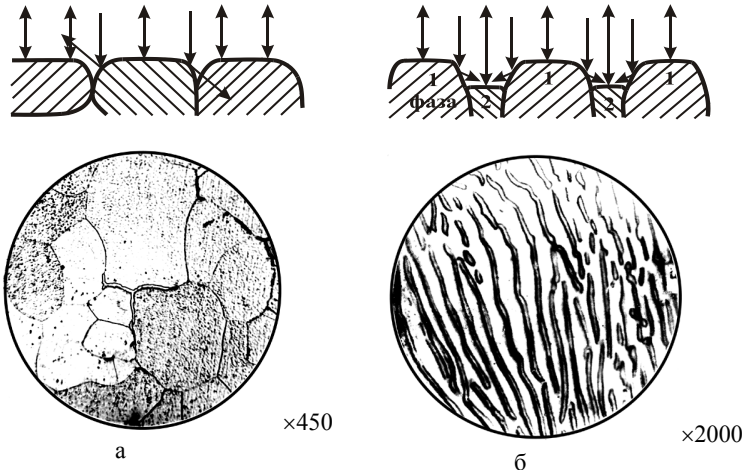


Рисунок 1.4 – Схема утворення контрасту при мікроскопічних дослідженнях та структура фериту (а) та фазової суміші – перліту (б)

Важливою характеристикою мікроскопа є його роздільна здатність ($r=1/d$), яка визначається величиною, оберненою найменшій відстані d , на якій можливо розрізнити два сусідні елементи структури. Чим менше d , тим вище роздільна здатність і, відповідно, більше корисне збільшення мікроскопа M :

$$M = D/d,$$

де D – найменша відстань, що розрізняється людським оком (0,1...0,2мм).

У оптичного мікроскопа при використанні білого світла ($\lambda=0,4...0,8$ мкм) d становить 0,2 мкм, і тому границя корисного збільшення дорівнює приблизно 1500 разів. Подальше збільшення лише укрупнює елемент структури, але не дозволяє виявити при цьому нові деталі.

Робоче збільшення мікроскопа V залежить від об'єктива та окуляра і дорівнює добутку їх збільшень:

$$V = V_{OK} \cdot V_{OB} = \frac{250}{F_{OK}} \cdot \frac{L}{F_{OB}},$$

де V_{OK} , V_{OB} – збільшення окуляра та об'єктива, відповідно;

L – оптична довжина тубуса мікроскопа;

250 – відстань найкращого зору, мм;

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

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

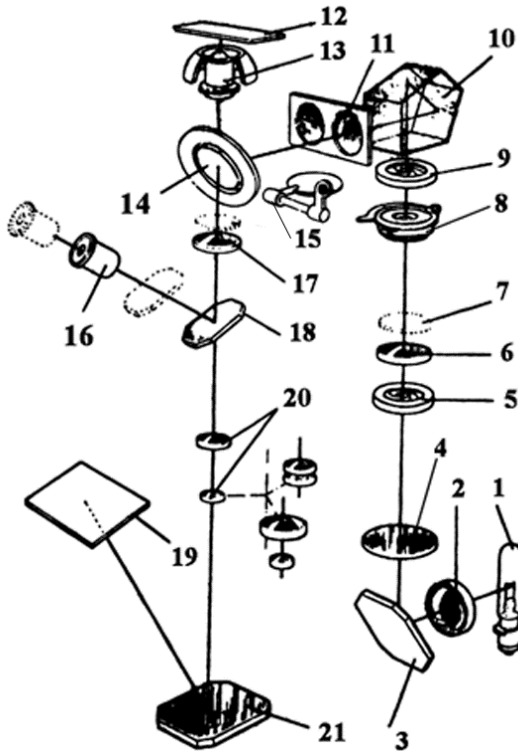
Оптичний мікроскоп призначений для спостереження та фотографування структури. Основні системи мікроскопа: освітлювальна (джерело світла, конденсор, світлофільтри, діафрагми); оптична (об'єктив, окуляр, дзеркала, лінзи, призми) (рис. 1.5); механічна (штатив, тубус, макро- та мікрогвинти тощо) (рис. 1.6).

Для роботи на мікроскопі необхідно:

- вибрати збільшення та встановити відповідні об'єктив та окуляр,
- встановити предметний столик у такому стані, щоб об'єктив знаходився в центрі отвору кільця;
- розмістити досліджуваний шліф на столик полірованою поверхнею донизу;
- при спостереженні структури в окулярі 3 обертанням макрогвинта 7 провести грубе наведення на фокус та закріпити столик гвин-

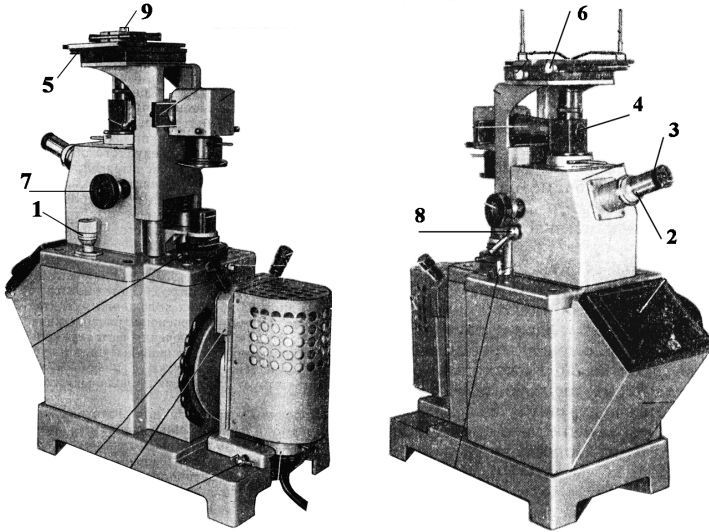
том 8. Точне фокусування здійснити обертанням в тому чи іншому напрямку мікрогвинта 1;

– дослідити структуру в різних ділянках шліфа, для чого переміщувати предметний столик за допомогою гвинтів 6.



- 1 – електрична лампа; 2 – світлофільтр; 3 – дзеркало; 4 – лінза;
 5 – апертурна діафрагма; 6 – лінза; 7 – поляризатор; 8 – фотозатвор;
 9 – польова діафрагма; 10 – пентапризма; 11 – лінза; 12 – предметний столик;
 13 – об'єктив; 14 – віддзеркалювальна пластина; 15 – заслінка (при роботі
 у темному полі); 16 – окуляр; 17 – лінза; 18 – дзеркало; 19 – матове скло;
 20 – фотоокуляр; 21 – дзеркало

Рисунок 1.5 – Оптична схема мікроскопа МІМ-7



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

Рисунок 1.6 – Загальний вигляд мікроскопа МІМ-7

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

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

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Сутність і призначення макроаналізу.
2. Що таке макроструктура? Види її контролю.
3. Види зламів. Яким чином за видом зламу визначають характер руйнування матеріалу: крихке, в'язке або втомне ?
4. Що таке макрошліф? Методика його приготування.
5. Макроструктура литого та гарячедеформованого металів, їх особливості.
6. Як впливає розміщення волокон після гарячої деформації на механічні властивості матеріалу виробів ?

7. Макроаналіз зварних з'єднань.
8. Сутність і призначення мікроаналізу.
9. Методика приготування мікрошліфів. Чим відрізняються методики виготовлення макро- та мікрошліфів?
10. Які деталі будови металу можна виявити на шліфах до та після щавлення ?
11. Механізм виявлення структури при щавленні.
12. Будова металографічного мікроскопа.
13. Як визначається роздільна здатність мікроскопа, його користь та робоче збільшення?
14. Хід променів в оптичному мікроскопі МІМ-7.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

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

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок проведення лабораторної роботи

1. Вивчити та охарактеризувати злами зразків, за видом зламів встановити характер руйнування. Зарисувати та описати будову зламів.
2. Вивчити будову литого та гарячедеформованого металів, визначити особливості макроструктури.
3. Виявити будову та дефекти зварних зразків після їх щавлення в реактиві. Реактив налити у ванночку, зразок шліфованою поверхнею опустити у реактив і витримати 2...3 хвилини для виявлення бурих оксидів. Витягнути зразок з реактиву, промити проточною водою, просушити фільтрувальним папером або струменем гарячого повітря.
4. Вивчити будову мікроскопа, дослідити мікроструктури зразків залізовуглецевих сплавів.
5. Зарисувати і описати мікроструктуру досліджених зразків до та після щавлення (сталі з різним вмістом вуглецю та чавуни із включеннями графіту). Визначити робоче збільшення мікроскопа.

Зміст звіту

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

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 2

Залізовуглецеві сплави. Мікроскопічне дослідження відпалених вуглецевих сталей

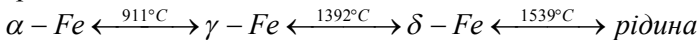
Мета роботи – вивчити структурні перетворення в залізовуглецевих сплавах в залежності від їх хімічного складу та температури, а також вплив хімічного складу та структури на властивості вуглецевих сталей; засвоїти принципи маркування сталей та основи їх вибору для деталей та інструментів.

Загальні відомості

Серед металевих матеріалів у машинобудуванні найбільш поширено використовуються сплави заліза з вуглецем – сталі та чавуни (на 90% від загальної кількості матеріалів). Визначити структуру цих сплавів у стані рівноваги, температури фазових перетворень, вибрати температуру термічної обробки дозволяють метастабільна діаграма стану «залізо-цементит» ($Fe-Fe_3C$) та стабільна діаграма стану «залізо-вуглець» ($Fe-C$).

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

Залізо – перехідний метал з температурою плавлення $1539^{\circ}C$. Атомний радіус 0,127 нм. Залізо поліморфний метал. У чистому залізі при температурах $911^{\circ}C$ (т. G) та $1392^{\circ}C$ (т. N) відбуваються поліморфні перетворення:



Нижче $911^{\circ}C$ та в інтервалі $1392...1539^{\circ}C$ залізо має ОЦК ґратку з параметром 0,286 нм при $20^{\circ}C$, компактність ґратки – 68%. Низькотемпературна модифікація позначається α -Fe, а високотемпературна – δ -Fe. В інтервалі температур $911...1392^{\circ}C$ існує γ -Fe з ГЦК ґраткою, параметр якої 0,3645 нм, компактність ґратки – 74%.

Між атомами заліза існує металевий тип зв'язку. Нижче $768^{\circ}C$ (точка Кюрі) α -Fe феромагнітне, а вище – парамагнітне.

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

Вуглець – неметал, з температурою плавлення $3500^{\circ}C$ та атомним радіусом 0,077 нм; має в звичайних умовах складну гексагональну шару-

вату ґратку – модифікація графіт, за умови високого тиску існує у вигляді алмазу.

В системі «залізо-вуглець» розрізняють такі фази: рідкий розчин (Р), ферит (Ф), аустеніт (А), цементит (Ц) і графіт (Г).

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

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

Тверді розчини втілення, крім вуглецю, можуть утворювати азот, кисень, водень, частково бор; тверді розчини заміщення – кремній, хром, нікель і інші метали.

Цементит – хімічна сполука заліза з вуглецем (Fe_3C), містить 6,67 %С. Ґратка складна ромбічна, характеризується металевим зв'язком між атомами заліза та іонним зв'язком між атомами вуглецю та заліза. Тому цементит має високу твердість (НВ ≥ 800), крихкість і практично нульову пластичність. Цементит – метастабільна фаза. Температура плавлення точно не встановлена і становить приблизно 1250°C. До температури 210°C (точка Кюрі) цементит феромагнітний. При дуже повільному охолодженні замість нього може утворюватися графіт у сплавах із підвищеним вмістом вуглецю ($> 2,14\%$).

Графіт – стабільна модифікація вуглецю, має гексагональну складну кристалічну ґратку. Відстань між атомами в одному шарі складає 0,1415 нм, між шарами значно більше – 0,34 нм. У першому випадку зв'язок реалізується за рахунок ковалентних сил, в іншому - за рахунок слабких сил Ван-дер-Ваальса. Густина графіту – 2,26 г/см³, твердість – 3...5НВ, він має значну крихкість, пластичність практично відсутня.

Ферит, аустеніт, цементит можуть існувати в сплавах у структурно вільному вигляді або входити до складу фазових сумішей (ледебуриту чи перліту).

Ледебурит – евтектична фазова суміш цементиту та аустеніту в інтервалі температур 1147...727°C, перліту і цементиту при температурах нижче 727°C.

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

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

Метастабільна діаграма $Fe-Fe_3C$. Складність діаграми $Fe-Fe_3C$ (рис. 2.1) зумовлена тим, що в сплавах $Fe-C$, крім первинної кристалізації (рідина–тверда фаза) проходять процеси вторинної кристалізації в твердому стані, які пов'язані з поліморфними перетвореннями заліза та зменшенням розчинності вуглецю у фериті та аустеніті.

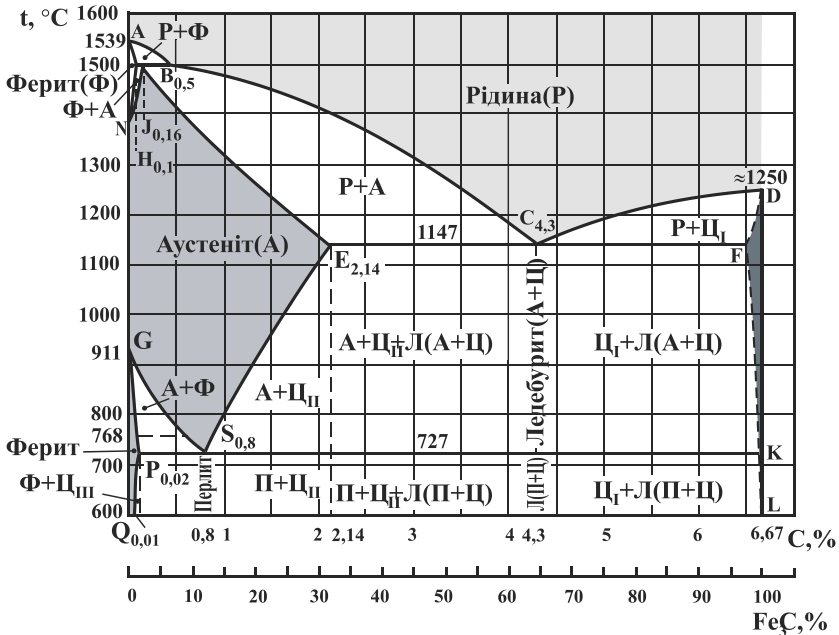
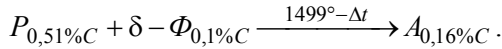


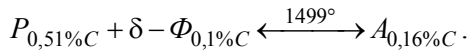
Рисунок 2.1 – Метастабільна діаграма стану $Fe-Fe_3C$

Початок кристалізації всіх сплавів відбувається при температурах лінії ліквідусу $ABCD$ (AB – початок кристалізації високотемпературного фериту, BC – аустеніту, CD – цементиту). Первинна кристалізація завершується при досягненні температур лінії солідусу $AHJECF$.

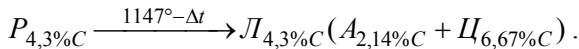
HJB – лінія утворення аустеніту за перитектичною реакцією, коли внаслідок взаємодії рідини складу точки B з δ -феритом складу точки H , утворюється аустеніт складу точки J :



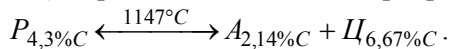
Перитектичне перетворення спостерігається в сплавах з вмістом вуглецю $0,1\% < C < 0,51\%$. При температурі 1499°C в рівновазі знаходяться три фази (P , Φ та A):



ECF – лінія евтектичного перетворення. При деякому переохолодженні нижче 1147°C із рідини складу точки C одночасно кристалізується аустеніт та цементит, утворюючи евтектичну фазову суміш, яка називається ледебуритом:

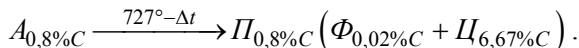


Евтектичне перетворення відбувається у сплавах з вмістом вуглецю $2,14\% < C < 6,67\%$. При температурі 1147°C спостерігається неваріантна рівновага ($c = 0$). В рівновазі знаходяться три фази (P , A , Ц):

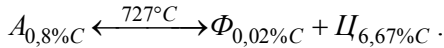


Нижче лінії солідус при охолодженні в сплавах відбувається ряд фазових перетворень.

PSK – лінія евтектоїдного перетворення. У твердому стані, при деякому переохолодженні нижче 727°C , із аустеніту складу точки S одночасно утворюються ферит та цементит. Ця фазова суміш називається перлітом:



Евтектоїдне перетворення спостерігається у сплавах із вмістом вуглецю $0,02\% < C < 6,67\%$. При температурі 727°C існує неваріантна рівновага трьох фаз (A , Ц , Φ):



У евтектичному сплаві із вмістом 4,3%С, який має структуру ледебуриту, при охолодженні нижче температури 727°C аустеніт ледебуриту відповідно до евтектоїдної реакції перетворюється у перліт.

В структурі сплавів з $2,14\% < C < 6,67\%$ присутня евтектична складова – ледебурит, який в інтервалі температур 1147...727°C складається із аустеніту та цементиту, а нижче 727°C – із перліту та аустеніту.

В сплавах $0,1\% < C < 0,51\%$ поліморфне перетворення $\Phi_{\delta} \rightarrow A$ відбувається при постійній температурі 1499°C. У сплавах із концентрацію вуглецю $< 0,16\%$ високотемпературний Φ_{δ} перетворюється в A в інтервалі температур між лініями NH і HJ . Поліморфне перетворення аустеніту у ферит при охолодженні у низькотемпературній області відбувається за лінією GS і GP (відповідно початок та кінець). У сплавах з $0,02\% < C < 0,8\%$ поліморфне перетворення здійснюються в інтервалі температур від лінії GS до PSK . У сплавах з $C \geq 0,8\%$ перетворення аустеніту у ферит спостерігається при постійній температурі 727°C.

Лінії ES і PQ (сольвуси) вказують на зменшення розчинності вуглецю відповідно в аустеніті та фериті, з пониженням температури. Тому при охолодженні нижче температур лінії ES із аустеніту виділяється цементит вторинний (Ц_{II}); нижче лінії PQ із фериту – цементит третинний (Ц_{III}); Ц_{II} і Ц_{III} не відрізняються за властивостями та будовою від цементиту первинного (Ц_I), що кристалізується із рідини за лінією CD , просто існують в різних температурних інтервалах. Вміст вуглецю в $m.Q$ при температурі 600°C складає 0,01%, а при 20°C – 0,006%.

Структурні складові у твердому стані: Φ , A , Ц , П та L . *Фазовий склад* залізовуглецевих сплавів: P , Φ , A та Ц .

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

Перетворення в сплавах при охолодженні та нагріванні. Перетворення при охолодженні розглянемо на прикладі сплаву X_1 із 0,45% С (рис. 2.2, а). При охолодженні від температури t_0 до t_1 сплав знаходиться у рідкому стані. При t_1 починається кристалізація δ -фериту. При охолодженні в інтервалі t_1-t_2 склад рідкої фази змінюється за лінією IB , а δ -фериту – за лінією $I'H$, внаслідок чого при t_2 фази мають склад, необхідний для здійснення перитектичної реакції: вмісту вуглецю в рідкій фазі відповідає точка B , в δ -фериті – точка H . При t_2 –

система нонваріантна, тому що в рівновазі знаходяться три фази: P_B , Φ_H , A_J . У сплаві після перетворення є надлишок рідкої фази, з якої в інтервалі t_2-t_3 кристалізуються кристали аустеніту. В інтервалі температур t_3-t_4 існує одна фаза – аустеніт.

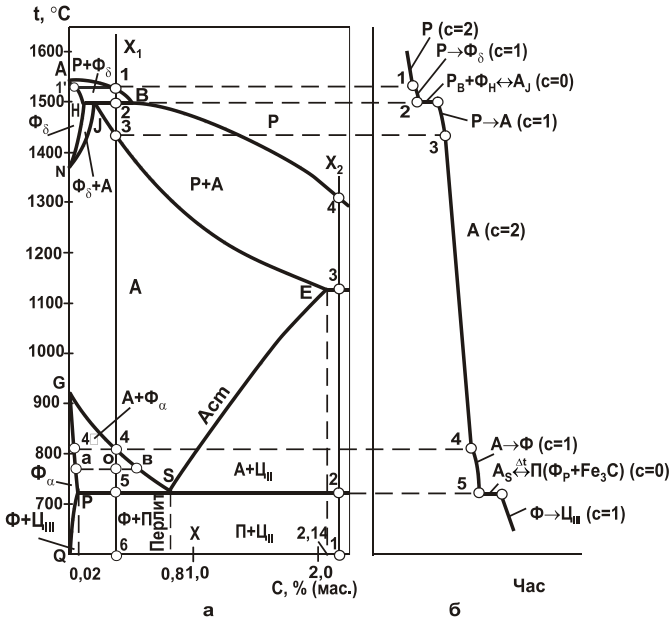


Рисунок 2.2 – Сталева частина діаграми $Fe-Fe_3C$ (а) та крива охолодження сплаву X_1 (б)

При t_4 починається $\gamma \rightarrow \alpha$ ($A \rightarrow \Phi$) перетворення, тому в інтервалі t_4-t_5 сплав двофазний. Склад фериту змінюється при цьому по лінії $4'P$, аустеніту – $4S$, тобто при t_5 склад аустеніту відповідає евтектоїдному і при цій температурі утворюється перліт. В інтервалі t_5-t_6 сплав двофазний, його структура феритно-перлітна. Внаслідок зменшення розчинності вуглецю в фериті в інтервалі t_5-t_6 з Φ згідно лінії соль вус PQ виділяється цементит третинний (Ц_{III}).

Крива охолодження (див. рис. 2.2, б) побудована на підставі розрахунків ступенів свободи з використанням правила фаз.

Концентрацію вуглецю в фазах при заданій температурі визначають за допомогою температурної лінії (коноди), паралельної осі концентрацій та проведеної в області існування фаз. Визначимо, на-

приклад, в сплавi X_1 при $t_o = 760^\circ\text{C}$ хiмiчний склад фериту та аустенiту (див. рис. 2.2, а). Для цього проведемо паралельно осi концентрацiй пряму лiнiю (коноду) до її перетину з лiнiями GS та GP , що обмежують область дiаграми, в якiй знаходиться сплав. Проекцiї точок перетину визначають концентрацiю вуглецю: точка a ($0,015\%C$) – у феритi, точка b ($0,6\%C$) – в аустенитi.

Кiлькiсне сiввiдношення фаз визначимо за допомогою правила вiдрiзкiв. Довжину вiдрiзкiв встановимо за їх проекцiями на вiсь концентрацiй. Так, наприклад, рис. 2.2 в сталi У10 ($1,0\%C$) при 600°C у рiвновазi знаходяться ферит i цементит. Їх масова частка визначається як

$$Q_\phi = \frac{XL}{QL} \cdot Q_C \quad \text{та} \quad Q_{Ц} = \frac{QX}{QL} \cdot Q_C,$$

де Q_C – загальна маса сплаву (100%).

Звiдки маємо:

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

Розрахована кiлькiсть $Ц$ складається iз структурно вiльного $Ц_{II}$ та цементиту, що входить до складу перлiту; ферит знаходиться у перлiтi.

Перетворення при нагрiваннi розглянемо на прикладi сплаву X_2 iз $2,2\%C$ (див. рис. 2.2, а).

При кiмнатнiй температурi структура сплаву складається iз перлiту, ледебуриту та цементиту вторинного. З пiдвищенням температури до 727°C зростає концентрацiя вуглецю у феритi до $0,02\%C$ внаслiдок розчинення $Ц_{III}$. При деякому перегрiваннi вiдносно лiнiї PSK структурно вiльний перлiт i перлiт ледебуриту перетворюються в аустенiт. В iнтервалi температур $727\dots1147^\circ\text{C}$ концентрацiя вуглецю в аустенитi збiльшується вiд $0,8$ до $2,14\%$ завдяки розчиненню $Ц_{II}$.

При деякому перегрiваннi сплаву X_2 вище 1147°C евтектична складова структури (ледебурит) розплавляється – $L(A_{2,14} + Ц_{6,67}) \rightarrow P_{4,3}$. Це перетворення вiдбувається при постiйнiй температурi, тому що в рiвновазi знаходяться три фази: аустенiт, цементит, рiдкий розчин. В iнтервалi температур t_3-t_4 мiж лiнiями ECF та BC кристали аустенiту поступово розплавляються. Вище t_4 сплав знаходиться повнiстю в рiдкому станi.

Вуглецевi сталi. Сталi – сплави залiза з вуглецем, що мiстять до $2,14\%C$, а також кориснi домiшки Mn, Si i шкiдливi домiшки P, S,

O_2 , H_2 , N_2 . Від концентрації вуглецю в сталі залежать її структура, властивості та призначення.

Кремній (до 0,4%) та марганець (до 0,8%) є корисними домішками в сталях. Вони розкислюють сталь, тобто з'єднуючись із киснем оксиду заліза FeO , у вигляді окислів переходять в шлак. Кремній і марганець, які залишилися в твердому розчині (фериті) після розкислення, збільшують його міцність і твердість.

Сірка є шкідливою домішкою в сталі, що викликає явище червоноламкості: по межах зерен утворюється легкоплавка евтектика $Fe + FeS$ ($t_{пл} = 988^\circ C$), яка при гарячій пластичній деформації ($1000 \dots 1200^\circ C$) розплавляється і утворюються тріщини. Марганець різко зменшує явище червоноламкості через утворення більш тугоплавкої сполуки MnS ($t_{пл} = 1620^\circ C$), але велика кількість вкраплень MnS різко окричує сталь. В залежності від якості сталі вміст сірки не перевищує $0,035 \dots 0,060\%$.

Вміст фосфору в залежності від якості сталі не повинен перевищувати $0,025 \dots 0,045\%$. Фосфор суттєво підвищує поріг холодноламкості сталі (кожний $0,01\%$ P збільшує його на $20 \dots 25^\circ C$) та зменшує роботу розповсюдження тріщини. Фосфор також має велику схильність до ліквації.

Кисень, водень та азот – шкідливі приховані домішки. Їх присутність в сталі призводить до різкого зниження пластичності та збільшення схильності сталі до крихкого руйнування.

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

– *технічне залізо* – $\leq 0,02\% C$. Структура: ферит або ферит з цементитом третинним, якій розташовується на межах феритних зерен, його вміст не перевищує $0,3\%$ відносно всієї маси сплаву. Його можна виявити тільки при збільшенні в $400 \dots 600$ разів. Цементит погано травиться і має блискучий вигляд. Після щавлення в 4% -ному розчині HNO_3 ферит і цементит мають світлий колір. Для ідентифікації використовують лужний розчин пікрату натрію, після щавлення в якому цементит набуває колір від темно-бурого до чорного, а ферит залишається світлим;

– *доевтектоїдні сталі* – $0,02\% < C < 0,8\%$. Структура: ферит (світлого кольору) та перліт (темного). З підвищенням вмісту вуглецю кількість фериту в об'ємі сплаву зменшується, а перліту – збільшується. При значній кількості ферит розташовується у вигляді масивних виділень, при малій кількості – по межах зерен перліту;

– *евтектоїдна сталь* – $0,8 \%C$. Структура: перліт. Внаслідок неоднакового полірування та щавлення фериту і цементиту, утворення рельєфу на поверхні шліфа можна спостерігати пластинчасту будову перліту при значному збільшенні (~500 разів). Пластинки цементиту розташовані вище пластинок фериту і утворюють тінь на площині шліфа. При невеликих збільшеннях перліт має вигляд темної складової;

– *заевтектоїдні сталі* – $0,8\% < C \leq 2,14\%$. Структура: перліт та цементит вторинний, який розташовується у вигляді світлої сітки, що оточує темнішу перлітну складову.

Зі збільшенням в сталі вмісту вуглецю зростає кількість фази цементит, яка має високу твердість і крихкість. Частинки цементиту є перепоною на шляху переміщення дислокацій. Внаслідок цього зростають міцність і твердість сталі, знижуються показники ударної в'язкості та пластичності. Зменшення міцності заевтектоїдних сталей зумовлено наявністю крихкої сітки структурно вільного цементиту, розташованого по межах зерен перліту. Твердість сталі монотонно зростає із збільшенням вмісту вуглецю.

Механічні характеристики вуглецевих сталей при кімнатній температурі залежать від кількісного співвідношення фаз фериту та цементиту, структурних складових, властивості яких наведені в табл.2.1.

Таблиця 2.1 – Властивості структурних складових залізвуглецевих сплавів

Структурні складові	Властивості		
	Твердість, НВ	Границя міцності σ_B , МПа	Відносне видовження δ , %
Технічне залізо	600...700	150...200	60
<i>Ферит</i>	800...1000	200...250	40...50
<i>Аустеніт</i>	1600...2000		50...60
<i>Цементит</i>	≥ 8000	30...35	0
<i>Перліт</i>	1600...2500	500...900	8...15
<i>Ледебурит</i>	≥ 6000		0

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

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

Сталі звичайної якості широко використовують в будівництві і для слабонавантажених деталей машин та предметів широкого використання. Сталь виготовляють гарячекатаною – сортовою, фасонною, товсто- та тонколистовою і холоднокатаною. Із цих сталей виготовляють труби, поковки, штамповки, дріт тощо. Сталі маркують «Ст» і цифрою (від 0 до 6), що вказує на номер марки. Чим більше номер, тим більше кількість вуглецю і тим вище міцність (300...600 МПа), але нижче пластичність (22...14 %). Ступінь розкислення позначається індексами в марці сталі (табл.2.2), наприклад, Ст5пс. В таблиці 2.3 наведені вуглецеві конструкційні сталі звичайної якості, їх хімічний склад та призначення. Сталі звичайної якості містять 0,06...0,49%С та домішки: 0,25...0,8%Mn, 0,05...0,3%Si, S ≤ 0,05% та P < 0,04%.

Таблиця 2.2 – Класифікація сталей за розкисленням

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

Вуглецеві якісні сталі – на відміну від сталей звичайної якості містять меншу кількість домішок та неметалевих включень. Для них гарантуються хімічний склад та механічні властивості як в стані поставання (гарячекатані, ковани), так і після термічної обробки та нагартовки. Маркуються двозначними числами 05, 08, 10, 15,...,80, що вказують на середній вміст вуглецю в сотих частках процента. Перед двозначними цифрами допускається писати слово «сталь». Наприклад, сталь 10 (або 10) містить 0,1 %С. Індексом маркуються напівспокійні – «пс» та киплячі – «кп» сталі. Спокійні сталі маркуються без індексу. Ці сталі використовують досить широко через відносно невисоку вартість та задовільну технологічність при обробці.

В таблиці 2.4 наведені вуглецеві конструкційні якісні сталі, їх хімічний склад та призначення.

Таблиця 2.3 – Сталі вуглецеві конструкційні звичайної якості (ГОСТ380-2005)

Марка сталі	Вміст елементів, %					Призначення
	C	Mn	Si	≤P	≤S	
Ст0	≤ 0,23	-	-	0,07	0,06	Конструкції невідповідального призначення: загородження, прокладки, шайби тощо. Добра зварюваність.
Ст1кп	0,06... 0,12	0,25 ...0,5	0,05	0,04	0,05	Для деталей, що вимагають високої в'язкості та низької твердості: анкерні болти, арматура тощо. Добра зварюваність.
Ст3сп	0,14... 0,22	0,4... 0,15	0,15... 0,3	0,04	0,05	Балки, ферми, корпуси посудин, що працюють під тиском; деталі, що цементують: шестерні, вісі тощо. Добра зварюваність.
Ст5Гпс	0,22... 0,30	0,8... 1,2	0,15	0,04	0,05	Для деталей, що витримують невеликі напруги: вали, вісі, серги ресор тощо.
Ст6сп	0,38 0,49	0,5 0,8	0,15 0,30	0,04	0,05	Деталі підвищеної міцності: вісі, вали, тяги пальці траків, шпінделі тощо.

Примітка. В марці Ст5Гпс підвищений вміст марганцю (0,8...1,2%) позначено буквою Г.

Таблиця 2.4 – Сталі вуглецеві конструкційні якісні (ГОСТ 1050-88)

Група сталі	Маркування	Призначення
Низьковуглецеві (0,05...0,08 %C)	05, 08	Мають малу міцність та високу пластичність, використовуються без термічної обробки для холодного штампування, холодного вичавлювання: кузови автомобілів, корпуси приладів, прокладки, трубки тощо.
Маловуглецеві (0,10...0,30 %C)	10, 15, 20, 25	Для деталей, що піддають цементації (ціануванню) та працюють на зношення без великих навантажень: втулки, осі кулачкових валіків, кільця ланцюгів тощо.
Середньовуглецеві (0,30...0,50 %C)	30, 35, 40, 45, 50	Після нормалізації, поліпшення чи поверхневого гартування для деталей, що зазнають згинання, обертання, зношування, ударного навантаження: колінчасті та розподільні вали, плунжери, шестерні та вали редукторів тощо.
3 вмістом вуглецю 0,55...0,80%	55, 60, 65, 70, 75, 80	Після гартування та середньотемпературного відпускання мають високі пружні властивості та використовуються для виготовлення невеликого розміру у перерізі пружин, ресор тощо.

Примітка. Вміст сірки ≤0,04 %, фосфору ≤0,035 %. Маркуються двома цифрами, що вказують на середній вміст вуглецю в сотих частках процента.

Автоматні сталі – це конструкційні сталі, що добре обробляються різанням внаслідок утворення ламкої стружки. До складу цих сталей вводять сірку (до 0,3%) або свинець (до 0,3%) та селен (0,1%), що сприяють утворенню ламкої стружки; букви С і Е позначають додаток свинцю та селену, відповідно. Маркуються: А12 – автоматна сталь, що містить 0,12%С; А35Е – автоматна сталь, що містить 0,35%С, 0,1% селену. В таблиці 2.5 наведені приклади автоматних сталей, їх хімічний склад та призначення.

Таблиця 2.5 – Автоматні сталі (ГОСТ 1414-75)

<i>Група сталі</i>	<i>Маркування</i>	<i>Призначення</i>
Вуглецева, що містить сірку	A10, A12, A20, A30, A35	Деталі складної конфігурації з вимогами високої точності розмірів та низької шорсткості поверхні: шестерні, валики, заслінки, клапани, кільця, пальці, ходові гвинти металорізальних верстатів, деталі кріплення тощо
Вуглецева, що містить свинець	AC14, AC40	Те саме
Вуглецева, що містить сірку та селен	A35E, A45E	Те саме

Інструментальні вуглецеві сталі 0,7...1,3%С – переважно, евтектоїдні або заевтектоїдні сталі. Вони бувають якісними У7, У8,...,У13 та високоякісними У7А, У8А,...,У13А. Буква «У» вказує, що сталь вуглецева інструментальна, а число – середній вміст вуглецю у десятих частках процента, наприклад, У10 – вуглецева інструментальна сталь, що містить 1,0%С, У12А – вуглецева інструментальна високоякісна сталь, що містить 1,2%С. Буква А – високоякісна сталь; має знижений вміст сірки та фосфору. Їх використовують для виготовлення різального інструменту (дрібних мітчиків, свердел), вимірювального (калібрів, скоб) та штампового інструменту для деформування (матриць, пуансонів). Інструмент використовують після термічної обробки.

В таблиці 2.6 наведені вуглецеві інструментальні сталі, їх хімічний склад та призначення.

Таблиця 2.6 – Сталі вуглецеві інструментальні (ГОСТ 1435-99)

Група	Маркування	Призначення
1	У7, У7А, У8, У8А	Інструменти для слюсарно-монтажних робіт та обробки дерева: сокири, пили, фрези, молотки тощо
2	У9, У9А, У10, У10А	Для обробки металу: штампи для холодного штампування, фрези, зенкери, відкрутки, калібри
3	У12, У12А, У13, У13А	Інструменти, що не зазнають в процесі експлуатації ударних навантажень: напилки, шабери, інструмент для гравірування

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

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Накреслити діаграму $Fe-Fe_3C$ (на всю сторінку). У всіх областях діаграми вказати структуру, а в квадратних дужках – фази. Коротко описати фази (Φ , A , C) та структурні складові (Π , L) залізобуглецевих сплавів; записати перитектичну, евтектичну та евтектоїдну реакції; маркування та призначення сталей. Зарисувати табл.2.7.

Таблиця 2.7 – Класифікація заданих марок вуглецевих сталей за структурою в рівноважному стані та за призначенням

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

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. На метастабільній ($Fe-Fe_3C$) діаграмі позначити точки, концентрації, температури, структури та фази. Пояснити лінії рівноваги на діаграмі.
2. Які поліморфні перетворення відбуваються в залізі? Вказати температури.
3. Що таке ферит, аустеніт, цементит, перліт і ледебурит? Вказати який тип кристалічної ґратки мають фази Ф, А, Ц.
4. Описати лінії діаграми $Fe-Fe_3C$ та сутність перитектичного, евтектичного та евтектоїдного перетворень.
5. Як визначити в заданому сплаві при вказаній температурі масову кількість фаз та їх хімічний склад ?
6. Які перетворення проходять при охолодженні з рідкого стану до кімнатної температури в доевтектоїдному (заевтектоїдному, доевтектичному, евтектичному або заевтектичному) сплаві ?
7. Що таке сталь, яким чином вуглець впливає на структуру та властивості сталей в рівноважному стані ?
8. Яким чином класифікують вуглецеві сталі в залежності від структури в стані рівноваги ?
9. Класифікація вуглецевих сталей за призначенням. Маркування вуглецевих конструкційних та інструментальних сталей.
10. Із яких сталей можна виготовити: ферму мостового крану, валик, полотно ножівки, пуансон, стамеску, шестерню, пружину тощо? Назвати марку сталі.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

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

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

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок проведення лабораторної роботи

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

2. Схематично зобразити структури переглянутих сплавів, визначити структурні складові та, користуючись довідниковими даними, написати біля кожної структури хімічний склад сплаву, твердість у відпаленому стані, застосування.

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

4. Класифікувати задані марки вуглецевих сталей за структурою в рівноважному стані та за призначенням. Заповнити табл. 2.7.

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

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

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

Зміст звіту

Завдання на підготовку до лабораторної роботи; рис. 2.1, табл. 2.7; схеми мікроструктур досліджених зразків сталей, графік залежності «твердість – вміст вуглецю»; висновки і пояснення; відповідь на питання п.п. 6 та 7 порядку проведення роботи

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 3

Вивчення загартовуваності та прогартовуваності вуглецевих і легованих сталей

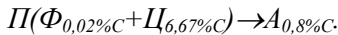
Мета роботи – вивчити вплив температури нагрівання та швидкості охолодження на властивості сталей 45, У8, ШХ15, Х12М; співставити загартовуваність сталей 45, У8; вивчити вплив легувальних елементів на прогартовуваність сталей.

Загальні відомості

Термічною обробкою прийнято називати технологічні процеси, що складаються з нагрівання, витримки та охолодження металевих виробів і напівфабрикатів з метою зміни їх структури та властивостей.

Гартування – вид термічної обробки, що приводить до утворення в сталях нерівновагової структури. Для цього сталі нагрівають вище температур фазових перетворень, витримують, після чого швидко охолоджують. На структуру та властивості сталей впливають процеси, що відбуваються як при нагріванні до аустенітного стану, так і при подальшому перетворенні аустеніту при різних ступенях переохолодження.

Перетворення в сталях при нагріванні. При нагріванні сталі вище 727°C (A_1) перліт перетворюється в аустеніт за дифузійним механізмом, тобто зі зміною концентрації вуглецю в фазах:



Кристали аустеніту зароджуються найчастіше на міжфазних межах «ферит - цементит». Перетворення складається з двох процесів, що одночасно відбуваються в структурі: поліморфного перетворення $\Phi \rightarrow A$ та розчинення кристалів цементиту в аустеніті. Оскільки в кожній перлітній колонії зароджується декілька центрів кристалізації аустеніту, перетворення приводить до того, що в межах перлітної колонії виростає декілька зерен аустеніту, тобто утворюється більш дрібнозерниста структура.

Під час довготривалої витримки після завершення аустенітизації або підвищенні температури нагрівання розпочинається процес збиральної рекристалізації, тобто ріст зерен аустеніту. Швидкість росту аустенітних зерен при цьому неоднакова у різних сталей і значною мірою залежить від наявності карбідоутворювачів та способу розкислення при плавленні. В легованих сталях Ti , V , Zr , Nb , W , Mo утворюють стійкі

при температурах аустенізації карбїди, що розташовуються на межах зерен аустенїту та стримують рїст зерен. З аналогічної причини сталї розкисленї алюмінієм також є спадково дрібнозернистими: нїтриди та оксиди алюмінію, що виділяються на межах зерен утворюють бар'єри на шляху міграції меж, на відміну від спадково крупнозернистих сталей, які розкисленї лише феросиліцієм або феромарганцем.

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

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

Перетворення аустенїту при різних ступенях переохолодження. Якщо сталь від температури аустенізації охолоджувати до температури нижче 727°C (A_1), аустенїт буде знаходитись в метастабільному стані, що приведе до його перетворення, механїзм і кїнетика якого зумовлені ступенем переохолодження.

Вплив ступеня переохолодження на стїйкїсть переохолодженого аустенїту та швидкїсть його перетворення зображується графічно у вигляді діаграми ізотермічного перетворення (рис. 3.1).

Перетворення аустенїту в інтервалі температур $727...550^{\circ}\text{C}$ для сталї У8 називається перлітним; $550...240^{\circ}\text{C}$ – бейїтним (проміжним); $240...мінус\ 50^{\circ}\text{C}$ – мартенситним.

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

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

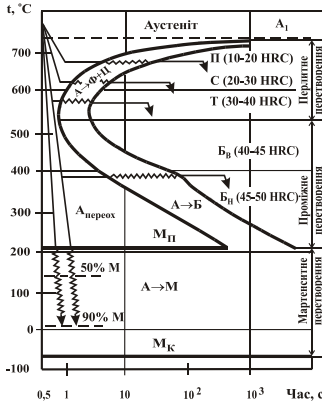
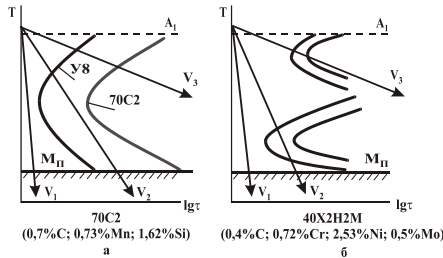


Рисунок 3.1 – Діаграма ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту сталі У8

Введення в сталь легувальних елементів змінює стійкість переохолодженого аустеніту та швидкість перетворення в перлітній і проміжній областях внаслідок гальмування дифузійних процесів. *Всі легувальні елементи, крім Со, підвищують стійкість аустеніту та зменшують швидкість його перетворення; криві початку та кінця перетворення зсуваються праворуч, збільшуючи час інкубаційного періоду.* Крім того, елементи-карбідоутворювачі (Cr, Mo, W тощо) змінюють форму С-кривих (рис. 3.2).

Мартенсितне перетворення проходить при безперервному охолодженні в інтервалі температур M_n - M_k (початок і кінець перетворення відповідно). Ізотермічна витримка в цьому температурному інтервалі приводить до стабілізації аустеніту, тобто перетворення в цьому випадку не завершується і в структурі спостерігається залишковий аустеніт ($A_{зал}$). Аустеніт зберігається в структурі сталей, що містять 0,45 % С і більше, якщо охолодження ведуть лише до кімнатної температури, тому що збільшення концентрації вуглецю приводить до зниження M_k нижче 0 °С (рис. 3.3). Більшість легувальних елементів

(крім Co , Al , Si) знижують температури початку M_n та кінця M_k мартенситного перетворення і сприяють збільшенню кількості $A_{зал}$.



а – криві початку перетворення аустеніту для сталей У8 та 70С2;
б – діаграма перетворення для сталі 40Х2Н2М
Рисунок 3.2 – Схеми діаграм ізотермічного перетворення аустеніту у вуглецевих і легованих сталях

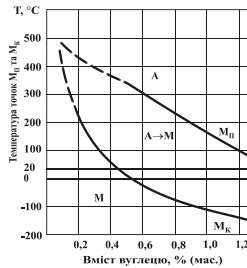


Рисунок 3.3 – Вплив вмісту вуглецю на температури M_n та M_k у вуглецевих сталях

Мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення здійснюється за бездифузійним механізмом, коли атоми переміщуються на відстань меншу, ніж міжатомна. Кристали мартенситу когерентно пов'язані з кристалами первинного аустеніту, а їх взаємна орієнтація відповідає співвідношенню: $(110)_M // (111)_A$; $[111]_M // [110]_A$. У зв'язку з бездифузійним характером перетворення ($A_{0,8\%C} \rightarrow M_{0,8\%C}$) весь вуглець залишається у пересиченому твердому розчині і деформує при цьому кристалічну ОЦК ґратку фериту, внаслідок чого мартенсит має тетрагональну об'ємноцентровану кристалічну ґратку (рис. 3.4).

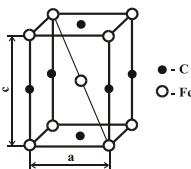


Рисунок 3.4 – Тетрагональна ґратка мартенситу (атомі вуглецю в ґратці мартенситу розташовуються в середині вертикальних ребер комірки, тому ґратка і тетрагональна; c/a – ступінь тетрагональності ґратки)

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

Для визначення швидкості охолодження, що забезпечує одержання необхідної структури, на практиці використовують експериментально побудовані *термокінетичні діаграми* перетворення переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні (рис. 3.5). Ці діаграми дозволяють визначити *критичну швидкість охолодження* $V_{кр}$ – *мінімальну швидкість*, при якій аустеніт перетворюється в мартенсит без розпаду на ферито-цементитну суміш. При охолодженні із швидкістю меншою, ніж $V_{кр}$, утворюються структури перлітного типу, що видно на прикладі сталі У8 (табл. 3.1).

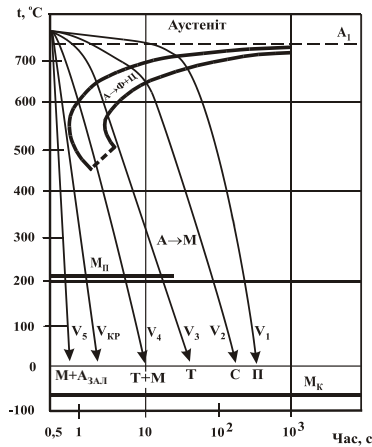


Рисунок 3.5 – Схема термокінетичної діаграми перетворення аустеніту сталі У8

Таблиця 3.1 – Структура і твердість сталі У8 в залежності від швидкості охолодження із аустенітної області

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

Критична швидкість охолодження – важлива технологічна характеристика, що залежить від хімічного складу сталі та температури аустенізації. Легувальні елементи (за винятком Co) підвищують стійкість переохолодженого аустеніту, зміщують лінії ізотермічної та термокінетичної діаграм праворуч, внаслідок чого зменшується $V_{кр}$. При наявності карбідів, нітридів і інших фаз в сталях, до складу яких входять легувальні елементи, $V_{кр}$ збільшується. Критична швидкість дещо зменшується із збільшенням гомогенності аустеніту та розміру його зерен.

Бейнітне (проміжне) перетворення проходить в інтервалі температур між перлітним і мартенситним перетвореннями аустеніту. Бейніт є двофазною сумішшю фериту та цементиту, в якій ферит дещо пересичений вуглецем. Головна особливість перетворення – поліморфний перехід $\gamma \rightarrow \alpha$ відбувається за мартенситним механізмом. В сталі У8 бейніт утворюється при ізотермічній витримці, в легованих сталях – і при безперервному охолодженні.

Технологічні особливості гартування сталі. Вибір оптимальних температур нагрівання при гартуванні вуглецевих і малолегованих сталей ґрунтується на діаграмі $Fe-Fe_3C$ (рис. 3.6). Критичні точки (температури фазових перетворень) при термообробці сталі позначають так:

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

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

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

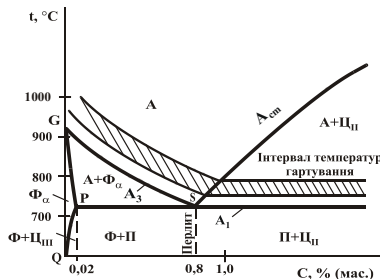


Рисунок 3.6 – Оптимальні температури нагрівання вуглецевих сталей при гартуванні

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

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

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

Оптимальна температура нагрівання для повного гартування доєвтектоїдних сталей складає:

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

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

Евтектоїдну та заєвтектоїдні сталі піддають неповному гартуванню із зони міжкритичних температур ($A_{c1}...A_{cm}$), оптимальна температура нагрівання складає:

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

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

Кристали вторинного цементиту (C_{II}) підвищують зносостійкість інструментальних сталей, тому що мають більшу твердість, ніж мартенсит. Після повного гартування ($t_{нагр} > A_{cm}$) твердість заєвтектоїдних сталей зменшується внаслідок розчинення C_{II} в А, росту зерен аустеніту і утворення грубих кристалів М, а також збільшення кількості $A_{зал}$. При високих температурах нагрівання можливе знеуглецювання поверхні деталі, а при швидкому охолодженні – виникнення короблення та гартівних тріщин, що призводять до руйнування виробів.

Легувальні елементи впливають на температури фазових перетворень. Так, наприклад, феритостабілізатори (Cr , W , Mo , V , Si , Al тощо) зсувають точки A_3 та A_1 в верх по температурній шкалі, і, таким

чином, підвищують температуру нагрівання під гартування сталі; аустенітостабілізатори, навпаки, зміщують їх вниз (Ni , N , Cu , Mn) і зменшують температури нагріву.

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

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

Всі легувальні елементи зменшують теплопровідність сталі, тому леговані сталі необхідно нагрівати більш повільно, щоб запобігти утворенню значних термічних напружень. Час ізотермічної витримки легованих сталей порівняно з вуглецевими приблизно в 2...2,5 рази більший, що пов'язано, по-перше, з легувальними елементами, які (крім Co) гальмують перетворення $P \rightarrow A$, а, по-друге, з необхідністю додаткового часу для вирівнювання концентрації не тільки вуглецю, але й легувальних елементів в A .

Обираючи охолоджуюче середовище необхідно зважити на те, що утворення структури мартенситу в заданому перерізі деталі не повинно привести до виникнення дефектів (тріщин, жолоблення, деформації, високих залишкових напружень в поверхневих шарах). При гартуванні вуглецевих сталей найчастіше використовують воду або водні розчини солей, кислот і лугів. Легувальні елементи зменшують $V_{кр}$, тому в легованих сталях мартенситна структура може утворюватися при повільнішому охолодженні в маслі, на повітрі, що зменшує можливість появи дефектів.

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

Прогартовуваність – здатність сталі гартуватися на певну глибину. Прогартовуваність вимірюється відстанню (мм) від поверхні до напівмартенситної (50 % мартенситу і 50 % трооститу) або мартен-

ситної зони, розташування якої визначають послідовним вимірюванням твердості.

Усі фактори, що збільшують стійкість переохолодженого аустеніту та зменшують $V_{кр}$, покращують прогартовуваність (рис. 3.7). Кількісна характеристика прогартовуваності – критичний діаметр $D_{кр}$ циліндричного прутка, що наскрізь прогартовується у даному охолоджувачі. Для забезпечення наскрізного прогартовування деталі необхідно, щоб $D_d \leq D_{кр}$, де D_d – дійсний діаметр виробу.

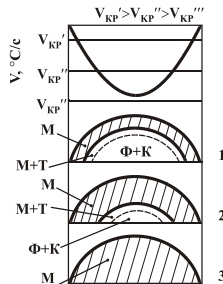


Рисунок 3.7 – Залежність прогартовуваності від критичної швидкості охолодження для вуглецевої (1) та легованих сталей (2, 3)

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

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

1. Описати основні положення перетворень в сталі при нагріванні та охолодженні.
2. Зарисувати ізотермічну та термодинамічну діаграми перетворення аустеніту сталі У8. Нанести на ній швидкості охолодження, що відповідають різним гартівним середовищам.
3. Зарисувати сталеву частину діаграми $Fe-Fe_3C$ та вказати на ній інтервал оптимальних температур гартування сталей.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Критичні точки при термічній обробці сталі та їх фізична сутність.

2. Гартування. Вибір оптимальних температур гартування. Вплив легувальних елементів на температури нагріву.
3. Повне та неповне гартування, їх застосування для різних сталей.
4. Вплив легувальних елементів на ріст зерна аустеніту. Спадково крупно- та дрібнозернисті сталі.
5. Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту сталі У8.
6. Перлітне перетворення; перліт, сорбіт, троостит, їх механічні властивості та твйд чого вони залежать.
7. Мартенситне перетворення. Будова та властивості мартенситу гартування.
8. Термокінетична діаграма перетворення аустеніту сталі У8.
9. Критична швидкість охолодження; фактори, від яких вона залежить.
10. Вплив легувальних елементів на технологічні характеристики та термічну обробку сталей.
11. Вплив вуглецю та легувальних елементів на температури точок M_n , M_k , кількість $A_{зат}$.
12. Що таке загартовуваність і прогартовуваність; фактори, від яких вони залежать.

Матеріали та прилади

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

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

- 1 Провести термічну обробку зразків відповідно до режимів, наведених у табл.3.2.
2. Заміряти твердість зразків досліджуваних сталей (45, У8, ШХ15, ХІ2М) і дані занести в табл.3.2.
3. За експериментальними даними (табл.3.2) побудувати графіки залежностей «твердість – температура нагрівання» для сталі У8; «твер-

дість – швидкість охолодження» для сталі У8; «твердість після гартування з оптимальної температури – вміст вуглецю» для сталей 45, У8.

Таблиця 3.2 – Твердість і структура сталей після різних режимів термічної обробки (т/о)

Марка сталі	Час нагрівання	$t_{нагр}$, °C	Охолоджуюче середовище	$V_{охол}$, °C/c	Структура		Твердість HRC	
					до т/о	після т/о	до т/о	після т/о
У8	1хв/1мм	690	вода	200				
У8	"_"_"_"	780	вода	200				
У8	"_"_"_"	780	масло	50...60				
У8	"_"_"_"	780	повітря	5				
У8	"_"_"_"	950	вода	200				
45	"_"_"_"	840	вода	200				
ШХ15	2хв/1мм	860	масло	50...60				
Х12М	"_"_"_"	1050	масло	50...60				

4. Пояснити (письмово) одержані залежності, визначити оптимальну температуру гартування та швидкість охолодження для утворення мартенситу в сталі У8. Пояснити причини більшої загартовуваності сталі У8 порівняно зі сталлю 45 та більш високу прогартовуваність сталі ШХ15, Х12М порівняно зі сталлю У10.

Зміст звіту

Сталева частина діаграми $Fe-Fe_3C$, термодинамічна та ізотермічна діаграми перетворення аустеніту (рис. 3.1, 3.5, 3.6), табл. 3.2 та 3.3, графіки залежностей (п. 3) і висновки (п. 4) порядку виконання роботи.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 4

Вплив температури відпускання на структуру та властивості загартованих сталей

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

Загальні відомості

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

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

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

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

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

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

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

Третє перетворення в вуглецевих сталях спостерігається при 300...400°C. Завершується розпадання мартенситу і карбїдне перетворення. Із мартенситу виділяється весь надлишковий вуглець у вигляді карбїдів, у зв'язку з цим тетрагональна гратка стає ОЦК, тобто мартенсит перетворюється у ферит. Порушується когерентність між фазами і відокремлюються гратки фериту та ϵ -карбїду. Одночасно ϵ -карбїд перетворюється у цементит Fe_3C . Довжина зразка зменшується. Ферито-карбїдна суміш, що утворюється до кінця третього перетворення, називається трооститом відпускання.

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

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

Вплив легувальних елементів на процеси відпускання. Більшість легувальних елементів підвищують температуру другого та третього перетворень, зменшують швидкість коагуляції карбїдів і впли-

вають на карбідні перетворення.

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

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

Всі елементи-карбідоутворювачі гальмують процес коагуляції карбідів. Найповільніше коагулюють карбіди *MC* та *M₆C* і саме тому сталі, що леговані *V, W, Mo*, зберігають високу дисперсність карбідних частинок і завдяки цьому мають підвищену твердість після відпускання при 550...600°C.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Середньотемпературним відпусканням називають нагрівання загартованих сталей до 350...500°C. Структура після відпускання – троостит відпускання з HRC 40...50. Така структура забезпечує високі границі пружності, витривалості та релаксаційну стійкість. Середньотемпературне відпускання рекомендується при термічній обробці ресор і пружин. У деяких випадках для підвищення границі витривалості виробів після відпускання при 400...500°C охолодження проводять у воді, що приводить до утворення на поверхні залишкових напружень

стиснення. Аналогічного ефекту досягають наклепом поверхні деталі дробом або іншою поверхневою пластичною деформацією.

Високотемпературне відпускання передбачає нагрівання загартованих сталей до 550...650°C. Структура після нього – сорбіт відпускання з HRC 25...35. Високотемпературне відпускання забезпечує найкраще співвідношення міцності і в'язкості, що пояснюється сферичною формою частинок цементиту. Термічну обробку, що складається із гартування та високотемпературного відпускання, *називають термічним поліпшенням* та рекомендують для середньовуглецевих (0,3...0,5 % C) конструкційних сталей (деталі машин, що працюють при знакозмінних навантаженнях – вали, осі, шатуни, зубчасті колеса тощо).

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

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

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Відпускання, мета відпускання. Чому після гартування сталі обов'язково необхідне проведення відпускання ?
2. Перетворення при відпусканні.
3. Вплив легувальних елементів на процеси при відпусканні.
4. Низько-, середньо- та високотемпературне відпускання.
5. Зміна властивостей сталі з підвищенням температури відпускання.
6. Термічне поліпшення. Які деталі підлягають поліпшенню ?
7. Відміна сорбіту відпускання від сорбіту, що безпосередньо утворюється із аустеніту. Яка різниця у властивостях сталі ?

Матеріали, інструмент, прилади та обладнання

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

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок проведення лабораторної роботи

1. Заміряти твердість загартованих зразків сталей та дані занести в табл. 4.1.
2. Провести відпускання загартованих зразків зі сталей У8, ШХ15, Х12М при 150, 350, 550 °С.
3. Заміряти твердість зразків після відпускання та занести дані в табл. 4.1.
4. За даними табл. 4.1 побудувати графік залежності «твердість - температура відпускання».
5. Обґрунтувати причини більш високої твердості легованих сталей порівняно з вуглецевими після відпускання при однакових температурах.

Таблиця 4.1 – Твердість і структура сталей після різних режимів відпускання

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

Зміст звіту

Коротко описати перетворення при відпусканні та вплив температури на структуру і властивості сталей, види відпускання та їх використання. Заповнити таблицю 4.1, побудувати графіки залежності «твердість–температура відпускання», дати висновки щодо отриманих графіків. Оцінити вплив легувальних елементів.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 5

Хіміко-термічна обробка (ХТО) та поверхневе гартування

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

Загальні відомості

Багато виробів (зубчасті колеса, шестерні, вали, поршневі пальці, осі та інші) повинні мати високу поверхневу твердість, міцність, зносостійкість та в'язку серцевину. Таке сполучення властивостей досягається поверхневим зміцненням виробів, котрі виготовлені зі сталей з доброю пластичністю і задовільною міцністю. До методів поверхневого зміцнення відносять хіміко-термічну обробку (ХТО), поверхневе гартування та поверхневу пластичну деформацію.

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

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

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

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

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

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

Окрім того, *всі різновиди ХТО поділяють на дві групи:*

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

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

Цементация – процес дифузійного насичення вуглецем поверхневих шарів сталевих виробів. Цементовані вироби повинні мати поверхневу твердість ≥ 56 HRC, підвищену зносостійкість поверхні та в'язку серцевину. Тому для їх виготовлення використовують маловуглецеві (0,1...0,25 % C) сталі: 10, 15, 20, 15X, 18XГТ, 12ХН3А, 18Х2Н4А та інші.

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

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

Речовини постачальники вуглецю при цементации називаються *карбюризаторами*. В залежності від виду карбюризатора розрізняють цементацию у твердому карбюризаторі і газову цементацию.

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

При *газовій цементації* використовують як карбюризатор спеціально приготовлену суміш газів (ендогаз); природний газ; рідкі вуглеводні – гас, синтин, піробензол. Деталі в спеціальних пристосуваннях завантажують в цементаційні печі, в котрих природний газ і органічні рідини дисоціюють з утворенням атомарного вуглецю, наприклад, $CH_4 \rightarrow C + 2H_2$.

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

Після цементації максимальний вміст вуглецю на поверхні виробів плавно зменшується в перерізі деталі від поверхні до початкового вмісту в серцевині. Наприклад, в цементованій деталі зі сталі 10 концентрація вуглецю зменшується від 1,0 % на поверхні до 0,1 % в серцевині. *Структура деталей, повільно охолоджених після цементації, наближена до рівноважної і залежить від вмісту вуглецю*: в заевтектоїдній частині шару – перліт із сіткою вторинних карбідів, в евтектоїдній – перліт, в доевтектоїдній – перлітоферитна із зростанням частки фериту в напрямку до серцевини. Зазначені структури мають низький рівень твердості, тому лише однієї цементації недостатньо для досягнення значної поверхневої твердості та високих експлуатаційних властивостей. Вони забезпечуються завершальною термічною обробкою – гартуванням та відпусканням. *В залежності від марки цементованої сталі, температури цементації, призначення деталей і т. ін., можливі такі основні технологічні схеми*:

1. Цементація, повільне охолодження, гартування від температури $A_{c1} + (30...50)^\circ C$, відпускання низькотемпературне (ХТО для мало-відповідальних деталей);

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

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

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

Методи поверхневого зміцнення, зокрема цементация, підвищують міцність, границю витривалості, опір руйнуванню виробів, зумовленого втомою металу, що виникає під дією контактних напружень. Тріщина втоми зароджується і розвивається під дією напружень розтягу. У зміцненому поверхневому шарі, що має більший питомий об'єм порівняно із серцевиною, виникають напруження стиснення (рис. 5.1, в). Внаслідок взаємодії напружень від навантаження і зміцнення (рис. 5.1, г) зменшується рівень напружень розтягу і підвищується опір втоми сталі, довговічність деталей.

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

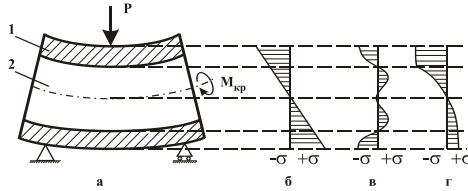


Рисунок 5.1 – Схема навантаження деталі типу вал (а) та епюри напружень від навантаження (б), поверхневого зміцнення (в), спільної дії навантаження і зміцнення (г)

В сплавах системи $Fe-N$ (рис. 5.2) утворюються наступні фази:

- α -фаза – твердий розчин втілення азоту в α -Fe з граткою ОЦК;
- γ -фаза – твердий розчин втілення азоту в γ -Fe з граткою ГЦК;
- γ' -фаза – твердий розчин на основі нітриду Fe_4N з ГЦК граткою.
- ε -фаза – твердий розчин на основі нітриду Fe_3N з граткою ГЦП.

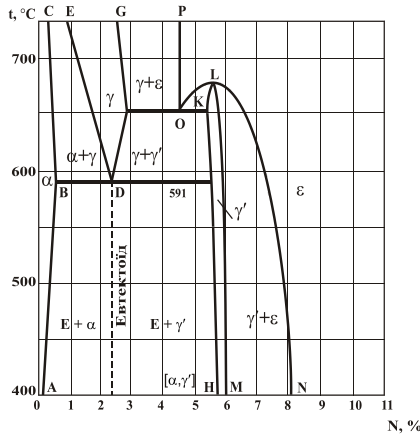


Рисунок 5.2 – Фрагмент діаграми стану системи $Fe-N$

Твердість нітридів заліза відносно невисока: γ' -фази – HV 550 (HRC 50); ε -фази – HV 450 (HRC 44). Тому твердість вуглецевих сталей після азотування не перевищує HV 600 і для азотування використовують леговані Al , V , Mo та Cr сталі. В них, окрім нітридів AlN , VN , Cr_2N , для яких характерна висока твердість, є зони з підвищеним вмістом азоту і легувальних елементів, що створюють пружні викривлення

гратки α -твердого розчину. Високодисперсні нітриди легувальних елементів та збагачені *N*, *Al*, *V*, *Mo* та *Cr* зони гальмують рух дислокацій і підвищують твердість азотованого шару легованих сталей (HV 1000...1200).

Азотування конструкційних сталей проводиться при температурах нижче 591 °С – температури евтектоїдного перетворення в системі *Fe-N*. Використовують середньовуглецеві (0,3...0,45 % C) леговані сталі 38Х2МЮА, 30Х2Н2МФА, 40ХНМ та ін. Перед азотуванням деталі піддають термічному поліпшенню (гартування і високотемпературне відпускання), щоб забезпечити в'язку серцевину і підготувати структуру до азотування. Азотування при 520...560 °С дозволяє сформувати шар 0,3...0,6 мм за 30...60 годин, тобто швидкість азотування складає 0,01 мм/год. Атомарний азот для насичення утворюється при дисоціації аміаку $2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 3\text{H}_2$.

Після насичення деталі охолоджують з піччю в атмосфері аміаку до 150...200 °С, а потім на повітрі. Висока твердість азотованого шару забезпечується утворенням твердого розчину втілення азоту в α -Fe і, головним чином, нітридами легувальних елементів. Тому після азотування термічна обробка не виконується.

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

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

Поверхнєве гартування. Поєднання високої поверхневої твердості, міцності та в'язкої серцевини, окрім ХТО, досягається поверхневим гартуванням після газополуменового, електронно-променевого або плазмового нагрівання та нагрівання струмом високої частоти (СВЧ). При нагріванні СВЧ використовується явище нерівномірності розподілу змінного струму за перерізом виробу: при високих частотах струм практично проходить тільки в поверхневому шарі деталі, розігріваючи його до температур гартування.

Деталь, що підлягає поверхневому гартуванню, розташовують в індукторі (один чи декілька витків водоохолоджуваної мідної трубки),

який повторює форму деталі. Змінний струм, що проходить через індуктор, створює змінне магнітне поле, яке зумовлює виникнення в деталі змінного струму. З підвищенням частоти змінного струму зменшується глибина нагрітого (а потім і загартованого) шару. Наприклад, при частоті струму (0,5...1) кГц загартований шар становить (5...6) мм, при (60...250) кГц – менше 1 мм.

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

Для зміцнення використовують середньовуглецеві сталі (0,3...0,5 % C): 35, 45, 50, 40X, 40XH та ін. При меншому вмісті вуглецю не забезпечуються вимоги щодо твердості поверхні (HRC \geq 55); при більшому – серцевина буде мати низьку в'язкість. Перед поверхневим гартуванням здійснюють нормалізацію чи поліпшення, які забезпечують необхідні властивості серцевини. Після нагрівання СВЧ деталі охолоджують водою в гартівній ванні або за допомогою спеціального пристрою, потім проводять відпускання при 160...200 °C, іноді – самовідпускання. Після термічної обробки поверхневий шар має структуру відпущеного мартенситу (HRC 55...58), серцевина – феритоперлітну або сорбітну (HRC 20...35) структуру.

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

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Вивчити сутність і призначення ХТО і поверхневого гартування; сталі, що використовуються для цементації, азотування та поверхневого гартування; технологію попередньої і заключної термічної обробки; переваги поверхневого зміцнення у порівнянні із об'ємною термічною обробкою.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Призначення ХТО та поверхневого гартування.

2. Переваги ХТО та поверхневого гартування у порівнянні із об'ємною термічною обробкою.

3. Процеси, які проходять при ХТО.

4. Вплив температури насичення, тривалості процесу, хімічного складу сплаву на глибину дифузійного шару.

5. Сутність цементації. Речовини постачальники вуглецю.

6. Температура цементації, оптимальна поверхнева концентрація вуглецю.

7. Сталі для цементації. Термічна обробка виробів після цементації. Структура і властивості шару та серцевини після цементації та наступної термічної обробки.

8. Принципи підвищення твердості, зносостійкості, міцності, опору втомі після різних способів поверхневого зміцнення.

9. Попередня термічна обробка виробів із азотованих сталей. Сутність азотування. Сталі для азотування, температура та тривалість процесу.

10. Структура і властивості сталей після азотування. Вплив легувальних елементів на властивості азотованого шару. Переваги та недоліки азотування порівняно із цементацією.

11. Поверхнєве гартування. Сталі, що використовують для поверхневого гартування; термічна обробка після гартування; структура і властивості поверхневого шару та серцевини. Вплив прискореного нагрівання на структуру та властивості сталі.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

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

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

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

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

Заповнити табл. 5.1 і проаналізувати її дані: порівняти температури і тривалість процесів, глибину зміцненого шару, структуру і твердість поверхні та серцевини.

Таблиця 5.1 – Експериментальні дані

Марка сталі	Метод зміцнення	Попередня ТО	Режим ХТО, поверхневого гартування, глибина шару, мм	Завершальна ТО	Твердість, HRC(HV)		Мікроструктура	
					шару	серцевини	шару	серцевини
10								
38X2MЮА								
45								

Зміст звіту

Описати основні теоретичні положення відповідно до завдання, таблиця 5.1, мікроструктури, висновки.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №6

Вивчення структури, властивостей та призначення легованих сталей

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

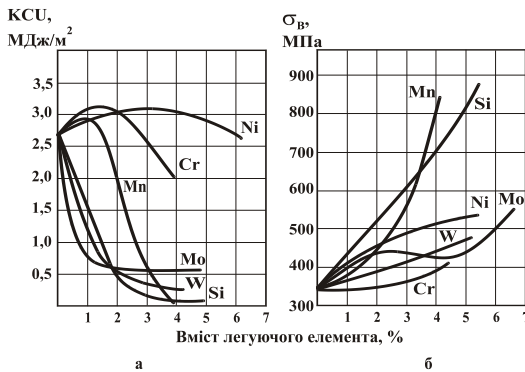
Загальні відомості

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

Вплив легувальних елементів на структуру та властивості сталей. Легувальні елементи, що введені в сталь, розчиняються в гратці α -Fe та γ -Fe та утворюють відповідно легований ферит чи аустеніт. Елементи-карбідоутворювачі утворюють спеціальні карбіди типу MC , M_2C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C (TiC , Mo_2C , Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, Fe_3W_3C) та, розчиняючись в гратці цементиту, легований цементит M_3C (наприклад, $(Fe, Mn)_3C$). В високолегованих сталях в структурі можуть бути присутні інтерметаліди (Fe_3Ti , Fe_3CrMo , $FeCr$, Ni_3Ti , $Ni_3(Ti, Al)$).

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

Легувальні елементи, за винятком *C*, *O*, *N*, *H* та частково *B*, утворюють тверді розчини заміщення. Значне спотворення ОЦК гратки α -*Fe*, що супроводжує цей процес, приводить до підвищення міцності та твердості фериту та зменшення ударної в'язкості, особливо, якщо концентрація легувальних елементів перевищує 1,0...1,5 %, для *Ni* – 6 % (рис. 6.1).



а – ударна в'язкість; б – міцність

Рисунок 6.1 – Вплив легувальних елементів на властивості фериту

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

Найважливішим фактором, що сприяє покращенню конструкційної міцності виробів, є зниження, завдяки легуванню, $V_{кр}$ при гартуванні та, як слідство, підвищення прогартовуваності, що в свою чергу надає можливість отримати однорідні властивості в більших перерізах. Найефективніше сприяє підвищенню прогартовуваності комплексне легування ($Cr + Ni$, $Cr + Ni + Mo$ тощо), що забезпечує отримання високого комплексу властивостей у перерізі до 300 мм. Саме тому для великих деталей складної форми використовують комплекс-

нолеговані сталі. Менш різке охолодження при гартуванні в олії зменшує внутрішні напруження та можливість появи тріщин у деталях.

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

Завдяки легуванню змінюється положення концентраційних точок *S* та *E* на діаграмі залізо-цементит (рис. 6.2). Максимальна кількість вуглецю, що розчиняється в аустеніті (точка *E*) зменшується, що приводить до зсуву лінії *SE* ліворуч, тому ледебурит в структурі легуваних сталей утворюється при менших, ніж 2,14%, концентраціях вуглецю. Наприклад, в сталі з 4 %*W* ледебурит спостерігається при наявності приблизно 0,9% вуглецю.

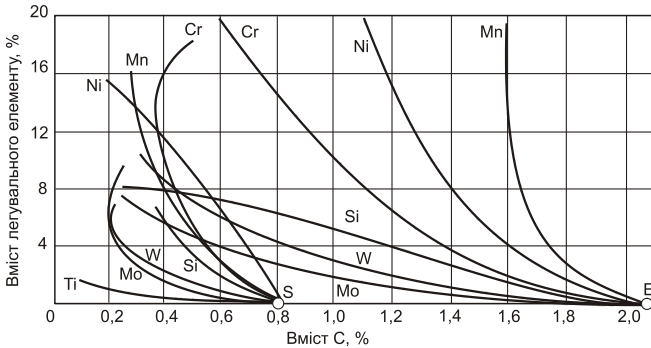
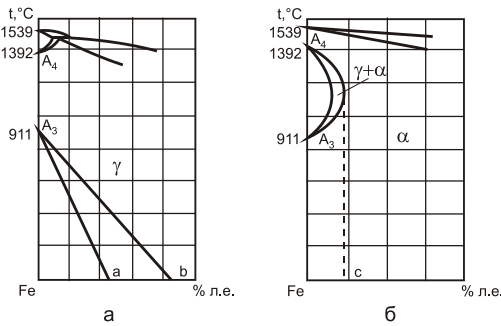


Рисунок 6.2 – Вплив легувальних елементів на положення точок *S* та *E*

За впливом на температури поліморфних перетворень легувальні елементи поділяють на *аустенітостабілізатори* (*Ni*, *Mn*, *Cu*, *N*) та *феритостабілізатори* (більшість легувальних елементів: *Cr*, *Mo*, *W*, *V*, *Ti*, *Al*, *Si* та інші). Елементи першої групи знижують температури точок *A₃* та підвищують температури точок *A₄* (відповідає лінії *NJ* поліморфного перетворення $A(\gamma) \rightleftharpoons \Phi(\alpha)$), тобто розширюють γ -область. Якщо кількість легувальних елементів перевищує концентрацію, що відповідає вмісту точки *b* (рис. 6.3, а), то кристалічна ґратка аустеніту ГЦК стає стійкою при кімнатних температурах. Такі сталі називають аустенітними.

При введенні *феритостабілізаторів* навпаки, температури точок A_3 підвищуються, а A_4 – знижуються, тобто область стійкого існування аустеніту зменшується, тому γ -область є замкнутою (рис. 6.3, б). Однофазні сплави з ОЦК-граткою, стійкі при будь-якій температурі до лінії солідус, називають феритними. Хром замикає γ -область при 13% (точка c), кремній – 2,0%, ванадій – 1,3%.



а – феритостабілізатори; б – аустенітостабілізатори
Рисунок 6.3 – Схема діаграм стану залізо-легувальний елемент

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

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

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

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

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

Нестандартні сталі позначаються буквами ЭИ (завод «Електросталь», И – дослідницька), ДИ (завод «Дніпроспецсталь», И – дослідницька) та порядковим номером. Наприклад: ЭИ696, ДИЗ.

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

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

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

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

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

Сталі у відпаленому стані можуть мати структуру таких класів:

– *доевтектоїдні* (%С в сталі < %С в т.С), що мають структуру перліт та ферит, наприклад, 15Х, 40ХНМА, 65Г, 20Х13;

– *евтектоїдні* (%С в сталі співпадає з %С в т.С) – зі структурою перліт, наприклад, 60СГ, 70С2А;

– *заевтектоїдні* (%С в т.С < %С в сталі < %С в т.Е) – зі структурою перліт та вторинні карбіди, наприклад, ХВГ, 70С3А, 40Х13.

Сталі цих класів, як правило, малолеговані (конструкційні містять менше 6% легувальних елементів, інструментальні – 1...4%), але при малій кількості вуглецю можуть бути і багатолегованими. При визначенні структури слід враховувати вплив легувальних елементів на положення точки S (див. рис. 6.2). Наприклад 3% хрому зсувають точку S до 0,6%С, і тому сталь 7Х3 за структурою у відпаленому стані є заевтектоїдною;

– сталі *ледебуритного (карбідного) класу* зі структурою перліт, ледебурит (суміш перліту та первинних карбідів) та вторинні карбіди. Ці сталі містять більше ніж 0,5...2,0%С, при сумі легувальних елементів більше ніж 8%. Належність сталі до цього класу визначають з урахуванням впливу легувальних елементів на положення точки E (див. рис. 6.2). Зі зсувом точки E вліво частина рідини сплаву при температурі евтектичного перетворення кристалізується в грубу евтектику – *ледебурит*. До цього класу відносяться сталі Х12М (середній вміст С 1,5%), Р6М5 (приблизно 0,9 %С);

– сталі *феритного класу* (08Х18Г1, 15Х25Т) утворюються при легуванні елементами феритостабілізаторами (Cr, W, Si, V, Mo тощо), що розширюють α -область (див. рис. 6.3, б), та малій кількості вуглецю ($\leq 0,15\%$). Аустенітна область замикається при концентрації легувальних елементів, більшій ніж точка c (див. рис. 6.3, б) та залежить від діаграми стану залізо-легувальний елемент. Так, при кількості хрому більше 13% маловуглецеві сталі ($\leq 0,1\%С$) стають феритними. Феритні сталі не зазнають перетворень при нагріванні, тому не змінюють тип ґратки і свою структуру;

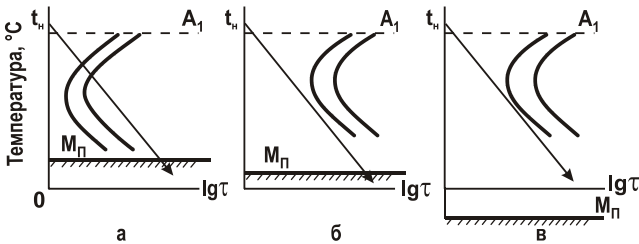
– в *сталях аустенітного класу* (04Х18Н10, 12Х18Н9, 15Х17АГ14) є велика кількість (більша за концентрацію точки b , див. рис. 6.3, а) аустенітостабілізаторів (Ni, Mn, N, Cu), що розширюють γ -область. Вуглець також є аустенітостабілізатором, але його кількість в корозійностійких сталях обмежується 0,15%, бо він знижує корозійну стійкість. В жароміцні сталі аустенітного класу з карбідним зміцненням вводять 0,30...0,45%С. Аустенітні сталі також не мають структурних перетворень при нагріванні та охолодженні.

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

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

Сталі перлітного класу мають невелику стійкість переохолодженого аустеніту (рис. 6.4, а), тому за умов охолодження на повітрі набувають структуру перлиту, сорбіту чи трооститу. Здебільшого це вуглецеві та малолеговані сталі ($\Sigma_{\text{ЛЕ}} \leq 5\%$).

Сталі мартенситного класу мають високу стійкість переохолодженого аустеніту (рис. 6.4, б), при охолодженні на повітрі до температур мартенситного перетворення вони загартовуються на мартенсит. До цього класу належать середньо- та багатолеговані сталі ($\Sigma_{\text{ЛЕ}} \geq 6\%$).



а – перлітний; б – мартенситний; в - аустенітний

Рисунок 6.4 – Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту в сталях різних класів (охолодження на повітрі)

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

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

За призначенням леговані сталі поділяють на такі групи:

- конструкційні (використовують для виготовлення деталей машин);
- інструментальні (використовують для виготовлення інструментів);
- сталі з особливими властивостями (до цієї групи відносять сталі, що володіють певними різко вираженими властивостями: корозійностійкі, жаростійкі, жароміцні, зносостійкі, з особливими магнітними властивостями та ін.).

Знання класифікаційних ознак дозволяє вірно класифікувати сталі за призначенням та обирати режим термічної обробки для отримання потрібних фізико-механічних та технологічних властивостей.

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

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

Масова частка вуглецю в конструкційних сталях не перевищує 0,7% і позначається двома цифрами на початку марки (12ХН3А, 40ХН, 60С2).

Основні легувальні елементи конструкційних сталей – *Si, Mn, Cr* (до 2% кожного), *Ni* (до 4,5%). Такі елементи як *W, Mo, V, Ti, Nb* та деякі інші використовують у невеликих концентраціях (наприклад, 0,09...0,13%*Ti*; 0,2...0,3 %*Mo*; 0,001...0,005 %*B*) разом із вказаними елементами для поліпшення властивостей сталі. Сума легувальних елементів у конструкційних сталях здебільше не перевищує 6 %.

Конструкційні сталі для машинобудування поділяють на групи:

Сталі, що цементують (нітроцементують) з вмістом 0,10...0,25 %*C* (наприклад, 15Х, 25ХГТ, 12Х2Н4А, 18Х2Н4МА, 14ХГСН2МА, 18ХГН2МА, теплостійка 13Х3НВМ2Ф та інші). Їх функціональне призначення – деталі, що працюють в умовах тертя (зубчасті колеса, шестерні, кулачки тощо). Після цементації (нітроцементації), гартування та низькотемпературного відпускання забезпечується висока твердість поверхні (HRC 58...63) та зносостійкість у поєднанні з достатньою міцністю та в'язкістю серцевини (HRC 20...43, KCU > 70 Дж/см²).

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

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

Поліпшувальні сталі містять 0,3...0,5%*C* (40ХН, 38ХМЮА, 50ХНМ, 30ХГС та інші) і набувають високих механічних властивостей після термічного поліпшення – гартування та високоте-

мпературного відпускання для отримання структури сорбіт відпускання (HRC 25...35). Така термічна обробка забезпечує підвищену границю плинності у комбінації з доброю пластичністю та в'язкістю, високим опором розвитку тріщин. Крім того, помітно знижується температура порогу холодноламкості.

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

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

До окремої групи конструкційних сталей належать *зносо-стійкі вальницьеві сталі*. В марці на початку стоїть літера Ш: ШХ6, ШХ15СГ, при цьому кількість хрому вказується у десятих частках відсотка. Сталі за своїм хімічним складом відповідають інструментальним сталям, а за умовами експлуатації є конструкційними. Основні вимоги до них: висока твердість, опір зношуванню, контактна витривалість, стабільність структури та розмірів. Сталі містять 0,9...1,1%С, 0,4...1,5%Cr, а також *Si* та *Mn*. Вони відносяться до заевтектоїдних сталей перлітного класу, підлягають неповному гартуванню від 820...850 °С та низькотемпературному відпусканню при 150...170 °С для отримання структури мартенситу з карбідами при мінімальній кількості залишкового аустеніту A_{3AL} ($\leq 5\%$). Забезпечується твердість HRC 60...64.

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

Інструмент під час експлуатації зазнає впливу підвищених температур, зношування, високого тиску. Тому інструментальні сталі повинні мати високу твердість, зносостійкість, стабільність розмірів, теплостійкість, знижену критичну швидкість гартування. В марках ін-

струментальних сталей вміст вуглецю вказується однією цифрою в десятих частках відсотка (5ХНМ, 9ХС). Цифра відсутня, коли вміст вуглецю не менше, ніж 1% (ХВГ, ХВСГ).

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

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

– багатолеговані (до 25% легувальних елементів) швидкорізальні сталі з теплостійкістю до 600°С: Р18, Р6М5, Р9К5Ф2 та інші. Для забезпечення теплостійкості вводять *W, Mo, V* що утворюють спеціальні карбіди (M_6C, M_2C, MC), які повільно коагулюють. Карбіди сприяють підвищенню різальних властивостей та опору зношуванню. У зв'язку з цим інструментальні сталі містять не менше ніж 0,7% вуглецю.

Швидкорізальні сталі позначаються літерою *P*, цифра після якої вказує на вміст основного легувального елемента – *вольфрам* (Р18, Р6М5, Р12, Р9, Р10К5Ф3 тощо). Вони відносяться в рівноважному стані до ледебуритного (карбідного) класу. В структурі литої сталі, що складається з евтектики та перліту, можна виділити три типи карбідів: первинні (карбіди ледебуриту), вторинні (що виділяються з аустеніту при охолодженні) та евтектоїдні. Грубі первинні карбіди негативно впливають на працездатність інструменту та збільшують крихкість сталі. Тому інструменти зі швидкорізальних сталей лише інколи виготовляють литвом, як правило, інструмент виготовляють з заготовок, що отримані гарячою пластичною деформацією зливків невеликої маси. Під час пластичної деформації первинні евтектичні карбіди (K_1) подрібнюються.

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

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

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

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

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

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

Сталі для вимірювальних інструментів (лекала, лінійки, калібри-пробки тощо). Основні вимоги до них: високі зносостійкість, стабільність розмірів та форми протягом тривалого часу експлуатації.

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

Для зменшення кількості залишкового аустеніту гартування проводять з більш низької температури, а відпускання – при

120...140°C протягом 12...24 годин. Інструмент високої точності піддають обробці холодом перед відпусканням.

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

Сталі першої групи повинні мати високу міцність, твердість і тому містять 0,6...1,5% *C* та 1...14% легувальних елементів (9ХС, Х12М та інші). Високолеговані сталі Х12М, Х12Ф1 у відпаленому стані відносяться до ледебуритного класу, в нормалізованому – до мартенситного. Висока зносостійкість забезпечується великою кількістю карбідів Cr_7C_3 та *MC* після гартування. Їх термічну обробку виконують на первинну чи вторинну твердість. У першому випадку температура гартування складає 1030...1070°C, а наступне відпускання 150...160 °C дозволяє досягти твердості 61...64 HRC.

Гартування на вторинну твердість проводиться від високих температур (1110...1170°C), що веде до значного насичення аустеніту хромом внаслідок розчинення карбідів та значному зниженню температури *Mn*. Після гартування зберігається 60...80% залишкового аустеніту в структурі, тому твердість низька – HRC 42...54. Після багаторазового відпускання при 500...580 °C твердість зростає до HRC60...62 внаслідок перетворення $A \rightarrow M$.

Сталі для штамів гарячої деформації використовують при температурах понад 500°C в умовах ударного навантаження, тому вони повинні мати високі показники теплостійкості та в'язкості. Цим вимогам відповідають сталі зі зменшеним вмістом вуглецю (0,2...0,5%): 5ХНМ, 4Х5В2ФС, 3Х2В8 тощо. Після гартування їх піддають відпусканню при 500...680 °C на структуру троостит чи троостосорбіт (HRC 35...45) в залежності від розмірів штаму, марки сталі та умов експлуатації.

Сталі з особливими властивостями. В залежності від основних експлуатаційних властивостей ділять на наступні основні групи:

1. Корозійностійкі – використовують для виробів, що працюють в умовах електрохімічної та хімічної корозії;

2. Жаростійкі – використовують для виробів, що експлуатують в умовах хімічної корозії при температурах понад 500°C в ненавантаженому або слабконавантаженому стані;

3. Жароміцні – для виробів, що повинні мати достатньо жаростійкість та здатні працювати в навантаженому стані при підвищених температурах впродовж тривалого часу.

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

Сталі, стійкі до електрохімічної корозії, звуться корозійностійкими. В умовах електрохімічної корозії встановлюється корозійний струм, і відбувається розчинення металу внаслідок взаємодії з електролітом. При корозії руйнуються лише анодні ділянки, тому фазовий склад та структура при однаковому хімічному складі впливають на корозійну стійкість (більшу стійкість має однофазна крупнокристалічна структура). В залежності від умов розрізняють атмосферну, кислотну, лужну, морську та інші види корозії. За характером руйнування виділяють рівномірну (загальну), місцеву (локальна) та міжкристалітну корозію.

Корозійна стійкість сталі поліпшується легувальними елементами, що викликають *пасивацію* (підвищення електрохімічного потенціалу, створення однофазної структури). Прикладом корозійностійких матеріалів можуть бути хромисті, хромонікелеві та хромомарганцеві сталі. При об'ємному та поверхневому легуванні $Cr (> 12,5 \%)$ сталь стає пасивною, значно знижується корозійний струм та швидкість корозії. При кількості хрому більше 17 % маловуглецеві сталі набувають однофазної структури, що підвищує їх корозійну стійкість, але виключає можливість зміцнення термічною обробкою. Структура хромистих корозійностійких сталей залежить від кількості *вуглецю* та *хрому* (рис. 6.5).

Наприклад, сталі, що містять 13 % Cr , при нагріванні та охолодженні зазнають перетворення $\gamma \leftrightarrow \alpha$, тому можуть зміцнюватись термічною обробкою (гартування та відпускання), не втрачаючи корозійної стійкості. Концентрація вуглецю в цих сталях впливає на їх твердість, міцність та пластичність. Так сталі 12X13, 20X13 мають достатню пластичність і можуть деформуватися при кімнатній температурі, а сталі 30X13, 40X13 використовують лише після гарячої деформації.

При введенні до складу корозійностійкої сталі аустенітостабілізаторів, її структура у нормалізованому стані може бути визначена за допомогою діаграми Шефлера (рис. 6.6) після розрахунку еквівалентів хрому та нікелю.

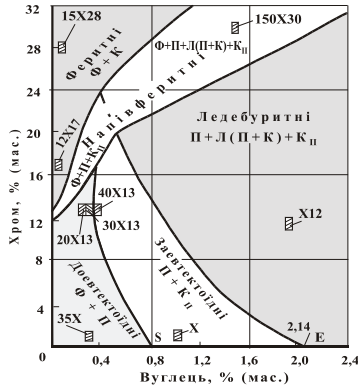


Рисунок 6.5 – Структурна діаграма системи $Fe-Cr-C$ (стан рівноваги)

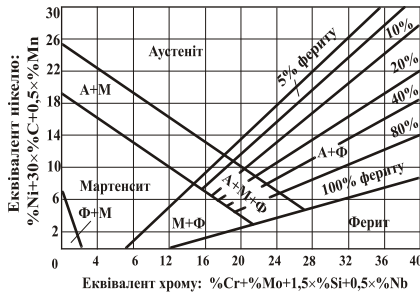


Рисунок 6.6 – Структурна діаграма корозійностійких сталей (нормалізований стан)

Якщо в складі корозійностійкої сталі концентрація нікелю становить не менше половини від концентрації хрому, то така сталь відноситься до аустенітного класу і має структуру аустеніту (наприклад, 08X18H9).

В нормалізованому стані виділяють наступні класи корозійностійких сталей: феритний (Ф); мартенситний (М); аустенітний (А); феритно-мартенситний (Ф–М); аустеніто-мартенситний (А–М); аустеніто-феритний (А–Ф).

Усі корозійностійкі сталі поділяють на дві групи: такі, що зміцнюються термічною обробкою, та такі, що не зміцнюються термічною обробкою.

Корозійностійкі сталі, що зміцнюються термічною обробкою. Мартенситні (20X13, 30X13, 40X13, 90X18) та мартенсито-феритні (12X13) сталі мають добру корозійну стійкість в атмосферних умовах, в слабкоагресивних середовищах (в слабких розчинах солей, кислот) та

мають високі механічні властивості. Найбільш часто їх використовують для виробів, що працюють на зношення (наприклад, різальний інструмент); для пружних елементів та конструкцій в харчовій та хімічній промисловості, що знаходяться в контактi із слабкоагресивними середовищами (4...5%-оцтова кислота, фруктові соки та ін.); для виготовлення деталей енергомашинобудування (пружини, лопатки турбін, деталі кріплення, пальники, тощо).

Термічна обробка сталей: гартування та відпускання. Сталі з вмістом вуглецю $\sim 0,1\%$ після гартування від 1000°C в маслі мають мартенситну структуру з невеликою 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 підвищеному вмісті C в структурі сталей після гартування крім мартенситу може бути присутній аустеніт залишковий, а також структурно вільні карбіди, які розподілені у вигляді сітки. Після гартування проводять відпуск на задану твердість.

Аустеніто-мартенситні сталі (07X16H6, 08X17H5M3). Сталі цього класу містять приблизно $\leq 0,1\%C$; $14...17\%Cr$; $5...9\%Ni$ та деяку кількість Al , Mo та Ti . Це сталі перехідного класу, оскільки легувальні елементи аустенітостабілізатори (Ni , Mn , N , C) та частково Cr гальмують евтектоїдне $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення та знижують температури M_n . При нагріванні до високих температур такі сталі стають повністю аустенітними. Після швидкого охолодження сталь може мати або структуру A або $A + M$, що залежить від положення температури M_n .

Аустеніто-мартенситні сталі мають добру стійкість проти атмосферної корозії, високі механічні властивості та добру зварюваність. Механічні та фізичні властивості цих сталей залежать від співвідношення кількості аустеніту та мартенситу в структурі та процесів, які 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. Для підвищення механічних властивостей сталі 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. Після гартування сталь оброблюють 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). Додаткове зміцнення цих сталей може бути отримано внаслідок дисперсійного твердіння мартенситу при відпуску (старінні) при температурах 450...500°C. При старінні з мартенситу виділяються частинки інтерметалідної фази $NiAl$, $NiTi$ або $Ni(Al,Ti)$, які когерентно пов'язані з M .

Корозійностійкі сталі, які не зміцнюються термічною обробкою. Хромисті сталі феритного класу містять приблизно 15...30% Cr та незначну когнцентрація вуглецю (наприклад, 08X13, 12X17, 15X25T), їх використовують для виготовлення виробів, що працюють в окислювальних середовищах, для побутових приладів, для обладнання харчової та легкої промисловості, в енергомашинобудуванні (пальники, теплообмінники, екрани, чохла термопар, труби, тощо).

В сталях феритного класу відсутнє фазове перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ як при нагріванні так і охолодженні. Сталі мають структуру α -твердого розчину з ОЦК-граткою. Внаслідок малої розчинності вуглецю в фериті при помірних та кімнатних температурах він головним чином знаходиться у вигляді складних карбідів хрому та заліза.

Хромисті сталі феритного класу при нагріванні вище 1000°C та швидкого охолодження (наприклад, при зварюванні) при температурах ~900°C схильні до міжкристалітної корозії (МКК), яка пов'язана з виділенням карбідів $(Fe,Cr)_{23}C_6$ по межах зерен, внаслідок чого примежові ділянки матриці збіднюються на хром. Це призводить до зниження електрохімічного потенціалу меж зерен; і при суцільному збідненні вони стають анодами та вибірково руйнуються.

Для зменшення схильності до МКК знижують вміст C в сталях та підвищують вміст Cr . Також для боротьби з МКК в феритні сталі вводять більш сильні, ніж хром, елементи карбідоутворювачі Ti або Nb (наприклад, титан у співвідношенні $Ti/C \geq 5$), які зв'язують весь вуглець в спеціальні карбіди TiC та NbC , залишаючи хром у твердому розчині. При цьому збіднення примежових ділянок на хром не відбувається, що також сприяє зменшенню схильності до росту зерна.

Термічна обробка сталей феритного класу залежить від конкретних умов виробництва та експлуатації: відпал 560...800°C (щоб запобігти окрихченню та схильності до МКК), або гартування із нагріванням в інтервалі 870...950°C (1 година, вода).

Сталі аустенітного класу (12X18H9T, 10X17H13M3T, 03X16H15M3). Введення в сталь *Ni* значно розширює γ -область та знижує температуру мартенситного перетворення.

Сталі аустенітного класу мають високі експлуатаційні характеристики (міцність, пластичність, корозійну стійкість в більшості робочих середовищ) та добру технологічність. Вони залишаються в'язкими при охолодженні до криогенних температур (до мінус 200 °C). З цих сталей виготовляють поковки дисків, покришок, валів та інші деталі компресорних машин, заклепки, лопатки газодувок, тощо.

Сталі аустенітного класу, як і сталі феритного класу, схильні до *МКК*. Методами боротьби з *МКК* для сталей цього класу є: зниження в сталях вмісту *C*; введення стабілізаторів – *Ti*, *Nb*, що утворюють відповідно карбіди *TiC* та *NbC*.

Термічна обробка сталей аустенітного класу:

1) істинне гартування в воду від температур 1050...1100°C фіксує *Cr* та *C* в твердому розчині;

2) відпал для нестабілізованих сталей (850...950°C) забезпечує вирівнювання складу аустеніту та ліквідацію збіднених на хром 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 (08X16H11M3, 08X18Г8H2Т) мають підвищену границю плинності у порівнянні із аустенітними однофазними сталями, 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 $\leq 0,08\%C$; 18...22%*Cr*, 2...6%*Ni* (іноді частину нікелю замінюють на *Mn*) та деяку кількість *Mo*, *Ti*, *Cu*. 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.

А–Ф сталі мають меншу схильність до *МКК*, ніж аустенітні. Нечутливість до *МКК* досягають або 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

Жаростійкі (окалиностійкі) сталі (08X13, 20X23H18, 10X25H25TP, 36X18H25C2, 10X18H18Ю4Д, 14X25H16Г7AP). Такі сталі здатні протистояти газовій корозії при температурах понад 500°C, та працювати без навантаження або у слабконавантаженому стані. Стійкість металів та сплавів проти окислення залежить від щільності оксидної плівки, співвідношення питомого об'єму оксиду та металу, дифузійної рухомості атомів металу через оксид, коефіцієнтів термічного лінійного розширення матриць та оксиду.

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

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

Жаростійкість є структурно нечутливою властивістю, залежить лише від кількості легувальних елементів. З ростом концентрації хрому, алюмінію, кремнію зростає також жаростійкість сталі, наприклад, сталь 08X13 жаростійка до 800 °C, 15X25T – до 1000 °C, 15X28 – до 1100°C).

Зі сталей цієї групи виготовляють пальники, лопатки, бандажи, головки форсунок, листовий матеріал для камер згорання, теплообмінники, тощо.

Жароміцні сталі. Жароміцність – це здатність матеріалу тривалий час протистояти деформуванню та руйнуванню при підвищених (>0,3Тпл) температурах. При тривалому навантаженні в цих умовах поведінка матеріалу зумовлюється дифузійними процесами та визначається розвитком процесу повзучості.

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

Границя повзучості – це напруження, що викликає задане відносне видовження за відповідний час (або швидкість деформації пов-

зучості) при певній температурі. Наприклад, якщо при $\sigma = 140$ МПа відносне видовження складо 1 % за 5000 годин при 1000 °С, границя повзучості позначається таким чином:

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

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

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

Висока жароміцність досягається у тому випадку, коли структура матеріалу не зазнає змін під впливом температури та напружень, і в ньому ускладнено перебіг процесів рекристалізації, дифузії та пластичної деформації. У зв'язку з цим для отримання високих жароміцних властивостей використовують:

– як метал основу сплавів елементи з підвищеною температурою плавлення;

– легувальні елементи (*хром, вольфрам, молібден, ванадій*) для забезпечення зміцнення твердого розчину; атоми цих елементів ефективно протидіють деформації та рекристалізації;

– структури з рівномірно розподіленими дисперсними частинками карбідів VC , WC , Mo_2C та інтерметалідів Ni_3Ti , $Ni_3(Al, Ti)$, що когерентно зв'язані з матрицею (формуються за допомогою легування та термічної обробки).

Рекристалізація контролюється дифузією, тому більш високу жароміцність мають сталі аустенітного класу, в яких дифузійна рухомість атомів в γ -фазі в 20...30 разів менша, ніж в α -фазі. При підвищених температурах деформація та руйнування відбувається перш за все по межах зерен, тому укрупнення зерен (зі зменшенням сумарної довжини меж) сприяє збільшенню жароміцності.

За структурою в нормалізованому стані жароміцні сталі поділяють на перлітні, мартенситні та аустенітні; за рівнем жароміцності на помірно жароміцні та жароміцні.

Сталі перлітного та мартенситного класу – це сталі помірної жароміцності. Робочі температури сталей помірної жароміцності досягають 600 °С, а тиск газових або рідких середовищ 20...30 МПа. Деякі деталі з таких сталей повинні працювати тривалий час без заміни (до

(1...2)·10⁵ год), тому основними вимогами до матеріалів є задані значення тривалої міцності та опір повзучості на весь ресурс експлуатації.

До сталей *перлітного класу* відносять малолеговані сталі (12X, 12X1МФ, 25X1МФ, 20X3ВМФ), які працюють при температурах до 585°C та тиску 25,5 МПа. Вміст вуглецю приблизно становить 0,08...0,2%. Основні легувальні елементи: *Cr, W, Mo, V, Nb, Ti*. Вміст кожного з них окрім хрому не перевищує 1%. *Cr, W, Mo* та *V* підвищують температуру рекристалізації фериту та уповільнюють дифузійні процеси, що підвищує жароміцність сталі. Для сталей цієї групи використовують термічну обробку, що складається з гартування або нормалізації (900...1000°C) та високого відпуску (730...750°C) або відпалу (~850°C). Ці сталі використовують в енергетичному машинобудуванні для виготовлення котлів, посудин, пароперегрівачів, колекторів, труб тощо.

До групи *сталей мартенситного класу* відносяться сталі, що містять від 5 до 13%Cr та елементи карбідоутворювачі: *Mo, W, Nb, V* та *Ti* при вмісті вуглецю 0,08...0,22% (наприклад, 15X5М, 15X11МФ, 20X12Н2ВМФ). Порівняно зі сталями перлітного класу сталі цієї групи більш жароміцні та жаростійкі, мають добрі технологічні властивості, високу міцність, пластичність та ударну в'язкість. Використовуються для різноманітних деталей енергетичного машинобудування (лопатки та диски компресора, бандажі, деталі кріплення тощо). Працюють тривалий час при температурах 600...650°C. Структура цих сталей може складатися з: мартенситу, карбідів типу $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$), M_7C_3 (Cr_7C_3), M_6C (Mo_6C), M_2C (W_2C), MC (VC) та інтерметалідів (в основному фази Лавеса Fe_2Mo , Fe_2W , $Fe_2(Mo, W)$). Для тривалої роботи при підвищених температурах сталі використовують після відпалу 840...860°C або нормалізації 900...950°C з наступним відпуском для отримання більш стабільної структури, яка складається з феритної основи, легованої *Mo* та *W*, та порівняно дисперсних карбідів, в основному спецкарбідів *V*.

Для випускних клапанів двигунів внутрішнього згорання використовують хромокремністі сталі мартенситного класу, що отримали назву сильхромів (40X9С2, 40X10С2М). Опір окисленню у сильхромів забезпечується високим вмістом *Cr* та *Si*. Ці сталі при нагріванні та охолодженні мають повну фазову $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -перекристалізацію. Сталі використовують після гартування в маслі від 1000...1050°C та відпуску при 750...800°C з охолодженням на повітрі або в воді.

Аустенітні жароміцні сталі використовують для виготовлення клапанів двигунів, деталей кріплення, лопаток та дисків газових турбін та інших «гарячих» деталей газотурбінних двигунів – в основному для роботи при 600...800°C.

Аустенітні жароміцні сталі мають високі рівні жароміцності та окалиностійкості, пластичності, добру зварюваність, високий коефіцієнт лінійного розширення. Але порівняно з перлітними та мартенситними сталями вони менш технологічні: обробка тиском та різанням цих сплавів ускладнена; зварний шов має підвищену крихкість; отримане внаслідок перегрівання крупне зерно не може бути виправлено термічною обробкою, тому що в цих сталях відсутня фазова перекристалізація. В інтервалі температур 550...600°C ці сталі схильні до окрихчення внаслідок виділення по межах зерен надлишкових фаз.

Сталі аустеніту класу легують *Cr* (для забезпечення жаростійкості), *Ni* та *Mn* (для забезпечення аустенітної структури). Висока жароміцність досягається додатковим легуванням *Mo*, *W*, *V*, *Ti*, *Nb* та *B*.

За основним типом зміцнення аустенітні сталі поділяють на три групи:

а) «гомогенні» сталі – це сталі з твердорозчинним зміцненням аустеніту, містять $0,06...0,012\%C$: 08X15H24B4TP, 09X14H16B. Сталі цього типу використовують переважно в енергомашинобудуванні для виготовлення турбін пароперегрівачів, трубопроводів, робочих та направляючих лопаток газових турбін, дисків газових турбін тощо, розрахованих на тривалий (до 10⁵год) строк експлуатації при 600...700°C. До цієї групи відносяться низьковуглецеві хромонікелеві сталі, які додатково леговані елементами, що зміцнюють γ -твердий розчин (А). «Гомогенність» треба розуміти умовно, тому що є деяка кількість карбідів (*NbC*, *TiC*) та карбонітридів (*Nb*, *Ti(C,N)*). При легуванні цих сталей прагнуть отримати максимально стабільну аустенітну структуру, запобігти або уповільнити виділення вторинних фаз (карбідів, карбонітридів, фаз Лавеса та ін.). Все це дозволяє мати необхідний рівень тривалої міцності та пластичності впродовж всього строку експлуатації. Ці сталі також мають високі технологічні властивості: здатність до гарячої пластичної деформації, зварюваність та ін. Легування γ -твердого розчину (А) такими елементами, як *W* (до 2...3%), *Mo* (до 2,5%) забезпечує підвищену жароміцність цих сталей.. Стабільні карбонітридні фази та високолегований аустеніт обумовлюють високі температури рекристалізації сталей такого типу. Для отримання більш од-

норідного γ -твердого розчину, заданої величини зерна (номер 3...6) та стабільної структури сталі цієї групи піддають наступній термічній обробці: істинне гартування (1050...1200°C) та стабілізаційне відпускання (700...750°C). Старінням ці сталі не зміцнюються.

б) сталі з карбідним зміцненням (45X14H14B2M, 40X15H7Г7Ф2МС, 37X12H8ГМФБ) призначені для роботи при температурах 600...700°C та значних напруженнях. Їх використовують для виготовлення відповідальних деталей енергомашинобудування (клапани ДВЗ, диски та лопатки турбін, деталі кріплення тощо). Основа сталей – хромонікелевий або хромонікельмарганцевий аустеніт, що містить 0,25...0,5%С. Також присутні карбідоутворювачі *V, Nb, W, Mo*, що зв'язують частину вуглецю в спеціальні карбіди, а також зміцнюють аустенітну матрицю. Фазами-зміцнювачами в сталях цього типу є карбіди ванадію та ніобію (VC, NbC), а також карбіди хрому (типу $M_{23}C_6$ та M_7C_3), останні також можуть розчиняти в собі інші елементи (*Fe, W, Mo* тощо). Термічна обробка сталей складається з двох операцій: істинне гартування (від 1050...1200°C), метою якого є розчинення карбідних та інтерметалідних фаз і отримання після охолодження однорідного високолегованого твердого розчину А; старіння при 600...850°C приводить до виділення дисперсних фаз (карбідів) з твердого розчину. При цьому температура старіння не повинна призвести до помітної коагуляції надлишкових фаз.

в) сталі з інтерметалідним зміцненням (наприклад, 10X11H20T3P, 08X15H24B4TP, 10X11H23T3MP, 10X15H25B3TЮ, 10X15H25M3B3TЮК) використовують при виготовленні дисків та лопаток газових турбін, деталей кріплення, що працюють при температурах до 700...750°C. За допомогою легування в цих сталях створюють високолегований залізонікелевий аустеніт, що має схильність до розпаду при старінні та утворення фаз типу γ' ($(Ni,Fe)_3(Ti,Al)$) та фаз Лавеса $Fe_2Mo, Fe_2W, Fe_2(Mo,W), (Fe,Cr,Ni)_2W, (Fe,Cr,Ni)_2(W,Mo)$; також є можливим утворення карбідів типу $MC (TiC)$. Вміст вуглецю обмежують <0,1%. Додатково вводять *Mo* та *W* (до 3,5%) з метою підвищення тривалої міцності. Термічна обробка сталей з інтерметалідним зміцненням подібна до термообробки аустенітних сталей з карбідним зміцненням. Структура після термічної обробки – аустеніт та інтерметалідні фази. Підвищена жароміцність цих сталей пояснюється тим, що легувальні елементи уповільнюють дифузію в аустенітній матриці, перешкоджають розчиненню та коагуляції інтерметалідних фаз,

збільшують їх кількість при старінні (завдяки зменшенню розчинності Ti та Al в аустеніті) та зсувають температуру максимального зміцнення до більш високих значень.

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Описати вплив легувальних елементів на властивості фериту та аустеніту, поліморфізм заліза (рис.6.3), положення точок S та E , прогартовуваність (критичну швидкість гартування, рис. 6.4); класифікацію легованих сталей за структурою та маркування сталей.

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

Ознайомитися із визначенням структури в рівноважному та нормалізованому станах корозійностійких сталей (рис. 6.5 та 6.6).

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Які сталі називають легованими? Класифікація за призначенням. Вплив легувальних елементів на властивості фериту та аустеніту.
2. Взаємодія легувальних елементів із залізом та вуглецем.
3. Вплив легувальних елементів на критичні точки A_1 , A_3 та концентраційні точки S та E .
4. Вплив легувальних елементів на діаграму ізотермічного перетворення аустеніту.
5. Класифікація легованих сталей за структурою у відпаленому стані.
6. Класифікація легованих сталей за структурою у нормалізованому стані.
7. Маркування конструкційних та інструментальних сталей.
8. Основні групи конструкційних сталей, їх термічна обробка.
9. Основні групи інструментальних сталей, їх термічна обробка.
10. Що таке корозійна стійкість, види корозії? Корозійностійкі сталі та принципи їх легування.
11. Що таке жаростійкість? Жаростійкі сталі. Принципи їх легування?
12. Що таке жароміцність. Критерії жароміцності?
13. Фактори, що впливають на підвищення жароміцності сталей та сплавів.

Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунки 6.3, 6.4, 6.5, 6.6; схеми мікроструктур розглянутих зразків сталей; таблиця 6.1; висновки.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 7

Вивчення структури, властивостей та призначення жароміцних сплавів

Мета роботи – вивчити особливості структури і властивості жароміцних сплавів. Ознайомитися з їх термічною обробкою та призначенням.

Загальні відомості

Жароміцні сплави на *залізонікелевій, нікелевій та кобальтовій* основі використовують як жароміцні матеріали, що призначені для роботи при температурах 700...1100°C та значних робочих напруженнях (до 500...600 МПа). Їх використовують в газових турбінах двигунів літаків, кораблів, енергетичних установок, при виготовленні ракетно-космічної техніки (диски, соплові та робочі лопатки турбін, камери згорання та ін.).

Класифікація та характеристика жароміцних сплавів, що використовують в газотурбобудуванні.

За хімічним складом сплави поділяють на:

- сплави на основі нікелю;
- залізонікелеві сплави;
- сплави на основі кобальту.

За технологією виготовлення деталей сплави поділяють на:

- деформівні (виготовлення куванням, пресуванням, прокаткою);
- литі;
- що зварюються;
- отримані порошковою металургією.

При конструюванні газових турбін враховують не лише показники тривалої міцності та повзучості матеріалів. Важливими параметрами є також пластичність при робочих температурах, при механічній обробці. Слід враховувати також фізичні властивості сплавів. В табл.7.1. наведено фізичні властивості металів, що використовують як основи жароміцних сплавів.

Густина жароміцних сплавів знаходиться в межах від 7,0 до 8,9 г/см³. Цей показник має важливе значення при конструюванні деталей, що обертаються. Наприклад, заміна матеріалу лопаток турбіни

з густиною $7,7 \text{ г/см}^3$ на сплав з густиною $7,0 \text{ г/см}^3$ приводить до збільшення часу експлуатації диска турбіни в три рази.

Таблиця 7.1 – Фізичні властивості кобальту (*Co*), нікелю (*Ni*), заліза (*Fe*), хрому (*Cr*).

Метал	Тип ґратки	$t_{пл}$, °C	ρ , г/см ³	КТЛР $\times 10^6$ /°C	Теплопровідність, кал/(см·с·град.)
Co*	ГЦП, ГЦК	1495	8,84	13,36	0,165
Ni	ГЦК	1455	8,90	12,50	0,145
Fe*	ОЦК, ГЦК	1539	7,87	11,70	0,177
Cr	ОЦК	1877	7,19	6,2	0,160

Примітка: * – метали, які мають поліморфні модифікації.

Важливим показником для матеріалів деталей газових турбін є коефіцієнт термічного лінійного розширення (КТЛР), оскільки ефективність роботи турбіни залежить від допусків на розмір. Сплави на основі кобальту та нікелю мають близькі значення КТЛР, що нижче цього показника для аустеніту. В деяких випадках необхідно враховувати КТЛР сполучених деталей, перевага надається сплавам з низьким КТЛР; це зменшує термічні напруження, короблення деталей та імовірність появи тріщин.

Теплопровідність жароміцних сплавів складає від 10 до 30% теплопровідності чистих заліза, нікелю, кобальту, що пов'язано з впливом легувальних елементів. Слід враховувати можливість значних температурних градієнтів в жароміцних сплавах, що здатні призвести до руйнування матеріалу.

У вітчизняному газотурбобудуванні при виготовленні деталей гарячого тракту найбільшого поширення здобули сплави на основі нікелю (за кордоном досить широко використовують кобальтові сплави).

Загальні підходи до легування жароміцних сплавів на основі нікелю. Характерною особливістю жароміцних сплавів на нікелевій основі є їх висока міцність при робочих температурах газової турбіни. Відомо, що кристалічна ґратка ГЦК забезпечує високу міцність, пластичність, опір повзучості до більш високих температур ніж ОЦК ґратка, це зумовлено дією кількох факторів, серед яких особливе місце займають високі показники модуля пружності та коефіцієнту дифузії в ГЦК ґратці легувальних елементів.

Чистий нікель має невисоку жароміцність $\sigma_{100}^{800} = 40 \text{ МПа}$. До переваг Ni можна віднести високу розчинність багатьох елементів в

ГЦК гратці нікелю та утворення на його основі γ -твердого розчину. Також в нікелевих сплавах можливе контрольоване виділення інтерметалідних фаз (наприклад, γ' -фази, карбідів).

При легуванні нікелю 20% Cr збільшується міжатомний зв'язок, що призводить до підвищення міцності на 25...30%. Крім того, легування Cr підвищує стійкість проти окислення при високих температурах. Мінімальна кількість хрому що забезпечує захист від корозії – (20...25)%. Максимальна жаростійкість спостерігається при вмісті хрому понад 40%. Висока жаростійкість нікелевих сплавів зумовлена утворенням під зовнішнім тонким шаром окислу NiO прошарку Cr_2O_3 , що має низьку швидкість росту та шпінелі $NiCr_2O_4$.

Алюміній підвищує жароміцність нікелевих сплавів. Позитивний вплив алюмінію зумовлений формуванням зміцнювальної γ' -фази (твердого розчину на основі інтерметаліду Ni_3Al) з ГЦК граткою). Об'ємна кількість γ' -фази становить: ~5% при вмісті алюмінію 0,6%; ~25% при вмісті алюмінію 1,7%; ~42% при вмісті алюмінію 4%. Збільшення кількості γ' -фази підвищує жароміцність нікелевих сплавів. Проте надмірне легування алюмінієм (понад 3...4%) призводить до погіршення технологічної пластичності нікельхромових сплавів, ускладнюється обробка тиском. Крім того, алюміній підвищує стійкість до окислення при високих температурах (це пов'язано з утворенням плівки Al_2O_3).

Легування титаном 2,5...3,0% нікельхромових сплавів сприяє утворенню дисперсних частинок γ' -фази на основі інтерметаліду Ni_3Ti , це підвищує жароміцність, проте робочі температури нижчі ніж у сплавів з частинками Ni_3Al . Це пов'язано із значною невідповідністю в параметрах ґраток матриці та фази на основі сполуки Ni_3Ti та інтенсивною коагуляцією цих частинок при підвищених температурах. Сумарний вміст алюмінію та титану в сучасних жароміцних деформівних сплавах становить 7...9% (підвищення вмісту цих елементів суттєво ускладнює здатність до деформації сплавів), в ливарних – 12%.

Легування кобальтом уповільнює коагуляцію γ' -фази та знижує дифузійну рухомість атомів легувальних елементів. Кобальт підвищує пластичність та в'язкість, покращує технологічну пластичність. В деформівних сплавах його вміст сягає 15...20%, в ливарних – 10%.

Спільне легування жароміцних сплавів на основі нікелю Al, Ti та Co ускладнює хімічний склад частинок γ' -фази: $Ni_3(Al, Ti)$,

$(Ni, Co)_3(Al, Ti)$. Це приводить до підвищення термодинамічної стійкості зміцнювальної γ' -фази та жароміцності сплавів.

Додаткове легування W , Mo (рис.7.1) зміцнює γ -твердий розчин, уповільнює дифузію атомів легувальних елементів; Nb , Ta можуть входити до складу зміцнювальної γ' -фази ($Ni_3(Al, Ti, Ta)$; $Ni_3(Al, Ti, Ta, Nb)$).

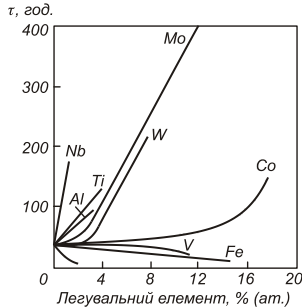


Рисунок 7.1 – Вплив легувальних елементів на час до руйнування сплаву 80%Ni + 20%Cr при випробуваннях на довготривалу міцність при 800°C і $\sigma = 200$ МПа

Завдяки комплексному легуванню рівень жароміцності значно підвищується. Структура жароміцних сплавів на основі Ni уявляє собою γ -твердий розчин на основі Ni складнолегований Cr, Co, Mo, W та γ' -фаза типу $Ni_3(Al, Ti, Ta, Nb)$ (рис.7.2). В комплексно легуваних сплавах присутні також карбіди типу MC (NbC , TaC), M_6C (W_6C , Mo_6C), $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) та інші.



Рисунок 7.2 – Структура комплексно легуваного сплаву на основі нікелю

Нікелеві сплави маркують умовними позначеннями, що не пов'язанні з хімічним складом (наприклад, ЭИ437Б, ЭП742, ВЖЛ-12У, ЧС-70ВИ, ЖС6У), або використовують систему позначень подібну до сталей. В останньому випадку марка сплаву складається з букв, що позначають елементи, що входять до його складу: Н – нікель, Х – хром, Т – титан, Ю – алюміній, Р – бор, В – вольфрам, М – молібден, Б

– ніобій, К – кобальт. Позначення сплаву починають з букви «Х», потім вказується буква «Н» та цифра, що відповідає середньому вмісту нікелю, потім – букви, що вказують на присутність інших елементів. Послідовність букв залежить від концентрації легувальних елементів. Наприклад, сплав ХН70МВТЮБ містить 70%Ni, 5%Mo, 3%W, 2,4%Ti, 1,3%Al, 0,9%Nb, решта – 17%Cr.

Хімічний склад деяких жароміцних сплавів на основі нікелю наведено в табл. 7.2.

Таблиця 7.2 – Хімічний склад жароміцних сплавів на основі нікелю

Марка за ГОСТом	Умовне позначення сплаву	Вміст елементів, % (мас.)								
		C	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	B	інші
Деформівні сплави										
ХН77ТЮР	ЭИ437Б	0,07	19... 22	-	2,4... 2,8	0,6... 1,0	-	-	≤ 0,01	-
ХН70МВТЮ	ЭИ617	0,12	13... 16	-	1,8... 2,3	1,7... 2,3	5...7	2...4	≤ 0,02	0,1...0,5V
ХН70МВТЮФ	ЭИ826	0,12	13... 16	-	1,7... 2,2	2,4... 2,9	5...7	2,5... 4	≤ 0,01	0,2...1,0V
ХН55ВМТФКЮ	ЭИ929	0,12	9... 12	12... 16	1,4... 2,0	3,6... 4,5	4,5... 6,5	4...6	≤ 0,02	0,2...0,8V
ХН73МБТЮ	ЭИ698	0,08	13... 16	-	2,35... 2,75	1,3... 1,7	-	2,8... 3,2	-	1,8...2,2V
ХН62ВМКЮ	ЭИ867	0,10	8,5... 10,5	4...6	-	4,2... 4,9	4,3... 6,0	9... 11,5	≤ 0,02	
Ливарні сплави										
	ЭП539ЛМ	0,08- 0,15	17... 18,5	4...6	2...3	3...4	2,5... 4,0	4,5... 6,5	0,02... 0,04	0,02Ce, 1,2...1,8Nb, ≤1Fe
	ЖС6К	0,13- 0,2	9,5... 12,0	4...5	2,5... 3,2	5...6	4,5... 5,5	3,5... 4,8	0,02	0,015Ce
	ЖС26-ВИ	0,13- 0,18	4,3... 5,6	8... 10	0,8... 1,2	5,5... 6,2	10,9 ... 12,5	0,8... 1,4	≤ 0,015	1,4...1,8Nb; ≤ 0,025Ce; ≤ 0,005Y
	ЗМИ 3	≤ 0,1	12,5 ...14	5...6	4,5... 5,5	2,8- 3,2	4...6	1,5... 2,5	0,01... 0,05	0,02...0,05Ce 0,05...0,1Nb, 0,005...0,01Zr
	ЧС70ВИ	0,06... 0,12	15... 16,7	9,5 ... 12,5	4,2...5	2,4... 3,2	4,5... 6,0	1,5... 2,5	0,02	0,1...0,25Nb, 0,05Zr
	ЧС104ВИ	0,07... 0,15	18... 19	8... 12	3,8... 4,2	1,8... 2,3	4...6	1,5... 2,0	0,005 ...0,02	0,2...0,8Nb, 0,005...0,02Zr

Термічна обробка жароміцних сплавів на основі нікелю. Термічна обробка передбачає проведення наступних операцій: гомогенізаційне відпалення (гомогенізація), гартування, старіння.

Метою гомогенізації є зменшення дендритної ліквідації (хімічної неоднорідності), розчинення при витримці грубих частинок зміцнювальних фаз, більш рівномірне їх виділення в об'ємі у вигляді дисперсних частинок при подальшому охолодженні. Температура гомогенізації для жароміцних нікелевих сплавів найчастіше обирається вище за температуру повного розчинення γ' -фази.

Одним з найбільш поширених видів термічної обробки жароміцних нікелевих сплавів є істинне гартування. Істинне гартування з температур 1100...1200°C при прискореному охолодженні дозволяє зафіксувати структуру, яка характерна для високих температур. Витримка при температурах гартування дозволяє повністю або частково розчинити надлишкові фази. Час витримки при температурі гартування має забезпечити завершення процесів розчинення надлишкових фаз. Він залежить від ступеня неоднорідності, від розміру дендритів, від хімічного складу сплавів, від дифузійної рухомості атомів легувальних елементів. При повільному охолодженні з температури нагріву з γ -твердого розчину виділяються надлишкові фази у відповідності до діаграми стану; при прискореному охолодженні отримують пересичений легувальними елементами γ -твердий розчин.

Для уникнення короблення в процесі охолодження виробу з жароміцних нікелевих сплавів найчастіше охолоджують на повітрі (або в аргоні).

Старіння нікелевих сплавів дозволяє перевести структуру в більш стабільний стан, отримати максимальну жароміцність, а також зняти внутрішні напруження після гартування та механічної обробки.

Найчастіше температура старіння нікелевих сплавів знаходиться на 30...50°C вище температури експлуатації та становить 750...950°C (це залежить від хімічного складу сплаву). Старіння супроводжується розпадом пересиченого γ -твердого розчину і виділенням з нього зміцнювальної γ' -фази.

Жароміцні сплави на залізонікелевій основі (Fe-Ni). Згідно ГОСТ 5632-72 композиція елементів, яка складається з Fe, Cr, Ni при сумарному вмісті Cr та Ni більше 50% відноситься до категорії сплавів. При маркуванні використовують систему позначень подібну до спла-

вів на нікелевій основі (наприклад ХН32Т, ХН35ВТЮ). Залізонікелеві сплави використовують для виготовлення лопаток, дисків, валів та інших деталей ГТД. Структура сплавів складається з γ -твердого розчину (легувальні елементи *Cr*, *W*, *Ti* та інші розчиняються в ГЦК гратці залізонікелевої основи) та надлишкових фаз. Основною зміцнювальною фазою в цих сплавах є γ' -фаза ($Ni_3(Al,Ti)$) з ГЦК граткою.

Для зміцнення твердого розчину до складу сплавів додають *Cr* (10...25%), *Mo* або *W* (~1%), *Ti* (до 5%), *Al* (до 2%), *Nb* (до 7%). *Молибден* також входить до складу карбідів та γ' -фази. *Хром* ефективно зміцнює твердий розчин та входить до складу γ' -фази, але головне його призначення – це забезпечення жаростійкості. *Титан*, *алюміній* та *ніобій* утворюють з нікелем сполуки типу γ' -фази ($Ni_3(Al,Ti,Nb)$). *Алюміній* підвищує стійкість до окислення. Введення 0,003...0,03% *B* поліпшує технологічність та підвищує жароміцність. *Вуглець* використовують для утворення первинних карбідів, що перешкоджають надмірному росту зерна при термічній обробці. Хімічний склад деяких жароміцних залізонікелевих сплавів наведено в табл.7.3.

Таблиця 7.3 – Хімічний склад жароміцних сплавів на залізонікелевій основі

Марка сплаву	Хімічний склад, % (мас.)											
	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Ti</i>	<i>Al</i>	<i>W</i>	<i>B</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>P</i>	<i>C</i>	<i>Fe</i>
ХН32Т (ЭП670)	30...34	19...22	0,25...0,6	≤0,5	-	-	≤0,7	≤0,7	≤0,02	≤0,03	≤0,05	решта
ХН35ВТ (ЭИ612)	34...38	14...16	1,1...1,5	-	2,8...3,5	-	1...2	≤0,6	≤0,02	≤0,03	≤0,12	решта
ХН35ВТЮ (ЭИ787)	33...37	14...16	2,4...3,2	0,7...1,4	2,8...3,5	≤0,02	≤0,6	≤0,6	≤0,02	≤0,035	≤0,08	решта

На відміну від промислових сплавів на основі нікелю залізонікелеві сплави мають менші температури розчинення γ' -фази, а отже і більш низькі температури експлуатації.

Термічна обробка залізонікелевих сплавів передбачає проведення подвійного істинного гартування (перше від 1150...1180°C (повітря), друге від 1050°C (повітря)) та старіння при 830°C.

Недоліками залізонікелевих сплавів є мала пластичність, схильність до утворення тріщин та інших дефектів.

Жароміцні сплави на кобальтовій основі. Кобальт – метал, що має поліморфні перетворення: нижче 417°C стійка модифікація α -*Co* з ГЦП граткою, вище – β -*Co* з ГЦК граткою.

Сплави на основі кобальту порівняно зі сплавами на основі нікелю при підвищених температурах мають кращу корозійну стійкість (внаслідок більшого вмісту *Cr*) в газах які містять сірку; характеризуються кращою працездатністю при температурах вище 800...900°C завдяки тому, що не спостерігається різкого зниження тривалої міцності при підвищенні температури; мають більшу теплопровідність та менший коефіцієнт термічного розширення; краще зварюються; добре опираються термічній втоми. З жароміцних кобальтових сплавів в США виготовляють великі за розміром соплові та робочі лопатки потужних газових турбін, які тривало експлуатують в корозійному середовищі в умовах термічної втоми при температурах 1100...1150°C, а також лопатки турбокомпресорів, вироби з листів (елементи камер згорання), які працюють при 700...800°C. Однак внаслідок високої вартості кобальту (в 5...6 разів більша за вартість нікелю) кобальтові сплави використовують значно рідше.

Основними фазами жароміцних кобальтових сплавів є γ -твердий розчин на основі *Co* та карбіди.

Для стабілізації ГЦК ґратки кобальтові сплави легують *Ni*, який при вмісті 12...15% підвищує твердість та міцність сплавів, а при 20% – тривалу міцність. Для зміцнення γ -твердого розчину на основі *Co* сплави легують *W* (до 15%) та *Mo* (до 5...6%). Для підвищення корозійної стійкості та жароміцності в сплави вводять *Cr* в концентрації 20...25%. Крім того, для карбідного зміцнення сплави легують *Ti*, *Zr*, *Nb*, *Ta* та *C*. Вміст вуглецю знаходиться в межах від 0,07 до 0,85% (найчастіше 0,15...0,4%). Карбіди в кобальтових сплавах присутні у вигляді сполук типу M_3C_2 , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, де *M* – в основному *Cr*, який частково заміщений *Co*, *W*, *Mo*, а також сполуки типу M_6C , де *M* – *Co*, *Cr*, *W*, *Ta*, *Nb* та *MC*, де *M* – *Ta*, *Nb*, *Zr*, *Ti*, *Hf*.

Таблиця 7.4 – Хімічний склад жароміцних сплавів на основі *Co*

Марка сплаву	Хімічний склад, % (мас.)									
	<i>C</i>	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Ti</i>	<i>Zr</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>W</i>	<i>Co</i>
Ливарні сплави США										
MAR-M 509	0,6	10	23,5	-	0,2	0,5	-	-	-	58
X40/X45	0,5	10	25,5	-	-	-	0,7	0,7	7,5	54
Деформівний сплав США										
L605	0,05	10	20	-	-	-	-	-	15	52,9
Сплави СРСР										
ЛК52	0,20...0,35	1,5...3,5	25...30	2	-	-	-	-	4,5...6,5Mo	решта
ЛК4	0,2...0,3	3,0...3,75	25...28,5	3	-	-	-	-	4,5...5,5Mo	>58
ВЗК	1,0...1,3	<2,0	28...32	2	-	-	-	2...2,75	4...5	решта

Рівень жароміцності кобальтових сплавів залежить від ступеня зміцнення твердого розчину легувальними елементами та від зміцнювальних фаз (карбідів).

Мета термічної обробки кобальтових сплавів – отримання оптимального розподілу карбідів. Основними видами термічної обробки є рекристалізаційне відпалення (для деформівних сплавів), гомогенізаційний відпал та старіння (для ливарних сплавів). Гомогенізаційний відпал полягає в нагріванні до температур 1150...1200°C, які забезпечують повне розчинення карбідів. Старіння проводиться при 760...980°C та супроводжується виділенням карбідів (найчастіше $M_{23}C_6$).

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Записати класифікацію жароміцних сплавів; принципи легування жароміцних сплавів на основі *Ni*, *Co* та *Fe-Ni*; основну термообробку.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Класифікація та характеристика жароміцних сплавів, що використовують в газотурбобудуванні.
2. Принципи легування жароміцних сплавів на основі нікелю.
3. Термічна обробка жароміцних сплавів на основі нікелю.
4. Жароміцні сплави на залізонікелевій основі. Особливості легування та термічної обробки.
5. Жароміцні сплави на кобальтовій основі. Особливості легування та термічної обробки.

Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічному мікроскопі МІМ-7. Добірка шліфів містить жароміцні сплави на нікелевій та залізонікелевій основі в литому стані та після термічної обробки.

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

- 1 Переглянути мікроструктуру зразків сплавів.

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

3 Зарисувати (схематично) мікроструктуру сплавів. Вказати структурні складові, хімічний склад, призначення, термічну обробку (т/о), властивості сплавів, заповнити таблицю 7.1.

Таблиця 7.1 – Склад, структура та властивості жароміцних сплавів (т/о – термічна обробка)

<i>Марка сплаву</i>	<i>Хімічний склад</i>	<i>Структура до т/о</i>	<i>т/о</i>	<i>Після т/о</i>		<i>Використання</i>
				<i>структура</i>	<i>властивості</i>	

Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Схеми мікроструктур розглянутих зразків, таблиця 7.1.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 8

Титан та сплави на його основі

Мета роботи – дослідити структуру та властивості титанових сплавів у рівноважному та нерівноважному станах. Ознайомитися з режимами термічної обробки та застосуванням сплавів.

Загальні відомості

Титан (Ti) – метал сріблясто-білого кольору. Температура плавлення 1668°C , густина $\rho = 4,505 \text{ г/см}^3$. Титан має дві поліморфні модифікації: модифікація $\alpha\text{-Ti}$ (гратка ГЦП) стійка до 882°C , модифікація $\beta\text{-Ti}$ (гратка ОЦК) стійка при температурах вище 882°C . При кімнатній температурі механічні властивості йодидного титану (до 0,093% домішок): $\sigma_{\text{в}} = 250 \dots 300 \text{ МПа}$, $\delta = 50 \dots 60 \%$, $\psi = 70 \dots 80\%$, 1300 НВ. Із збільшенням кількості домішок міцність титану зростає, пластичність – зменшується. Шкідливими домішками для чистого титану є *C, O, N, H*. Ці елементи утворюють сполуки з високою твердістю, що призводить до окрихчення металу. Титан – корозійностійкий метал, утворює на поверхні щільну оксидну плівку TiO_2 . Стійкий в умовах дії кислот (H_2SO_4 , HCl), тому може бути використаний для виготовлення резервуарів для їх зберігання. Наявність домішок зменшує опір корозії. При температурі понад 500°C титан та його сплави легко окислюються та активно насичуються воднем з пари, що викликає явище *водневої крихкості*. Механізм водневої крихкості залежить від фазового складу титанових сплавів. У випадку нелегованого титану та однофазних α -титанових сплавів причиною явища підвищення крихкості є виділення крихкої гідридної фази, що різко зменшує опір відриву. В двофазних сплавах гідриди не утворюються через присутність β -фази, яка добре розчиняє водень, проте виникають зони пересичених воднем твердих розчинів, що викликають крихке руйнування при низьких швидкостях деформації. Із збільшенням кількості β -фази чутливість сплавів до водневої крихкості зменшується. Також титан та його сплави схильні до *сольової корозії*. Під дією напружень в місці контакту титанового сплаву з повареною сіллю або іншим галогенідом виникають тріщини, котрі поступово розповсюджуються вглиб металу, що призводить до передчасного руйнування. Це розтріскування спостерігається при температурах приблизно від 215 до 550°C . В деяких сплавах сольова корозія роз-

вивається при напруженнях, які в 3...4 рази менші за опір повзучості. Також до недоліків титану слід віднести низьку теплопровідність; низькі антифрикційні властивості; погану обробку різанням; ускладнене зварювання; активну взаємодію Ti при високих температурах, особливо в рідкому стані, з газами атмосфери; труднощі, пов'язані з переробкою титанових відходів.

Суттєва перевага титанових сплавів: поєднання високої питомої жорсткості ($E/\rho g$, де E – модуль нормальної пружності, ρ – густина, g – прискорення вільного падіння) та питомої міцності ($\sigma_b/\rho g$, де σ_b – границя міцності на розтяг). Це дозволяє зменшити масу конструкції при підвищенні міцності та жорсткості. Титанові сплави здатні працювати в широкому діапазоні температур, в тому числі при температурах від 250 до 500°C, коли сплави на основі Mg та Al знеміцнюються, а сталі та нікелеві сплави поступаються за питомою міцністю (табл.8.1–8.3).

Таблиця 8.1 – Міцність та питома міцність Al , Mg , Ti , Fe , Ni

Метал	ρ , кг/м ³	σ_b , МПа	Питома міцність ($\sigma_b/\rho g$), км
Ni	8900	200	2,6
Fe	7800	359	4,1
Ti	4505	250...300	5,66...6,79
Al	2700	50	1,88
Mg	1740	180	10,56

Таблиця 8.2 – Міцність та питома міцність жароміцних сплавів на основі Al , Mg , Ti , Fe (при 200°C)

Марка сплава	Основа	ρ , кг/м ³	σ_b , МПа	Питома міцність ($\sigma_b/\rho g$), км
37X12H8ГМФБ	Fe	7850	770	10,01
AK4-1	Al	2800	310...320	11,29...11,68
MA11	Mg	1800	210	11,91
BT3-1	Ti	4505	900...1100	20,39...24,92

Таблиця 8.3 – Міцність та питома міцність жароміцних сплавів на основі Ti , Fe , Ni (при 500°C)

Марка сплаву	Основа	ρ , кг/м ³	σ_b , МПа	Питома міцність ($\sigma_b/\rho g$), км
37X12H8ГМФБ	Fe	7850	600	7,79
ХН77ТЮР	Ni	8200	850	10,58
BT3-1	Ti	4505	670	15,18

Тому основна галузь використання сплавів на основі Ti – авіа- та ракетобудування.

В залежності від впливу на поліморфізм титану домішки та легувальні елементи поділяють на три основні групи.

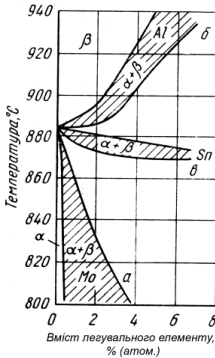


Рисунок 8.1 – Схема зміщення ліній фазових перетворень в титані та сплавах

Більшість елементів (Nb , Mo , Fe , Ta , Cr , Mn , V , H , Ru , Rh , Re , Os та інші) знижують температуру поліморфного перетворення Ti , збільшують область існування β -фази (область a , рис.8.1), такі елементи є β -стабілізаторами. Є елементи (Al , Ga , O , N , C) які діють навпаки – розширюють область існування α -фази (область b , рис.8.1), такі елементи є α -стабілізаторами. Також існують нейтральні елементи, які майже не впливають на температуру поліморфного перетворення: Sn , Hf , Zr , Th , Ge (область v , рис.8.1).

При маркуванні титанових сплавів використовують змішане позначення буквами та цифрами. На початку марки записують букви, які вказують на розробника сплаву: ВТ – «ВІАМ титан»; ОТ, АТ – дослідницький титан, ОТ – сплави сумісної розробки ВІАМу та Верхнесалдинського металургійного виробничого об'єднання (ВСМПО); ПТ – «прометей титан», розробка ЦНІИ КМ «Прометей». Цифри після букв вказують на номер сплаву. Іноді при маркуванні сплаву наприкінці марки додатково позначають: У – покращений; М – модифікований; І – спеціального призначення; Л – ливарний сплав, кт – криогенного призначення, ч – підвищеної чистоти, С – спеціального призначення для зварних з'єднань. Приклади маркування: технічно чистий титан – ВТ1-00, ВТ1-0; титанові сплави – ВТ5, ВТ5Л, ОТ4, АТ3, ПТ7-М, ВТ6С.

Основні фазові перетворення в титанових сплавах: поліморфне перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ та мартенситне перетворення $\beta \rightarrow \alpha'$ (α''). Фазові перетворення в титанових сплавах при охолодженні зі швидкістю більшою за критичну ($V > V_{кр}$). При швидкому охолодженні ($V > V_{кр}$) перетворення в сплавах проходить за мартенситним механізмом. Температура початку та кінця мартенситного перетворення залежить від вмісту легувальних елементів (рис. 8.2). Чим вище

вміст β -стабілізаторів, тим нижче температура початку (M_p) та кінця (M_f) мартенситного перетворення.

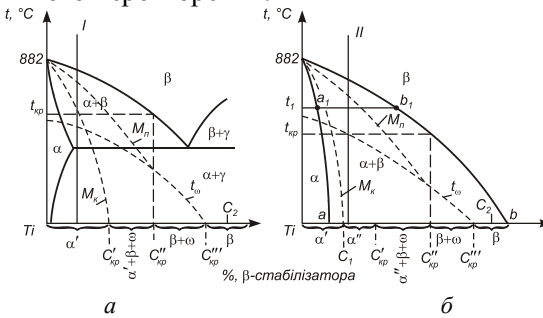
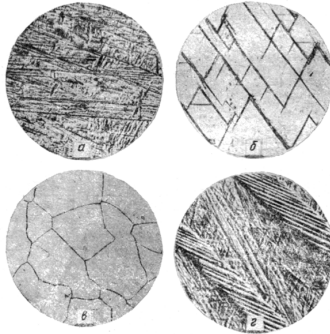


Рисунок 8.2 – Фазовий склад титанових сплавів з евтектоїдоутворюючими (а) та ізоморфними (б) β -стабілізаторами після гартування з β -області

Якщо кількість β -стабілізаторів невелика (вміст елемента менше $C_{кр}'$, рис.8.2, а) при охолодженні зі швидкістю понад $25^\circ\text{C}/\text{с}$ з достатньо високих температур, утворюється *мартенситна α' -фаза* – пересичений твердий розчин легувальних елементів в ГЦП-гратці Ti , фаза має голчасту морфологію (рис. 8.3, а). Перетворення в цьому випадку проходить до кінця. При гартуванні з β -області метастабільні фази існують в усьому об'ємі вихідного зерна, при охолодженні з $\alpha+\beta$ -області – у прошарках поміж пластин первинної α -фази. Якщо вміст легувальних елементів знаходиться в межах $C_{кр}'-C_{кр}''$, мартенситне перетворення проходить не до кінця. В структурі зберігається залишкова β -фаза, яка при $t < t_\omega$ перетворюється в ω -фазу, когерентно пов'язану з β -фазою. Структура при кімнатній температурі складатиметься з $\alpha' + \omega + \beta$ (рис. 8.3, б). При концентрації β -стабілізатора в інтервалі $C_{кр}''-C_{кр}'''$ мартенситне перетворення не відбувається, але β -фаза здатна перетворюватися на ω -фазу (з гексагональною граткою). Фаза ω утворюється бездифузійно за зсувним механізмом, має когерентний зв'язок з β -фазою, при спостереженні за допомогою світлового мікроскопу не виявляється. Структура в цьому випадку: $\beta + \omega$. Фаза ω підвищує крихкість сплавів. При концентраціях понад $C_{кр}'''$ при гартуванні фіксується однофазна *β -структура* (рис.8.3, в). У випадку, коли сплави містять квазіізоморфні (Ru, Rh, Re, Os) та ізоморфні (V, Nb, W, Mo, Ta) β -стабілізатори, α' -фаза утворюється при гартуванні лише до певної концентрації (C_1 , рис.8.2, б). При більших концентраціях β -фаза перетворюється на *мартенсит α''* з ромбіч-

ною граткою (рис.8.3, г). Фазовий склад, загартованих з β -області сплавів змінюється послідовно: α' (α''), $\alpha''+\beta+\omega$, $\beta+\omega$, $\beta_{мет}$. Фази, що утворюються при гартуванні, є метастабільними. При переході від α' до α'' міцність та твердість сплавів зменшується, пластичність – зростає. ω -фаза утворюється безпосередньо в β -фазі, при її появі пластичність знижується (рис. 8.4).



а – Ti+2%Cr – α' -фаза; б – Ti+4%Cr – α' -, β -, ω - фази;
в – Ti+6%Cr – β -фаза. $\times 300$; г – Ti+8%Mo – α'' -фаза, $\times 1300$

Рисунок 8.3 – Мікроструктура сплавів титану після гартування з температур, що відповідають β -області (при друкуванні зменшено в 2 рази)

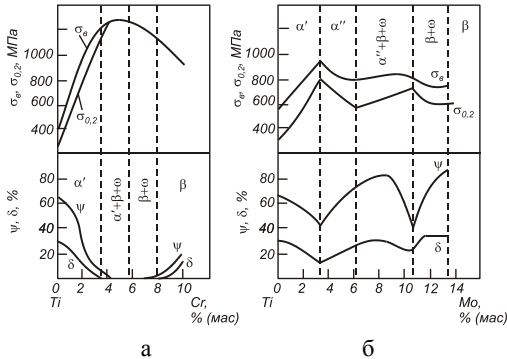


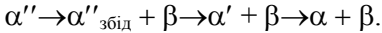
Рисунок 8.4 – Механічні властивості сплавів титану з хромом (а), молібденом (б) після гартування з β -області

При старінні загартованих сплавів метастабільні фази (α' , α'' , β) розпадаються з утворенням стабільної структури $\alpha + \beta$ або інтерметалідів. Структура $\alpha + \beta$ має пластинчасту будову. Дисперсність пластин визначається температурою та часом витримки при старінні.

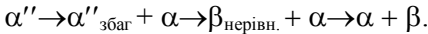
Розпад мартенситних фаз α' та α'' . При низьких температурах мартенсит в титанових сплавах доволі стійкий та зберігається тривалий час. Його розпад починається при нагріванні до температур вище 300...400°C.

Розпад α'' -фази може реалізуватися за наступними схемами:

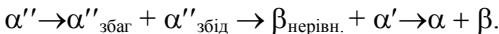
а) розпад α'' -мартенситу починається з виділення β -фази, в результаті чого він збіднюється β -стабілізаторами і переходить спочатку в α' , а потім в α -фазу:



б) розпад α'' -мартенситу починається з виділення α -фази, він поступово збагачується β -стабілізаторами, становиться термодинамічно нестійким та перетворюється в β -фазу:



в) за механізмом спінодального розпаду утворюються збагачені та збіднені об'єми мартенситу, котрі потім перетворюються на β - та α -фази спочатку нерівноважного, а потім і рівноважного складу:



Розпад α' -мартенситу зазвичай відбувається за двома першими схемами, які описані для α'' -мартенситу. Причому в сплавах з β -евтектійними елементами (*Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Si, H*) розпад завершується евтектійним перетворенням β -фази ($\beta \rightarrow \alpha + \text{інтерметалід}$).

Механізм перетворення мартенситу залежить від легованості, наявності певних фаз, схеми термічної обробки (гартування + старіння або ізотермічна обробка), температури розпаду, структурного стану сплаву.

Розпад метастабільної β -фази ($\beta_{\text{мет}}$). При температурах вище 500°C β -фаза розпадається з виділенням α -фази: $\beta_{\text{мет}} \rightarrow \beta_{\text{збаг.}} + \beta_{\text{збідн.}} \rightarrow \beta_{\text{збаг.}} + \alpha'(\alpha'') \rightarrow \beta + \alpha$. Розпад супроводжується дифузійним обміном компонентами між фазами $\alpha(\alpha', \alpha'')$ та β . Із збільшенням часу витримки $\alpha'(\alpha'')$ -фаза, яка на початок розпаду збагачена β -стабілізаторами, збіднюється ними, а β -фаза, навпаки, збагачується.

Розпад β -фази при температурах нижче 500°C починається з утворення мікрооб'ємів збагачених та збіднених β -стабілізаторами. В збіднених об'ємах відбувається перетворення $\beta \rightarrow \omega$ за мартенситним

механізмом. В загальному випадку розпад β -фази проходить за схемою $\beta_{\text{мет}} \rightarrow \beta_{\text{збаг.}} + \beta_{\text{збідн.}} \rightarrow \beta + \omega \rightarrow \beta + \omega + \alpha' \rightarrow \beta + \omega + \alpha' \rightarrow \beta + \alpha$.

Класифікація титанових сплавів. У відпаленому стані за структурою титанові сплави поділяють на:

- α -Ti сплави (структура – α -твердий розчин заміщення атомів легувальних елементів в ГЦП гратці α -титану);
- псевдо- α -Ti сплави (структура – α -фаза+ β -фаза (до 5%));
- $(\alpha+\beta)$ -Ti сплави (структура – тверді розчини заміщення атомів легувальних елементів в ГЦП (α -Ti) та ОЦК (β -Ti) гратках титану);
- псевдо- β -Ti сплави (структура – β -фаза та невелика кількість α -фази);
- β -Ti сплави (структура – β -твердий розчин елементів β -стабілізаторів в ОЦК гратці титану);
- сплави на основі інтерметалідів.

В загартованому стані титанові сплави поділяють на:

- сплави мартенситного класу ($\alpha'(\alpha'')$);
- сплави перехідного класу ($\alpha'(\alpha'')+\beta$);
- β -сплави.

Титанові сплави поділяють за способом виготовлення виробів на деформівні, ливарні та сплави порошкової металургії, за призначенням – на конструкційні, жароміцні, корозійностійкі. За рівнем міцності розрізняють маломіцні, сплави середньої міцності, високоміцні сплави.

Термічна обробка титанових сплавів. Титанові сплави піддають наступним видам термічної обробки: відпал; гартування, старіння, хіміко-термічна обробка (азотування та оксидування), термомеханічна обробка. Для технічно чистого титану та α -сплавів після пластичної деформації проводять рекристалізаційне відпалення. Напівфабрикати з технічно чистого титану та псевдо- α -сплавів ефективно знеміцнюються також при дорекристалізаційному відпаленні. Відпалення з метою зняття наклепу ($\alpha+\beta$)-сплавів передбачає нагрівання до температур 800°C, витримку та охолодження на повітрі.

Сплави зі структурою $\alpha + \beta$ піддають ізотермічному відпаленню. Перша стадія передбачає нагрівання до 800...950°C, на цьому етапі усувається наклеп, надалі сплави охолоджують (з піччю або перенесенням до іншої печі) до температури (500...650°C), витримують при цій температурі, що забезпечує високу стабільність β -фази, та

охолоджують на повітрі. Ізотермічне відпалення забезпечує поєднання високої міцності, жароміцності та пластичності сплавів.

До $(\alpha+\beta)$ -сплавів застосовують також *подвійне відпалення*. Основна відмінність такого процесу від ізотермічного – між першою та другою температурами витримки сплав охолоджують на повітрі до кімнатної температури. Після такого охолодження в сплаві фіксується метастабільна β -фаза, що розпадається на другій ступені нагрівання. Сплав набуває більш високої міцності, пластичність зменшується.

Для зниження залишкових напружень після механічної обробки або зварювання використовують *неповне відпалення* (450...650°C).

Зміцнювальна термообробка титанових сплавів складається з *гартування та старіння*. На вибір температури гартування ($t_{\text{гарт.}}$) $\alpha+\beta$ -сплавів впливає кінцева структура: якщо при гартуванні α'' -фаза не утворюється, то $t_{\text{гарт.}}$ наближається до $t_{\text{кр}}$ (рис.8.2), при цьому фіксується $\alpha+\beta$ -структура з максимальною кількістю метастабільної β -фази; якщо при гартуванні α'' -фаза утворюється, то $t_{\text{гарт.}}$ може бути вищою за $t_{\text{кр}}$, але не повинна перевищувати A_{c3} , при цьому фіксується структура $\alpha+\alpha''+\beta$. Псевдо- β -сплави гартують з температур дещо вище A_{c3} .

В сплавах, в яких утворюється ω -фаза, старіння рекомендують проводити при температурах 500...600°C. Якщо ω -фаза не утворюється або її кількість незначна, старіння можливе при 450...500°C.

Деформівні титанові сплави.

Деформівні α -сплави:

– сплав VT5 (система $Ti-5\%Al-1,2\%V-0,8\%Mo-0,3\%Zr$) має більш високу міцність ніж чистий титан ($\sigma_b=750\dots950$ МПа, $\delta=10\%$), але гіршу технологічність (деформується лише в гарячому стані). З цього сплаву виготовляють деталі систем керування, фізеляжу, зварні деталі тощо з температурою експлуатації до 400°C.

– сплав VT5-1 (система $Ti-5\%Al-1\%V-2,5\%Sn-0,3\%Zr$) середньої міцності, добре зварюється, здатен працювати від криогенних температур до +450°C, термічно стійкий, термообробкою не зміцнюється. Механічні властивості сплаву: $\sigma_b=800\dots1000$ МПа, $\delta=10\%$.

Деформівні псевдо- α -сплави:

– сплави титану, що містять крім алюмінію, евтектоїдоутворюючі β -стабілізатори. Типовими представниками є сплави системи $Ti-Al-Mn$ (OT4-0, OT4-1, OT4). Структура сплавів $\alpha + \beta$ (1...5%). Сплави добре деформуються в гарячому та холодному станах, добре зварюються,

робочі температури – до 350...400°C. Це сплави середньої міцності та жароміцності. З них виготовляють зварні конструкції; напівфабрикат (профілі, труби, штамповки); деталі обшивки крила, закриток, внутрішнього набору крила, лопатки компресора тощо.

– сплави титану, що леговані *Al* та ізоморфними β -стабілізаторами (*Ti-Al-V*): ПТ-3В, ОТ4-1В. Сплави цієї групи добре деформується як в гарячому, так і холодному станах, добре зварюються. До переваг системи *Ti-Al-V* слід віднести меншу схильність до водневої крихкості порівняно зі сплавами системи *Ti-Al-Mn*. Зі сплавів виготовляють деталі літаків, вали, зварні ферми, підводні крила тощо.

– сплави титану, що містять *Al*, β -стабілізатори та нейтральні елементи. До цієї групи належать ВТ20 (*Ti-6,5%Al-1%V-1%Mo-2%Zr*) та ВТ18У (*Ti-6,5%Al-2,5%Sn-4%Zr-1%Nb-0,7%Mo-0,1%Si*). Зі сплаву ВТ20 виготовляють обшивку крила, корпусні деталі, деталі ГТД, зварні вузли з температурою експлуатації до 400...450°C; зі сплаву ВТ18У – деталі компресора високого тиску ГТД, які працюють до 550...600°C.

– сплави системи *Ti-Al-Cr, Fe, Si* (АТ3, АТ6). Сплави характеризуються достатньо високою пластичністю та в'язкістю, задовільно зварюються. Сплав АТ3 використовують в медицині (виготовляють медичний інструмент, штифти). Також зі сплавів виготовляють судини та апарати хімічної промисловості, труби глибокого та надглибокого буріння тощо.

Деформівні α -сплави та псевдо- α -сплави використовують, переважно, у відпаленому стані.

Деформівні ($\alpha+\beta$) сплави титану:

– сплави, що леговані *Al* та ізоморфними β -стабілізаторами *V, Mo* (ВТ6, ВТ6С, ВТ14, ВТ16). Зі сплаву ВТ6 (ВТ6С) виготовляють деталі авіаційного двигуна (статор, кожух, компресор низького тиску), деталі ракет, штампозварювальні вироби, температура експлуатації становить 400...450°C. Також зі сплаву ВТ6 виготовляють деталі кріплення, вироби побутової техніки, спортінвентар тощо. Зі сплаву ВТ14 виготовляють штампові конструкції, деталі кріплення, конструкції з труб, які тривало експлуатуються при 350...400°C. Зі сплаву ВТ16 виготовляють деталі кріплення та різбові деталі, які працюють до 300°C.

– сплави, леговані алюмінієм, ізоморфними та евтектоїдоутворюючими β -стабілізаторами. До цієї групи належить сплав ВТ25У, який у відпаленому стані за характеристиками міцності та жароміцно-

сті перевершує всі інші сплави в інтервалі температур 450...500°C, але за тріщиностійкістю поступається сплаву ВТ6. Зі сплаву ВТ25У виготовляють диски та лопатки компресора високого тиску ГТД.

Сплави ВТ3-1, ВТ8, ВТ9, ВТ23 використовуються як у відпаленому, так зміцненому (гартування та старіння) станах. З них виготовляють лопатки та диски компресора ГТД; деталі кріплення; силові конструкції літака (лонжерони, шпангоути) тощо. Температура експлуатації становить до 450°C (ВТ3-1), 500°C (ВТ8, ВТ9).

Деформівні псевдо-β сплави. Сплави із значною кількістю β-стабілізаторів та невеликою концентрацією Al (ВТ15, ВТ19, ВТ22, ВТ30, ВТ35) переважно використовуються в зміцненому стані. З них виготовляють стільникові конструкції; деталі фюзеляжу, крила, шасі, деталі системи керування, деталі кріплення тощо.

Ливарні титанові сплави. Ливарні титанові сплави призначені для фасонного литва. Маркуються: ВТ1Л, ВТ5Л, ВТ14Л, ВТ6Л. За хімічним складом співпадають з деформівними, але містять більшу концентрацію домішок. Відливки мають меншу пластичність. Титанові сплави мають високі ливарні властивості: невелику усадку 2...3%, високу рідкотекучість. Складність отримання відливок пов'язана з високою швидкістю їх взаємодії з формою та газами (плавлення – у вакуумі).

Найбільш поширений сплав ВТ5Л (α-сплав). Завдяки алюмінію має задовільний рівень пластичності та ударну в'язкість відливок. Відливки ВТ5Л не відпалюють.

Для решти сплавів властивості можуть бути поліпшені проведенням відпалення, що забезпечує стабілізацію структури та зменшує рівень залишкових напружень. Температура відпалення залежить від хімічного складу сплавів. Для ВТ14Л $t_{\text{відп.}}=850^\circ\text{C}$, швидкість охолодження 2...4°C/хвил. Відпалення сплаву ВТ3-1Л передбачає витримку при 650°C (1...2 год.).

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Надати характеристику титану, описати класифікацію легувальних елементів за впливом на його поліморфізм. Навести класифікацію титанових сплавів. Описати основні види термічної обробки титанових сплавів.

Зміст звіту

Загальні відомості згідно завдання, рисунки 8.1, 8.2, 8.4, мікро-структури, таблиця 8.1, висновки.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 9

Алюміній та сплави на його основі

Мета роботи – дослідити структуру та властивості алюмінієвих сплавів. Ознайомитися з режимами термічної обробки та застосуванням сплавів.

Загальні відомості

Алюміній – метал світло-сріблястого кольору, має ГЦК ґратку. Температура плавлення 660°C , густина $\rho = 2,7 \text{ г/см}^3$. Технічно чистий алюміній має невисоку міцність та високу пластичність; високу тепло- та електропровідність (електропровідність алюмінію (99,5%Al) складає приблизно 62,5% від електропровідності міді). Алюміній відноситься до хімічно активних металів. На повітрі алюміній покривається тонкою, щільною плівкою Al_2O_3 , яка перешкоджає подальшій взаємодії металу з навколишнім середовищем.

Технічно чистий алюміній маркують АД0, АД1 (А – алюміній, Д – деформівний напівфабрикат, цифра – номер марки). В технічно чистому алюмінії та його сплавах найчастіше зустрічаються такі домішки: *Fe, Si, Cu, Mn, Zn*. На механічні властивості технічно чистого Al впливає його чистота (табл.9.1).

Таблиця 9.1 – Вплив ступеню чистоти алюмінію на його механічні властивості

Вміст алюмінію, %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_{10} , %	НВ, МПа
99,99%	49	22	45,5	84...112
99,5	70	28	31,5	126...175

Технічно чистий Al може зміцнюватися холодною пластичною деформацією, при цьому збільшується не тільки границя міцності та плинності, а і міцність на зріз та опір втомі.

Технічний алюміній випускають у вигляді прутків, листів, дроту та різного профілю. Використовують алюміній для виготовлення проводів, оболонок для високовольтного кабелю, в харчовій промисловості – різні ємності, фольга.

В промисловості використовують сплави алюмінію, основні системи: *Al-Cu, Al-Si, Al-Mn, Al-Mg, Al-Cu-Mg*. *Основні структурні складові сплавів на основі Al* при кімнатній температурі: α -фаза (твердий розчин заміщення атомів легувальних в ГЦК ґратці Al) та інтерметалідні фази (наприклад θ -фаза (Al_2Cu), Mg_2Si , Mg_2Al_3 та інші).

За способом виготовлення виробів алюмінієві сплави поділяють на:

а) деформівні, що призначені для пластичного деформування при виготовленні напівфабрикатів та деталей:

1. деформівні алюмінієві сплави, що не зміцнюються термообробкою;
2. деформівні алюмінієві сплави, що зміцнюються термообробкою.

б) ливарні, що призначені для фасонного литва.

в) сплави, що отримують за технологією порошкової металургії:

1. спечені алюмінієві порошки (САП);
2. спечені алюмінієві сплави (САС).

Деформівні сплави, що не зміцнюються термообробкою. Сплави систем $Al-Mn$, $Al-Mg$ характеризуються високою пластичністю та низьким рівнем міцності.

Сплави систем $Al-Mn$ (АМц, АМц1). Відповідно до діаграми стану (рис.9.1), марганець може знаходитись в сплавах в твердому розчині та у вигляді сполуки $MnAl_6$. Максимальна розчинність марганцю в α -твердому розчині при температурі $658^\circ C$ – 1,4%; в інтервалі $550\dots 450^\circ C$ спостерігається різке її зменшення. При температурі $658^\circ C$ з рідини, що містить 1,95% Mn, кристалізується евтектика ($\alpha + MnAl_6$).

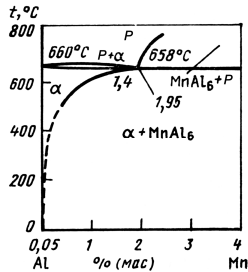


Рисунок 9.1 – Діаграма стану системи Al-Mn

Промислові сплави містять від 1 до 1,6% Mn; вони характеризуються високою пластичністю, технологічністю, добре зварюються і є корозійностійкими. Термічна обробка сплавів – рекристалізаційне відпалення ($450\dots 470^\circ C$). Напівфабрикат з АМц випускають у м'якому, відпаленому (АМцМ, М – м'який стан) та напівнагартваному (АМцП, П – напівнагартований стан) станах. Використання: АМц – малонавантажених виробів (зварні баки, бензо- та маслопроводи), на

будівництві, на транспорті (радіатори для тракторів та автомашин). АМц1 – тільки в електротехнічній промисловості для чутливих елементів електричних тахометрів

Сплави систем Al-Mg (АМг1, АМг2, АМг5). В сплавах типу АМг відповідно до діаграми стану (рис.9.2) Mg розчиняється в α -фазі та утворює з Al сполуку Mg_2Al_3 (β -фаза). При температурі 450°C з рідини (36,9%Mg) кристалізується евтектика ($\alpha + Mg_2Al_3$). Розчинність магнію в алюмінії при температурі 450°C – 17,4%, при кімнатній – 1,4%. При швидкому охолодженні під час кристалізації існує можливість появи евтектичної β -фази в структурі сплавів, що містять понад 1...2% Mg. Після гомогенізаційного відпалювання β -фаза зникає.

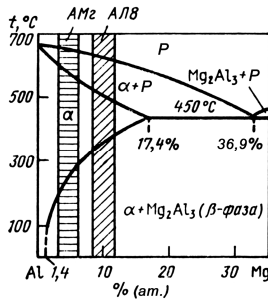


Рисунок 9.2 – Діаграма стану системи Al-Mg

Зі збільшенням вмісту Mg, приблизно до 15%, міцність зростає, а пластичність при концентрації від 3 до 12%Mg майже не змінюється.

Корозійна стійкість погіршується при вмісті Mg понад 6%. Сплави легують Mn (утворює сполуки $MnAl_6$) та Cr для збільшення міцності, Ti – для поліпшення технологічності при зварюванні. Хром, титан, ванадій сприяють рівномірному виділенню β -фази, підвищують корозійну стійкість сплавів.

Сплави системи Al-Mg характеризуються поєднанням достатньої міцності, високої пластичності, корозійної стійкості та зварюваності, є вібростійкими. Основна термічна обробка – рекристалізаційний відпал. Напівфабрикати можуть бути «м'якими» (АМг5М), напівнагартіваними (АМг5П) та нагартіваними (АМг5Н, ступінь деформації – 20...30%). Приклади використання: АМг3 – зовнішня та внутрішня обшивка пасажирських та вантажних (для перевезення продуктів, мінеральних добрив та інше) вагонів; маслотрубопроводи літальних

апаратів; зварні баки для рідин з нафтапродуктів; вузли легкових автомобілів (навесні деталі, бампери, радіатори охолодження). АМг5 – заклепки, болти; борти вантажних автомобілів; рами та баки кузовів залізничних вагонів; перегородки кораблів, палубні надбудови, обшивка річкових кораблів.

Деформівні алюмінієві сплави, що зміцнюються термічною обробкою. Дюралюміні – сплави алюмінію з міддю (система Al-Cu), які додатково леговані Mn та Mg. Промислові сплави поділяють на групи (цифри в марках сплавів вказують на умовний номер за стандартом):

- класичний дюралюмін (Д1);
- дюралюмін підвищеної міцності (Д16) (з підвищеним вмістом Mg);
- дюралюміні підвищеної жароміцності (Д19, ВАД1, ВД17) (мають збільшене, порівняно з Д1, співвідношення Mg/Cu);
- дюралюміні підвищеної пластичності (Д18, В65) (зі зниженим вмістом легувальних елементів).

Зміцнювальна термічна обробка сплавів базується на змінній розчинності міді в алюмінії зі зниженням температури. Істинне гартування передбачає нагрівання сплавів в однофазну α -область (рис. 9.3, вище лінії сольвус kf), витримку при цій температурі та прискорене охолодження з метою фіксації пересиченого міддю α -твердого розчину.

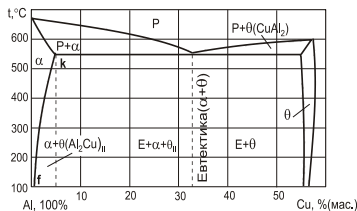


Рисунок 9.3 – Діаграма стану системи Al-Cu

Після цієї операції пластичність сплавів зростає, міцність, порівняно з відпаленим станом, збільшується. Такий стан є нестабільним, із часом проходить виділення надлишку міді у вигляді дисперсних фаз (або зон). В α -твердому розчині залишається 0,2% Cu . Таке явище має назву – *старіння*. Процес супроводжується зростанням міцності. Розрізняють *природне старіння* (процес відбувається при кімнатній температурі, тривалість процесу залежить від легування, для класичного дюралюміну Д1

– 4...5 діб) та *штучне* (процес проходить при підвищеній температурі (250...300°C), тривалість процесу скорочується до кількох годин).

При температурі 20°C під час витримки в сплаві утворюються дископодібні скупчення атомів міді, які розташовуються паралельно площинам {100} ГЦК-гратки α -фази. Ці скупчення когерентно пов'язані з граткою α -фази, приводять до її спотворення і зміцнюють сплав. Такі утворення (товщиною 0,5...1,0 нм, діаметром 4...10 нм) мають назву *зон Гіньє-Престона 1 (ГП-1)*. При подальшій витримці або при підвищенні температури виникають *зони Гіньє-Престона 2 (ГП-2)*. Ці утворення мають впорядковану структуру, містять більшу кількість міді. За хімічним складом наближаються до сполуки Al_2Cu , когерентний зв'язок з матрицею зберігається. Товщина виділень – 10 нм, діаметр – до 150 нм. Природне старіння завершується на стадії утворення зон (*зонне старіння*). Подальше збільшення часу витримки або температури супроводжується перетворенням зон ГП-2 на метастабільну θ' -фазу, когерентно пов'язану з матрицею, але відмінну за типом гратки від α -твердого розчину (*фазове старіння*). При штучному старінні отримують θ' -фазу. При подальшому збільшенні температури або часу витримки когерентність порушується, утворюється стабільна θ -фаза (Al_2Cu). Частинки θ -фази швидко коагулюють, що призводить до знеміцнення сплаву.

Послідовність процесу розпаду пересиченого твердого розчину при штучному старінні може бути представлена у вигляді схеми: $\alpha \rightarrow \alpha + ГП-1 \rightarrow \alpha + ГП-2 \rightarrow \alpha + \theta' \rightarrow \alpha + \theta(Al_2Cu)$.

Дюралюміни знайшли широке застосування в авіабудуванні через високу питому міцність.

Сплави системи Al-Mg-Si (авіалі). Характерною особливістю цих сплавів є висока пластичність, корозійна стійкість. За міцністю авіалі поступаються дюралюмінам. Маркують авіалі: АВ, АД31, АД33, АД35. Додатково авіалі можуть легувати *Cu*, *Mn* та *Cr*. Максимальне значення σ_b мають природньо та штучно зістарені сплави системи *Al-Mg-Si* із трифазною структурою $\alpha + Mg_2Si + Si$ при сумарному вмісті *Mg* та *Si* 2,5...4% ($Mg/Si = 1,73$). До сплавів застосовують термічну обробку: гартування та старіння. Температура гартування 540...560°C, охолодження на повітрі. Старіння може бути як природнім так і штучним. Природне старіння за часом триваліше ніж у дюралімінів (близько 2 тижнів). На практиці частіше використовують штучне ста-

ріння, воно забезпечує більший приріст міцності. Оптимальні механічні властивості отримують після старіння за режимом 160...170°C, 12...15 год. У випадках, коли від сплаву вимагається поєднання помірної міцності, високої пластичності та доброї корозійної стійкості, сплави АВ, АДЗ1, АДЗ3 використовують після природнього старіння. Зміцнення сплавів відбувається завдяки утворенню зон ГП та метастабільної фази β' -фази (Mg_2Si). Приклади використання сплавів: АВ, АДЗ3 – виготовлення порожнистих лонжеронів лопатей вертольоту; АДЗ3 – барабани коліс гідролітаків; АДЗ1 – широко використовують в цивільному будівництві для віконних вітражів, дверних рам, перегородок, ескалаторів, а також в меблевій, автомобільній та легкій промисловості.

Ковочні сплави відповідають системі $Al-Mg-Si-Cu$. Марки: АК6, АК8, АК4, АК2. Ці сплави займають проміжне положення між дюралюмінами та авіалями. Сплави мають високу технологічність при литті та гарячій пластичній деформації (450...475°C); їх використовують для виготовлення штамповок та поковок. Основні вимоги – пластичність і відсутність утворення тріщин при деформації. Сплави зміцнюються істинним гартуванням (500...520°C) та штучним старінням (160...170°C – 12...15 год.). Основні структурні складові після термообробки (фазовий склад сплавів залежить від співвідношення вмісту Mg/Si): α -фаза; θ -фаза ($CuAl_2$); W-фаза ($Cu_2Mg_8Si_6Al_5$); Mg_2Si ; Si . Приклади використання: АК6 – крильчатки компресора, крильчатки вентилятора компресорів реактивних двигунів, корпусні деталі, відповідальні силові деталі в авіаційній техніці (наприклад деталі крила пасажирського літака), АК8 – важконавантажені деталі літака (рами, фітинги та інше). АК4 – крильчатки компресора, поршні, головки циліндрів, які працюють при підвищених температурах. Недоліком цих сплавів є низька корозійна стійкість, обов'язковим є захист поверхні деталей.

Сплави системи $Al-Cu-Mg$, додатково леговані Fe та Ni , належать до *жароміцних* (марка АК4-1). Хімічний склад цього сплаву (%): 1,9...2,7 Cu ; 1,2...1,8 Mg ; 0,8...1,4 Fe ; 0,8...1,4 Ni . Сплав зміцнюється істинним гартуванням (530±5°C) з охолодженням у воді та подальшим старінням (190...200°C – 12...24 год.). Структура після термообробки: α -фаза + S-фаза (Al_2CuMg) + Al_9FeNi . Сплав АК4-1 використовують для виготовлення поковок та штамповок деталей з температурою ек-

плататії до 250...300°C (поршні авіадвигунів, лопатки компресора, обшивка та силовий каркас надзвукових літаків).

Високоміцні алюмінієві сплави належать до систем *Al-Zn-Mg*, *Al-Zn-Mg-Cu*. Сплави маркують В95, В96, В93, В96Ц (Ц – цирконій). Цинк та магній мають найбільшу розчинність в гратці *Al* (70% та 17,4% відповідно) і ця розчинність із зниженням температури різко зменшується, це дозволяє сплави системи *Al-Zn-Mg* суттєво зміцнювати при термічній обробці внаслідок розпаду пересиченого твердого розчину і утворення дисперсних частинок зміцнювальних фаз. Недолік сплавів системи *Al-Zn-Mg* – схильність до корозії під навантаженням. При загальній добрій корозійній стійкості ці сплави руйнуються під дією розтягувальних напружень ($<\sigma_{0,2}$) в умовах корозійного середовища (наприклад, звичайна атмосфера). Легування міддю підвищує опір сплаву корозії під навантаженням. Сплави зміцнюють істинним гартуванням з температури 460...470°C, охолодження проводять у воді, з подальшим штучним старінням при температурі 120...140°C впродовж 16...24 год. Перевага надається штучному старінню, після якого забезпечується найвища міцність. Основні структурні складові сплавів: α -фаза; М-фаза (*AlCuMgZn*); Т-фаза (*AlCuMgZn*); S-фаза (*Al₂CuMg*). Високоміцні сплави можуть тривало експлуатуватися до 100...120°C. Їх використовують для важконавантажених деталей конструкцій, які в основному працюють в умовах напруження стиснення (обшивка, стрингери, шпангоути, лонжерони літаків).

Ливарні алюмінієві сплави. Ливарні сплави на основі алюмінію належать до систем *Al-Si* та *Al-Si-Mg*; *Al-Si-Mg-Cu*; *Al-Cu*; *Al-Mg*; *Al* – інші елементи (*Ni*, *Zn*, *Fe*). Ливарні сплави відповідно до ГОСТ 1583-93 маркують із зазначенням хімічного складу: перша буква *A* – сплав на основі *Al*; *K* – кремній, *M* – мідь, *Mg* – магній, *Mn* – марганець, *N* – нікель, *C* – цинк. Цифри після букв вказують на середній вміст даного елемента у відсотках (мас.). Якщо вміст елемента менший за одиницю, то, як правило, він буквою не позначається. Наприклад, *AK5M7* – ливарний алюмінієвий сплав з середнім вмістом *Si* 5%, *Cu* 7%, *Al* – основа; *AK12* (ливарний алюмінієвий сплав, що містить близько 12% *Si*). Марка АЦ4Мг відповідає ливарному сплаву системи *Al-Zn-Mg* з вмістом цинку – 3,5...4,5%, магнію – 1,55...2,05%.

Ливарні сплави алюмінію поділяють на п'ять основних груп:

- Сплави на основі систем $Al-Si$ та $Al-Si-Mg$ (силуміни). Марки: АК12, АК9, АК13, АК7, АК8.
- Сплави на основі системи $Al-Si-Mg-Cu$ (леговані силуміни). Марки: АК5М, АК8М, АК12М2, АК5М7.
- Сплави на основі систем $Al-Cu$ та $Al-Cu-Mn$ (високоміцні жароміцні сплави). Марки: АМ5, АМ4,5Кд. .
- Сплави на основі системи $Al-Mg$ (високоміцні корозійностійкі сплави). Марки: АМг6, АМг5Мц, АМг11, АМг5К.
- Сплави на основі систем Al – інші елементи (Ni, Zn, Fe). Марки: АЦ4Мг, АК7Ц9, АК9Ц6, АК12М2МгН, АК12ММгН, АК21М2,5Н2,5. Ці сплави відносяться до жароміцних.

Найбільш поширеною групою ливарних алюмінієвих сплавів є силуміни (система $Al-Si$) (рис. 9.4).

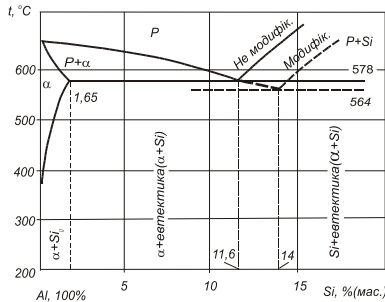


Рисунок 9.4 – Діаграма стану системи $Al-Si$ (штрихові лінії – для сплавів після модифікування Na)

До переваг цих матеріалів належать високі ливарні властивості. В промисловості використовують подвійні силуміни або леговані (Mg, Cu, Mn, Ni). За структурою розрізняють доевтектичні силуміни (АК7, АК9), структура яких складається з α -фази та евтектики ($\alpha + Si$), та евтектичні сплави (АК12), структура яких представлена евтектикою ($\alpha + Si$). Подвійні силуміни ($Al-Si$) не зміцнюються термообробкою. В легованих силумінах існує можливість проведення зміцнювальної термічної обробки: істинне гартування + старіння. Зміцнення забезпечується, переважно, частинками Mg_2Si або Al_2Cu , в залежності від схеми легування.

Сплав АК12 (10...13% Si) має склад близький до евтектичного (11,6% Si). Найчастіше при кристалізації сплаву виникає структура, що складається з α -твердого розчину на основі Al та грубих кристалів кремнію голчастої морфології, які через високу крихкість є джерелом

зародження тріщин. Рівень механічних властивостей силуміну АК12 може бути покращений проведенням модифікування. Цей процес передбачає введення в сплав лужних металів (Na , Li) з метою впливу на форму та розміри структурних складових. Найчастіше використовують модифікування натром, який вводять у вигляді суміші солей $2/3 NaF + 1/3 NaCl$; поліпшення структури забезпечується при вмісті натру в сплаві 0,01%. При модифікуванні евтектична концентрація зсувається в бік більшого вмісту кремнію (14%), таким чином сплав АК12 набуває до евтектичної структури (рис.9.5).

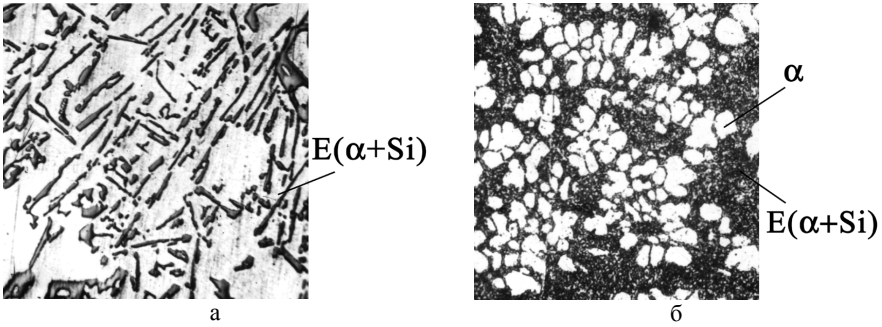


Рисунок 9.5 – Мікроструктура сплаву АК12 до (а) та після (б) модифікування, $\times 340$

Модифікування сприяє підвищенню пластичності та міцності силуміна.

Ливарні сплави системи $Al-Cu$, порівняно із силумінами, мають низькі показники ливарних властивостей. Для цих сплавів характерна низька рідкотекучість, вони схильні до утворення тріщин при литві та виникнення усадкової пористості. Сплави характеризуються високою міцністю, зміцнюються термічною обробкою. При легуванні сплавів системи $Al-Cu$ нікелем, марганцем, титаном підвищується жароміцність. Після гартування та старіння формується структура, що складається з α -твердого розчину, θ' -фази та дисперсних частинок сполук типу Т-фаза ($Al_{12}Mn_2Cu$), Al_3Ti , Al_3Zr .

Ливарні сплави системи $Al-Mg$ характеризуються поєднанням високої міцності із високою пластичністю, мають високу корозійну стійкість в морському середовищі, а також в тропічних умовах з максимальною вологістю. Також ці сплави добре оброблюються різанням. До недоліків слід віднести низькі показники жароміцності. Сплави на основі системи $Al-Mg$ мають низькі ливарні властивості: широкий ін-

тервал кристалізації (100...120°C), високий вміст газів (це приводить до утворення розвиненої газової пористості у відливках), підвищена здатність до окислення в розплавленому стані та взаємодії з азотом повітря (це призводить до утворення неметалевих включень у відливках). Термічна обробка передбачає істинне гартування сплавів та старіння. Старіння погіршує пластичність, тому не проводиться (процес природного старіння триває впродовж кількох років, при незначних змінах у міцності, пластичність сплаву після старіння суттєво погіршується).

Приклади використання ливарних сплавів: АК12 – щільні герметичні відливки складної форми, що не випробовують в процесі експлуатації значних навантажень (перехідники, деталі двигунів, апаратури та побутових приладів); АК5М – для виготовлення литих заготовок деталей, що зберігають постійність розмірів в процесі експлуатації (корпуси приладів, деталі авіаційних, автомобільних та тракторних двигунів); АМг11 – для виготовлення корозійностійких фасонних відливок.

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

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

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Маркування алюмінієвих сплавів, їх застосування.
2. Які деформівні алюмінієві сплави зміцнюються термообробкою ?
3. Що відбувається під час гартування та старіння алюмінієвих сплавів ?
4. Які сплави алюмінію мають високі ливарні властивості ?
5. Модифікування алюмінієвих сплавів.

Матеріали та обладнання

Робота виконується з використанням зразків сплавів Д1, АК12 та деталей з алюмінієвих сплавів. Для вимірювання твердості використовується прилад ТК-2, для вивчення мікроструктури – мікроскопи ММ-5 та ММ-7.

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

1 Визначити твердість (HRB) зразків сплаву Д1 до термічної обробки, після гартування від температури $(500 \pm 5)^\circ\text{C}$ у воді та старіння при 100, 200 та 300°C з витримкою 15, 30 та 45 хвилин. Дані занести в таблицю 9.1.

Таблиця 9.1 – Вплив гартування та старіння на твердість сплаву Д1

Сплав	Початкова твердість, HRB	Температура гарт., $^\circ\text{C}$	Час нагрів., охолодж. середовище	Твердість після гарт., HRB	Температура старіння, $^\circ\text{C}$	Твердість, HRB, після старіння з витримкою, хв.		
						15	30	45
Д1		500	20, вода		100			
					200			
					300			

2 Згідно літературними даними заповнити таблицю 9.2.

Таблиця 9.2 – Хімічний склад, структура, механічні властивості та призначення досліджених сплавів

Марка сплаву	Вміст елементів, % (решта Al)				Структура (записати)	Механічні властивості			Призначення
	Cu	Mg	Mn	інші		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	

3 Зарисувати мікроструктуру зразків алюмінієвих сплавів.

Зміст звіту

Загальні відомості згідно завдання, рисунки 9.3, 9.4, мікроструктури, табл. 9.1 та 9.2, висновки.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 10

Магній та сплави на його основі

Мета роботи - дослідити структуру та властивості магнієвих сплавів. Ознайомитися з режимами термічної обробки та застосуванням сплавів.

Загальні відомості

Магній (Mg) – лужноземельний метал світло-сірого кольору, має ГЦП гратку. Температура плавлення 650°C , густина $\rho = 1,74 \text{ г/см}^3$.

Магній має низькі показники теплопровідності та пластичності. Деформацію *Mg* переважно проводять в діапазоні температур $350 \dots 450^{\circ}\text{C}$. Рівень міцності *Mg* вищий за міцність *Al* ($\sigma_B \approx 180 \text{ МПа}$).

Магній має низьку корозійну стійкість, плівка окислу *MgO*, яка утворюється при взаємодії з повітрям, не забезпечує захисних властивостей. При температурі вище $500 \dots 550^{\circ}\text{C}$ магній здатний самодовільно спалахувати, горіння відбувається дуже швидко. Магнієві сплави задовільно зварюються, легко оброблюються різанням.

Технічно чистий магній маркують: Mg90, Mg95, Mg96. Магній чутливий до наявності домішок. Домішки в технічно чистому магнії та в магнієвих сплавах: *Fe, Na, K, Si, Cu, Ni*; найбільш шкідливими є *Fe, Cu* та *Ni*.

Більша частина магнію використовується при отриманні титану магнієтермічним способом, решта – для виготовлення сплавів.

Найбільш поширеними є сплави магнію на основі систем *Mg–Al* ($\leq 10\% \text{ Al}$), *Mg–Zn* ($\leq 5 \dots 6\% \text{ Zn}$), *Mg–Mn* ($\leq 2,5\% \text{ Mn}$), *Mg–Zr* ($\leq 1,5\% \text{ Zr}$), *Mg–PЗМ* (рідкісноземельні метали).

Алюміній та *цинк* сприяють зміцненню α -твердого розчину (твердий розчин заміщення на основі *Mg*, має гратку ГЦП), при одночасному підвищенні показників пластичності. Також хімічні сполуки, що утворює *Mg* з *Zn* та *Al* (*MgZn*, *Mg₁₇Al₁₂*), підвищують міцність сплавів, яка зберігається лише до температур $150 \dots 200^{\circ}\text{C}$. *Марганець* підвищує опір корозії та поліпшує зварюваність. *Цирконій та цинк* подрібнюють зерно, поліпшують механічні властивості, підвищують опір корозії. *Кремній* зміцнює твердий розчин. *PЗМ (Nd, Th, Ce)* надають сплавам магнію високу жароміцність.

За впливом на пластичність елементи поділяють на дві групи:

- *Mn, Si* зменшують пластичність;

- *Li, Zn, Al, Ce* до певних концентрацій підвищують пластичність.

Термічна обробка магнієвих сплавів. Термічна обробка магнієвих сплавів подібна до алюмінієвих сплавів.

В литому стані для сплавів характерна ліквідація, що зменшує технологічність. Отже, виникає необхідність проведення *гомогенізації*. Досить часто гомогенізація відбувається при нагріванні сплавів під гарячу обробку тиском.

Для сплавів магнію використовують *рекристалізаційне відпалення*. Температура початку рекристалізації чистого магнію – приблизно 150°C. У випадку магнієвих сплавів температура початку рекристалізації складає приблизно 150...300°C. Найчастіше рекристалізаційне відпалення проводять при температурах 250...350°C, швидкість охолодження не має суттєвого впливу на механічні властивості.

Деформівні напівфабрикати *відпалюють для зняття залишкових напружень*. Операція проводиться безпосередньо після обробки, яка зумовлює появу напружень, і дозволяє уникати явище короблення виробів.

Магнієві сплави зміцнюють *істинним гартуванням та старінням*. Особливість гартування – низька швидкість розпаду пересичених розчинів на основі магнію (окрім випадку легування рідкісноземельними металами *Nd, Th, Ce*). Магнієві сплави охолоджують при гартуванні на повітрі, або у киплячій воді. В сплавах не відбувається природне старіння (за винятком сплавів системи “магній-літій”). Проведення штучного старіння дозволяє збільшити міцність магнієвих сплавів. При старінні сплавів системи “магній-алюміній” розпад пересиченого твердого розчину відбувається без проміжних перетворень: $\alpha \rightarrow \alpha + Mg_{17}Al_{12}$. При розпаді твердого розчину магнію, пересиченого неодимом, процес відбувається за схемою: $\alpha \rightarrow \alpha + \text{зони ГП} \rightarrow \alpha + \beta'' \rightarrow \alpha + \beta' \rightarrow \alpha + \beta (Mg_{41}Nd_5)$

Найбільшу жароміцність забезпечують сполуки *Mg₁₂Ce, Mg₂₃Th₆* та *марганець*.

Класифікація магнієвих сплавів. За способом виготовлення напівфабрикатів та виробів магнієві сплави поділяють на дві основні групи:

- деформівні – для виготовлення напівфабрикатів тиском (МА5, МА6);
- ливарні – для отримання деталей методами фасонного лиття (МЛ15).

За температурою експлуатації сплави на основі магнію поділяють на групи:

- призначені для роботи при звичайних температурах (сплави загального призначення);
- жароміцні (призначені для тривалої експлуатації при температурах до 200°C);
- високожароміцні (для тривалої експлуатації при температурах до 250...300°C);
- призначені для роботи при криогенних температурах.

Деформівні магнієві сплави. Призначені для виготовлення прутків, смуг, профілю. За основними легувальними елементами деформівні сплави магнію поділяють на п'ять основних груп:

- Сплави системи *Mg–Mn*. Сплави не зміцнюються термообробкою. Основною метою легування є підвищення корозійної стійкості та зварюваності. Марганець очищує розплав від заліза. Представник групи – сплав МА1. Подвійні сплави майже не застосовуються, більше використання має сплав МА8, що містить 1,3%Mn, 0,2%Ce. Сплав не зміцнюється термічною обробкою, структура представлена твердим розчином Mn в Mg, кристалами Mn, сполукою $Mg_{12}Ce$. Церій утворює дисперсні частинки, подрібнює зерно, внаслідок чого зростає міцність, пластичність. МА8 має високу технологічну пластичність, середню міцність ($\sigma_b = 240...260$ МПа, $\delta = 7...12\%$).

- Сплави системи *Mg–Al–Zn–Mn*. Сплави мають міцність $\sigma_b = 260...280$ МПа, яка вище за міцність сплаву МА8. Зміцнення сплавів пов'язано з утворенням таких сполук як γ -фаза ($Mg_{17}Al_{12}$) та T -фаза (Mg_3Zn_3Al). Сплави достатньо технологічні при деформуванні, добре зварюються, їх недоліком – схильність до корозійного розтріскування. До цієї групи належать сплави МА2-1, МА2-1пч (підвищеної чистоти).

- Сплави системи *Mg–Zn–Zr*. Представники групи – сплави МА14, МА15, МА19, МА20. Сплави мають високу міцність, що зумовлено впливом цирконію, який сприяє очищенню металу від заліза, подрібнює зерно, стримує ріст зерен при рекристалізації, підвищує опір корозії. Сплав МА19, що додатково легований неодимом та кадмієм, має найвищу міцність ($\sigma_b = 380...400$ МПа).

- Сплави системи *Mg–Nd*. Представники групи – сплави МА11, МА12. Основним легувальним елементом є неодим (2,5...3,5%). Не-

одим забезпечує високу жароміцність внаслідок стабільності твердого розчину та низької швидкості коагуляції фази $Mg_{41}Nd_5$. Додатково сплави легують марганцем та нікелем (МА11), цирконієм (МА12). Марганець та нікель підвищують опір повзучості, тривалу міцність. Недоліком є те, що нікель зменшує опір корозії. Цирконій сприяє подрібненню зерна, поліпшує технологічну пластичність. Сплави цієї групи зміцнюють термообробкою.

– Сплави системи $Mg-Li$. Легування магнію літієм ($\rho_{Li}=0,53 \text{ г/см}^3$) дозволяє отримувати сплави, густина яких менша за чистий магній. Сплави мають високу пластичність, технологічні при обробці тиском, але підвищення вмісту літію призводить до зниження показників міцності. Для збереження певного рівня міцності сплави додатково легують алюмінієм, цинком, кадмієм, рідкоземельними металами (РЗМ). До цієї групи належать сплави МА18, МА21.

Ливарні магнієві сплави. За хімічним складом ливарні сплави на основі магнію близькі до деформівних. Основні легувальні елементи такі як для деформівних (алюміній, цинк, марганець, кремній, цирконій, РЗМ). Рівень механічних властивостей ливарних сплавів нижчий, порівняно з магнієвими деформівними сплавами. Певне підвищення властивостей ливарних сплавів пов'язано з подрібненням зерна. Існують різні способи впливу на розміри зерен: перегрівання розплаву перед литвом, введення до розплаву спеціальних присадок (магnezит, хлорне залізо), введення цирконію.

Промислові ливарні сплави належать до трьох основних систем: $Mg-Al-Zn$, $Mg-Zn-Zr$, $Mg-РЗМ-Zr$.

– Сплави системи $Mg-Al-Zn$. Представники цієї групи – МЛ4, МЛ4пч, МЛ5, МЛ5пч, МЛ5он, МЛ6. Основний легувальний елемент *Al*. Додатково сплави легують *Mn* для поліпшення корозійної стійкості. Магнієві сплави, порівняно з алюмінієвими, мають меншу рідкотекучість, в об'ємі зливку значну усадкову пористість, герметичність злиwkів погіршується; схильні до утворення гарячих тріщин. Такі недоліки мають безпосередній вплив на рівень механічних властивостей. Найвищий рівень ливарних властивостей серед сплавів цієї групи мають сплави МЛ5 та МЛ6, які використовуються для відповідальних складних відливок (литво в земляні форми або в металевий кокіль). В залежності від вмісту домішок сплави позначають “пч” – підвищеної чистоти, “он” – загального призначення. МЛ5пч (вміст домішок – 0,14%), МЛ5 – (0,5%), МЛ5он – (0,7%). Із збільшенням вмісту домі-

шок зменшується корозійна стійкість та пластичність сплавів. Після литва структура сплавів складається з α -твердого розчину та частинок інтерметалідів, які виділяються по межах зерен: γ -фаза ($Mg_{17}Al_{12}$) в сплавах МЛ5 та МЛ6, γ -фаза ($Mg_{17}Al_{12}$) та T -фаза ($Mg_4Al_2Zn_3$) в сплаві МЛ4. Термообробка: гомогенізаційне відпалювання (415...420°C, 12...24 год.) та старіння. Гомогенізацію проводять з метою усунення ліквациї та одержання після охолодження на повітрі однорідного пересиченого твердого розчину. Міцність та пластичність відливок підвищується. Додаткове збільшення міцності досягають штучним старінням при температурах 175°C (16 год.) – для сплавів МЛ4, МЛ5, 190°C (4...8 год.) – для МЛ6.

– Сплави системи $Mg-Zn-Zr$. Сплави цієї групи мають більш високу міцність порівняно зі сплавами 1 групи, їх властивості менш чутливі до товщини відливки та наявності пор. До цієї групи належать МЛ8, МЛ12, МЛ15, МЛ17, МЛ18. МЛ12 має високу рідкотекучість, відливки щільні, сплав корозійностійкий. Зміцнення сплаву передбачає істинне гартування (400°C) та старіння (150°C, 50 год.). Сплав має підвищену жароміцність завдяки цирконію. Недоліки – схильний до утворення тріщин при кристалізації, погано зварюється. Сплав МЛ15 додатково легований лантаном, що дозволяє підвищити жароміцність, поліпшити зварюваність. За міцністю та пластичністю МЛ15 ($\sigma_b = 210$ МПа, $\delta = 3\%$) поступається МЛ12 ($\sigma_b = 230$ МПа, $\delta = 5\%$). Для легування МЛ8 використовують кадмій, МЛ17 – кадмій та неодим, МЛ18 – кадмій та срібло. Кадмій підвищує механічні та технологічні властивості, неодим та срібло підвищують міцність (для МЛ18 $\sigma_b = 340$ МПа, $\delta = 6\%$).

– Сплави системи $Mg-P3M-Zr$. Представники цієї групи – сплави МЛ9, МЛ10, МЛ11, МЛ19 які мають високу жароміцність. Тривала експлуатація сплавів є можливою при температурах 250...350°C, короткочасна – при температурах до 400°C. Основним легувальним елементом в МЛ9, МЛ10, МЛ19 є неодим, в МЛ11 – церій. Всі сплави містять цирконій, він вводиться з метою рафінування розплаву та сприяє подрібненню зерна. Сплави зміцнюються термообробкою (істинне гартування та старіння).

Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Надати характеристику магнію, вказати основні легувальні елементи та системи. Навести класифікацію магнієвих сплавів. Описати основні види термічної обробки магнієвих сплавів.

Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Характеристика магнію.
2. Основні легувальні елементи та їх вплив на властивості магнієвих сплавів.
3. Термічна обробка магнієвих сплавів.
4. Класифікація магнієвих сплавів та їх маркування.
5. Які переваги та недоліки мають сплави магнію порівняно із титановими та алюмінієвими сплавами ?

Матеріали та обладнання

Робота виконується з використанням зразків сплаву МЛ5 після різних режимів термічної обробки та деталей з магнієвих сплавів. Для вивчення мікроструктури використовують мікроскопи МІМ-5 та МІМ-7.

Вказівки з техніки безпеки

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

Порядок виконання роботи

1 Переглянути мікроструктуру зразків сплаву МЛ5 та її схематично зарисувати.

2 Із використанням довідникових даних визначити хімічний склад, структуру, основну термічну обробку, властивості та призначення наведених магнієвих сплавів і заповнити таблицю 10.1.

Таблиця 10.1 – Хімічний склад та класифікація титанових сплавів за структурою у стабільному стані

Марка сплаву	Вміст елементів, % (решта Mg)	Термічна обробка	Механічні властивості	Призначення
МА12				
МА14				
МЛ5				
МЛ9				

Зміст звіту

Загальні відомості згідно завдання, мікроструктури, табл. 13.1,
висновки.

ЛІТЕРАТУРА

1. Бялік О.М. Металознавство : підручник / О. М. Бялік, В.С. Черненко, В. М. Писаренко, Ю. Н. Москаленко. — 2-ге вид., перероб. і доп. -К: ІВЦ “Видавництво «Політехніка»”, 2002. - 384 с.
2. Попович В.В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство: підручник /В.В. Попович, В.В. Попович. – Львів: Світ, 2006. – 624 с.
3. Пахолук А.П. Основи матеріалознавства та конструкційних матеріалів: посібник / А.П. Пахолук, О.А. Пахалюк. – Львів: Світ, 2005. – 172 с.
4. Кольорові метали і сплави: Навчальний посібник /В. Л. Грешта, О. В. Климов, О. В. Лисиця, Л. П. Степанова. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2015. – 336 с.
5. Лахтин Ю.М. Материаловедение / Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. – М.: Машиностроение, 1990. – 528с.
6. Гуляев А.П. Металловедение / Гуляев А.П. – М.: Металлургия, 1986. – 648с.
7. Материаловедение / [Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др.]; под ред. Б.Н. Арзамасова – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
8. Сталі та сплави з особливими властивостями: Навчальний посібник / О.В. Климов, Ю. І. Кононенко, В. Л. Грешта. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2014. – 315 с.
9. Гольдштейн М.И. Специальные стали / Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. - М.: Металлургия, 1985. – 408с.
10. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Химушин Ф.Ф. – М.: Металлургия, 1969. – 752с.
11. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. – М.: МИСИС, 1999 – 416с.
12. Ильин А.А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник /Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. – М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. – 520с.
13. Масленков С.Б. Стали и сплавы для высоких температур. Справочник в 2-х кн.. /Масленков С.Б., Масленкова Е.А. – М.: Металургия, 1991. – 383с.
14. Новітні технології заготівельного виробництва: навчальний посібник / В.Я. Грабовський, О.В. Лисиця – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2020. – 112 с.

Додаток А
Правила безпеки при виконанні
лабораторних робіт із дисципліни «Авіаційне
матеріали» в лабораторіях кафедри
фізичного матеріалознавства

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

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

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

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

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

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

7. При виконанні термічної обробки зразків необхідно:

– забезпечити наявність гумового килимка на підлозі;

– використовувати рукавиці при завантаженні та вивантаженні зразків;

– завантажувати та вивантажувати зразки за допомогою кліщів і лише при відключеній від електричної мережі печі;

– дотримуватись правил пожежної безпеки при охолодженні зразків в олії (зразки в олію занурювати повністю; не здійснювати одночасне гартування великої маси зразків; в лабораторії обов'язково повинні бути справні первинні засоби пожежного гасіння).

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

9. У випадку загорання в лабораторії вжити заходи по його усуненню за допомогою первинних засобів пожежогасіння. Коли це не можливо, студенти повинні покинути лабораторію, а викладач зобов'язаний сповістити завідувача кафедри та адміністрацію та прийняти міри до ліквідації пожежі.

Додаток Б
Приклади використання машинобудівних матеріалів
для виготовлення деталей авіаційного газотурбінного двигуна

Виріб	Сплави на основі Ti, Al, Mg	Жароміцні, жаростійкі сталі; сплави на Fe-Ni основі та Ni основі
Осьовий компресор		
Лопатки вентилятора	BT3-1	
Лопатки	AK4-1, ВД17, BT5, BT9, BT9Л, BT18У, BT25, BT18	14X17Н2 (ЭИ268), 10X11Н22ТЗМР (ЭИ696М), 13X14Н3В2ФР (ЭИ736), 13X11Н2В2МФ (ЭИ961), 11X11Н2В2МФ (ЭИ962)
Диски	AK2, AK4-1, ВД17, BT3-1, BT8, BT9, BT9Л, BT18У, BT18, BT25	40ХНВА, 30ХГСА, 14X17Н2 (ЭИ268), 13X11Н2В2МФ (ЭИ961), 11X11Н2В2МФ (ЭИ962), ХН35ВТЮ
Барaban ротора	BT8	
Дисково-барabanний ротор		13X14Н3В2ФР
Направляючий апарат	AK2, AK4-1, ВД17, OT4, OT4-1, BT8, BT9, BT9Л, BT18У, BT18, BT25	30ХГСА, 14X17Н2

Виріб	Сплави на основі Ti, Al, Mg	Жароміцні, жаростійкі сталі; сплави на Fe-Ni основі та Ni основі
Корпус	AK9ч, AK5M, ВД17, МЛ5, МЛ10, BT5-1, BT20, OT4-1	08X15H5Д2Т (ЭП410), 03X18H9Т (ЭИ708)
Вал		12X2H4A, 30ХГСА, 40ХНМА, 13X14Н3В2ФР
Газова турбіна		
Лопатки		ХН51ВМТЮКФР (ЭП220), 40X15H7Г7Ф2МС (ЭИ388), ХН77ТЮР (ЭИ437Б), 10X11Н20Т3Р (ЭИ696), ХН62МВКЮ (ЭИ867), ХН56МВКЮ (ЭИ867А), ХН65ВМТЮ (ЭИ893), ВЖЛ8, ВЖЛ12У, ЖС6К, ЖС6У, ЖС26, ЖС32, ЖС55
Диски		40X15H7Г7Ф2МС (ЭИ388), ХН77ТЮР (ЭИ437Б), 10X11Н22Т3МР (ЭИ696М), ХН73МБТЮ (ЭИ698), 13X14Н3В2ФР
Вал		40ХНМА, 18ХНВА, 03X20H18AG12 (ЭИ689), 13X14НВФРА, ХН77ТЮР

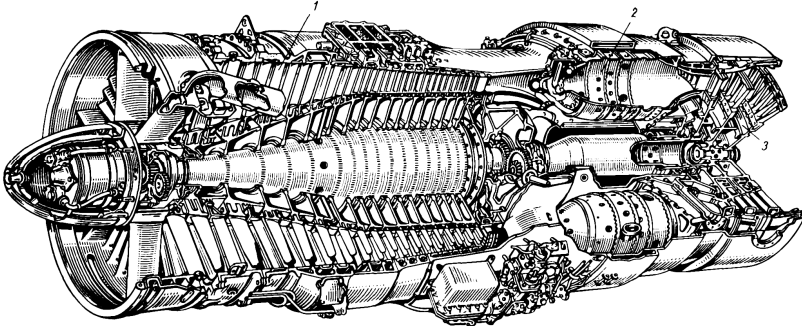
Продовження додатку Б

Виріб	Сплави на основі Ti, Al, Mg	Жароміцні, жаростійкі сталі; сплави на Fe-Ni основі та Ni основі
Корпус		13X11H2B2MФ (ЭИ961), 20X23H18 (ЭИ417), 40X15H7Г7Ф2МС (ЭИ388), 10X11H20ТЗР (ЭИ696), 12X18H9Т, ХН56ВМТЮ (ЭП199), ВЖЛ12У
Соплові апарати		40X15H7Г7Ф2МС (ЭИ388), 20X23H18 (ЭИ417), ХН78Т (ЭИ435), ХН70Ю (ЭИ652), 10X11H20ТЗР (ЭИ696), 10X11H22Т3МР (ЭИ696М), ХН65ВМТЮ (ЭИ893), ЖС3, ВЖЛ8, ЖС6К, ЖС6У, ЖС6Ф
Камера згорання		
Корпус		12X18H10Т, 20X23H18 (ЭИ417), ХН78Т (ЭИ435), ХН75МБТЮ (ЭИ602), ХН70Ю (ЭИ652), ХН38ВТ (ЭИ703)
Жарова труба		ХН60БТ (ЭИ868), ХН78Т (ЭИ435), ХН80Т, ВЖ102, ХН50ВМТЮБ (ЭП648)

Виріб	Сплави на основі Ti, Al, Mg	Жароміцні, жаростійкі сталі; сплави на Fe-Ni основі та Ni основі
Корпус реактивного сопла		ХН78Т (ЭИ435), ХН75МБТЮ (ЭИ602), ХН60БТ (ЭИ868)
Деталі кріплення	ВТ3-1, ВТ9, ВТ9Л	40X15H7Г7Ф2МС (ЭИ388), 13X14H3В2ФР, ХН65ВМТЮ (ЭИ893)
Редуктор		
Зубчасті колеса		12ХН3А, 12Х2Н4А, 18ХНВА, 14ХГСН2МА, 13Х3НВМ2Ф, 38Х2МЮА
Вал		18ХНВА
Болти, шпильки		40ХНМА
Корпус	АК5М	

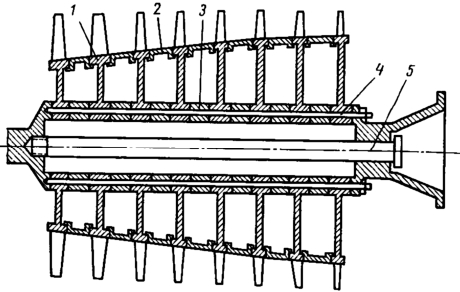
Додаток В

Вузли та деталі газотурбінного двигуна (ГТД)



1 – компресор; 2 – камера згорання; 3 – турбіна

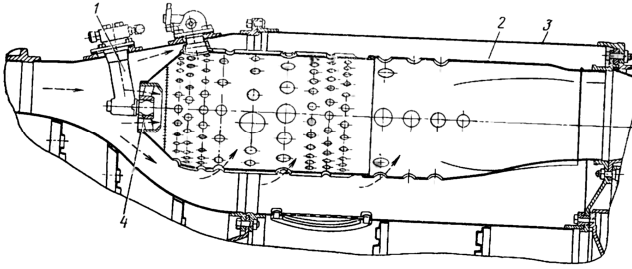
Рисунок В.1 – Турбореактивний двигун



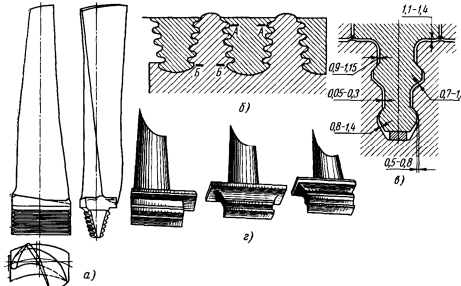
1 – диск; 2 – зовнішні кільця; 3 – внутрішнє розпірне кільце;

4 – периферійний болт; 5 – центральний болт

Рисунок В.2 – Дисківий набірний ротор осевого компресора



1 – форсунка; 2 – жарова труба; 3 – кожух камери згоряння; 4 - стабілізатор
Рисунок В.3 – Трубчато-кільцева камера згоряння ГТД
турбореактивного двигуна



а – робоча лопатка турбіни низького тиску;
б – хвостова частина типу «ялинка»; в – хвостова частина лопатки;
г - робоча лопатка турбіни високого тиску
Рисунок.В.4 – Робочі лопатки турбіни