

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

МАТЕМАТИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ
Кафедра загальної та прикладної фізики

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА МАГІСТРА

на тему: « Формування структурного стану та
властивостей двофазних корозійностійких сталей при
високотемпературній цементації »

Виконала:
студентка
спеціальності

2 курсу, групи 8.1059
105 прикладна фізика

(шифр і назва спеціальності)

А. О. Лямцева

(ініціали та прізвище)

Керівник

професор, д-р. техн. н. Міщенко В.Г.

(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

Рецензент

доцент, канд. техн. н. Климов О.В.

(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Факультет математичний

Кафедра Загальної та прикладної фізики

Рівень вищої освіти магістр

Спеціальність 105 прикладна фізика

(шифр і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри
Загальної та прикладної фізики,
д.пед.н., професор

Андрєєв А.Н.

(підпис)

« » 2020 р.

З А В Д А Н Н Я
НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ СТУДЕНТОВІ

Лямцевій Анні Олексіївні

(прізвище, ім'я та по батькові)

1. Тема роботи Формування структурного стану та властивостей
двофазних корозійностійких сталей при високотемпературній цементації

керівник роботи Міщенко Валерій Григорович, д. техн.н., проф.

(прізвище, ім'я та по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом ЗНУ від « 20 » травня 2020 року № 576-С

2. Строк подання студентом роботи _____

3. Вихідні дані до роботи Зразки сплавів, технології виготовлення та перероблення
на деталі авіаціної техніки.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити)

1. Літературний огляд.

2. Матеріали та методи дослідження.

3. Результати та їх обговорення

4. Висновки

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень) _____

Презентація

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
1	Міщенко В. Г., д. техн. н., проф.	27.05.2020	23.06.2020
2	Міщенко В. Г., д. техн. н., проф.	08.06.2020	14.09.2020
3	Міщенко В. Г., д. техн. н., проф.	15.09.2020	16.11.2020

7. Дата видачі завдання 21.05.2020

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Розробка плану роботи.	21.05.2020	
2.	Збір вихідних даних.	22.05.2020	
3.	Обробка методичних та теоретичних джерел.	27.05.2020	
4.	Розробка першого та другого розділу.	08.06.2020	
5.	Розробка третього розділу.	15.09.2020	
6.	Оформлення та нормо контроль кваліфікаційної роботи	23.11.2020	
7.	Захист кваліфікаційної роботи	17.12.2020	

Студент

_____ (підпис)

А.О. Лямцева

_____ (ініціали та прізвище)

Керівник роботи

_____ (підпис)

В.Г. Міщенко

_____ (ініціали та прізвище)

Нормоконтроль пройдено

Нормоконтролер

_____ (підпис)

В.І. Меньяло

_____ (ініціали та прізвище)

РЕФЕРАТ

Кваліфікаційна робота магістра «Формування структурного стану та властивостей двофазних корозійностійких сталей при високотемпературній цементації»: 52 с., 27 рис., 6 табл., 44 джерел.

АЗОТУВАННЯ, ДВОФАЗНІ СТАЛІ, ІНТЕРМЕТАЛІДИ, КАРБІДИ, КОРОЗІЙНОСТІЙКІ СТАЛІ, ХІМІКО–ТЕРМІЧНА ОБРОБКА, ХРОМИСТІ СТАЛІ, ЦЕМЕНТАЦІЯ.

Об'єкт дослідження – двофазна корозійностійка сталь 06X18ч.

Мета роботи – дослідження структури та властивостей двофазної сталі 06X18ч при різному термічному обробленні.

Метод дослідження – металографічний, дюрOMETричний.

Значимість роботи – результати залежності кількості вуглецю у хімічному складі зразка від твердості поверхневого шару двофазної корозійностійкої сталі дають можливість використовувати сталь при умовах роботи в середовищі з підвищеними механічними та експлуатаційними навантаженнями.

Результати роботи рекомендується використовувати для оцінки придатності матеріалу при його використанні в певних умовах роботи.

У кваліфікаційній роботі було досліджено механічні та службові властивості корозійностійкої сталі 06X18ч в залежності від різних режимів термічного оброблення. За результатами металографічного аналізу визначено, що при певній термічній обробці механізмом зміцнення для даних сталей є виділення карбідної фази. Зі збільшенням вмісту виділення карбідів по границям зерен більш рівномірне, в результаті чого отримаємо більш високі показники твердості.

SUMMARY

Qualification work of the master "Formations of a structural state and properties two-phase stainless steels at high-temperature carburizing": 52 pages, 27 figures, 6 tables, 44 references.

CARBIDES, CEMENTATION, CHEMICAL – HEAT TREATMENT, CHROME CORROSION – RESISTANT STEEL, DUPLEX STEEL, INTERMETALIDES, NITROGENATION.

The object of research is duplex steel 06X18h.

The purpose of the work is to study the structure and properties of duplex steel 06X18ч at different heat treatment.

Research method - metallographic, durometric.

Significance of work - the results of the dependence of the amount of carbon in the chemical composition of the sample on the hardness of the surface layer of duplex stainless steel make it possible to use steel under operating conditions in environments with high mechanical and operational loads.

It is recommended to use the results to assess the suitability of the material when used in certain operating conditions.

In the qualification work the mechanical and service properties of stainless steel 06X18ч depending on different modes of heat treatment were investigated. According to the results of metallographic analysis, it is determined that at a certain heat treatment the mechanism of hardening for these steels is the release of the carbide phase. With increasing content of carbides on the grain boundaries is more uniform, resulting in higher hardness values

ЗМІСТ

Завдання на кваліфікаційну роботу.....	2
Реферат.....	4
Summary.....	5
Вступ.....	8
Розділ 1. Основні теоретичні відомості про хіміко-термічне оброблення двофазних сталей.....	10
1.1 Сучасні технології хіміко-термічного оброблення ХТО корозійностійких сталей.....	10
1.2 Цементация двофазних сталей.....	12
1.3 Азотування двофазних сталей.....	13
1.4 Термічна обробка (ТО) двофазних сталей після хіміко – термічного оброблення (ХТО).....	15
1.4.1 Вибір режимів ХТО і ТО для двофазних корозійностійких сталей	16
1.4.2 Особливості структурного стану поверхневих шарів корозійно-тривких сталей після ХТО.....	19
1.4.3 Механічні властивості корозійностійких сталей після ХТО.....	21
1.5 Постановка мети і задачі досліджень.....	23
Розділ 2. Матеріали та методика досліджень.....	25
2.1 Корозійностійкі хромисті сталі типу 04...06Х18ч.....	25
2.2 Металографічний аналіз.....	26
2.3 ДюрOMETричний аналіз.....	29
Розділ 3. Результати та їх обговорення.....	34
3.1 Визначення структурного стану двофазних корозійностійких сталей за допомогою структурних діаграм.....	34
3.2 Визначення товщини поверхневого шару після ХТО та методу ХТО для дослідної сталі.....	38
3.3 Дослідження структурного стану сталі після ХТО.....	40

3.3.1 Структурний стан та властивості цементованої сталі після ТО.....	40
3.3.2 Механічні властивості дифузійного шару дослідницької сталі.....	45
Висновки.....	47
Перелік посилань.....	48

ВСТУП

Корозійностійкі двофазні сталі знаходять широке застосування у різних галузях промисловості. Завдяки наявності хрому, який забезпечує корозійну стійкість і не призводить до високих економічних витрат, розробка технологій з застосуванням хромистих корозійностійких сталей є актуальною по сьогоднішній день.

Актуальність даної кваліфікаційної роботи полягає у можливості збільшення механічних та експлуатаційних характеристик поверхні деталей без значних фінансових витрат. Стан поверхні багато в чому визначає рівень міцності і експлуатаційні властивості деталей машин. Саме поверхня виробу відчуває підвищений знос, контактні навантаження та найбільшою мірою руйнується внаслідок корозії.

Метою роботи є дослідити формування структурного стану та властивостей корозійностійкої двофазної сталі 06X18ч при високотемпературному процесі хіміко-термічного оброблення; оцінити отримані механічні властивості для використання сталі при роботі деталі у середовищі з підвищеним зносом матеріалу.

Для досягнення мети були поставлені такі завдання:

- провести термічну обробку та встановити оптимальний режим;
- встановити механізм зміцнення сталей;
- провести механічні випробування та виявити фактори, які

впливають на результати.

Об'єктом дослідження є процеси, що відбуваються в сталі 06X18ч під час її оброблення різними режимами хіміко – термічної (ХТО) та термічної (ТО) обробки.

Предметом дослідження є двофазні корозійностійкі сталі типу 04...06X18ч.

Теоретичне значення полягає у отриманих результатах механічних властивостей дослідних двофазних корозійностійких сталей при підвищених температурах.

Практичне значення отриманих даних полягає у можливості оцінити придатність сталі до використання в певних умовах роботи.

Наукова новизна роботи складається з вперше визначених залежностей кількості вуглецю двофазної корозійностійкої сталі від отриманої структури зразка при його обробці різними високотемпературними режимами хіміко – термічної та термічної обробки.

РОЗДІЛ 1. ОСНОВНІ ТЕОРЕТИЧНІ ВІДОМОСТІ ПРО ХІМІКО – ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ДВОФАЗНИХ СТАЛЕЙ

Цементациєю називають процес, який пов'язаний з насиченням поверхневих шарів конструкційних деталей вуглецем. Цей процес застосовують з метою підвищення твердості, зносостійкості і міцності деталі [1, с. 289].

Багато вітчизняних і закордонних вчених використовують цементацию для деталей різного функціонального призначення з метою збільшення механічних і експлуатаційних властивостей. Важливою особливістю високотемпературної цементациї (1030°C) є можливість вибору карбюризатора. Це дозволяє регулювати тривалість процесу і глибину насичуваного шару [2].

1.1. Сучасні технології цементациї корозійностійких сталей

Перші вказівки на процес перетворення м'якого заліза в сталь, яка володіє характеристиками отриманими від процесу цементациї, знайдені в роботі сиенського металурга Ваннуччі Бірінгуччо, опублікованій в 1540 році під назвою «Піротехніка», і в трактаті «De Re Metallica», Джорджа Агрікола, опублікований у 1556 році .

Детально описаний Бірінгуччо і Агріколою процес складається в тривалому нагріванні заготовок з м'якого заліза в литому розплаві заліза. Розплав заліза віддає вуглець вміщенню заготовки з м'якого заліза [3].

Зараз ми маємо можливість виробляти цементацию вибираючи більш зручний спосіб. Глибина насичуваного шару, а так само тривалість процесу залежить, перш за все, від вибору карбюризатора. При використанні твердого карбюризатора деталь запаковують у ящик, заповнений легованою речовиною. Це тривала операція і в залежності від необхідної глибини шару

здатна займати кілька десятків годин. Так же недоліком процесу є складність отримання однорідної по глибині і хімічному складу шару [1, 2].

Незважаючи на наведені вище недоліки процес цементації твердим карбюризатором часто використовується в масовій промисловості. Причиною чого є відсутність дорогого спеціального обладнання та виконання операції в звичайних полум'яних і електричних печах [4, 5].

Процес науглецювання деталей за допомогою рідкого і газоподібного карбюризаторів є вкрай затребуваним на сьогоднішній день. На відміну від твердого карбюризатора, ми знаходимо можливість проводити операцію в рази швидше, скорочуючи час процесу до 40 - 60 хв. Так само значною перевагою є пропуск циклу подальшої термічної обробки деталі внаслідок поєднання операцій науглецювання і гартування. Дане поєднання операцій стає можливим завдяки близькими температурами виконання процесів. Важливим пунктом є контроль операції науглецювання. Використовуючи рідкі або тверді карбюризатори з'являється можливість більш точно регулювати режим процесу. Це істотно впливає на глибину і однорідність шару.

Істотними недоліками, вважається дороге устаткування і використання вогнебезпечних газів (метан CH_4 , пропан C_3H_8) [1, 2].

В роботі [6] досліджували операцію цементації, як процесу зміцнення деталей насиченим поверхневим шаром з карбідними частинками. Експериментальні дані показали, що найбільш ефективним для цього є пастоподібний карбюризатор зі складом сажі – 10 %, BaCO_3 – 4 %, клея КМЦ – 3 % і води.

Використання пастоподібних карбюризаторів є ефективним для науглецювання поверхневого шару деталі. Процес не дорогокоштовний і безпечний для застосування. Є можливість регулювати глибину поверхневого шару при збереженні в'язкості серцевини деталі.

Недоліком вважається використання додаткового вуглецевмісного середовища (газового або твердого) при цементації великих деталей. Це

призводить до витіснення повітря з пічного простору і перешкоджає вигорання пасти на зміцнюваних деталях [7].

1.2. Цементация двофазних сталей

Двофазна сталь є флагманом сучасних високоміцних сталей, які були першими серед різних можливих систем легування. Двофазні сталі знайшли своє застосування в полегшених автомобільних компонентах. Збіднене легування і проста термомеханічна обробка двофазних сталей дозволяють використовувати менше матеріалу для досягнення більшої продуктивності при дотриманні жорстких екологічних та економічних обмежень [8].

Впливаючи на двофазну сталь хіміко-термічною обробкою ми значно збільшуємо сферу її застосування, отримуємо значне підвищення твердості і міцності верхніх шарів, що, в свою чергу, безпосередньо впливає на зносостійкість деталі та дозволяє використовувати отриманий матеріал у середовищі з підвищеними механічними навантаженнями. При цих характеристиках отримана сталь володіє м'якою серцевиною, що значно збільшує пластичність деталі та попереджає виникненню крихкості.

В роботі [9, с. 73] були досліджені структурні зміни поверхневого шару двофазної хромової сталі 04X18ч-ГР і наведені зображення мікроструктури сталі до (рис. 1.1 а) і після (рис. 1.1 б) процесу високотемпературної цементации. На зображенні (рис.1.1) ми спостерігаємо, що після високотемпературної цементации при 1030 °С мікроструктура хромової сталі 04X18ч-ГР залишилася двофазною. Світлі ділянки - це області м'якого фериту, темні - утвореного мартенситу, який безпосередньо впливає на твердість і міцність деталі [10].

При високотемпературної цементации інших двофазних мартенситно – феритних сталей, наприклад, 04X18ч, 06X18ч та 08X18ч спостерігається, що мікроструктури сталей мають відповідно – 12 %, 20 % та 30 % вміст мартенситу [9].

В роботі [11] був проведений експеримент з двофазними сталями марок 20X13, 30X13, 40X13. В ході експерименту визначено, що отримана двофазна структура безпосередньо залежить від кількості вуглецю.

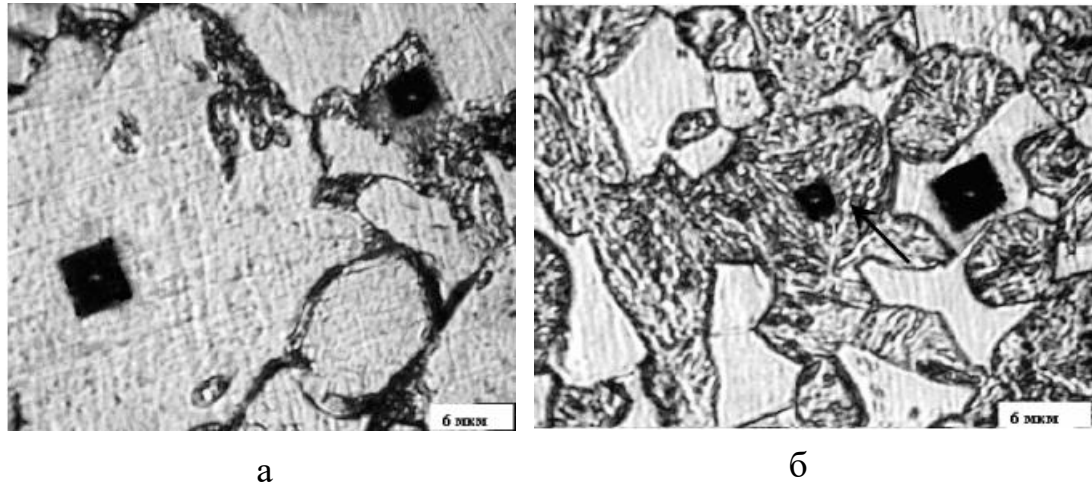


Рисунок 1.1 – Мікроструктура сталі до (а) і після (б) процесу високотемпературної цементації, $\times 500$ [9, с. 73]

Наприклад, структура двухфазної хромової сталі 20X13 при температурі 1030 °С складається з єдиної фази - аустеніту. Аустеніт здатний розчиняти в собі значну кількість атомів вуглецю. Ця властивість призводить до того, що після гарту частина аустеніту може перетворюватися бездифузійним шляхом в мартенсит, що в свою чергу, призводить до появи частинок карбідів в поверхневому шарі зразка, підвищення твердості і зносостійкості деталі [12].

При концентрації в сталі вуглецю більше 0,2 %, після нормалізації відбувається повне поліморфне перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ і це приводить до того, що структура сталі складається виключно з мартенситу [13, 14].

1.3. Азотування двофазних сталей

Азотування – це процес хіміко – термічної обробки (ХТО) при якій відбувається насичення сталі азотом. Твердість азотованого шару набагато

вище, ніж твердість шару, який піддається процесу цементації. Ця операція широко застосовується для збільшення твердості і експлуатаційних характеристик деталей, які піддаються постійній дії механічної напруги, наприклад, зубчастих коліс і циліндрів потужних двигунів [1, 2].

Процес азотування проводять при температурах 500 – 600 °С, що вважається низькою температурою в порівнянні з іншими високотемпературними процесами хіміко – термічної обробки матеріалів. Здатність протікання азотування при таких температурах дає нам можливість використовувати цей процес як засіб додаткової обробки деталі з метою підвищення твердості, зносостійкості та міцності матеріалу [15].

В роботі [16] дослідження показали, що в ході процесу нітроцементації при низьких температурах карбюризатор більшою мірою забезпечує впровадження атомів азоту при відносно високих швидкостях. (0,05 - 0,10 мм / год). Однак, при високих температурах (<750 °С), основним легувальним елементом виступають атоми вуглецю, що призводить до великої кількості карбонітридів. На зображенні (рис 1.2) показана поверхню зразка сталі 25ХГТ після нітроцементації.

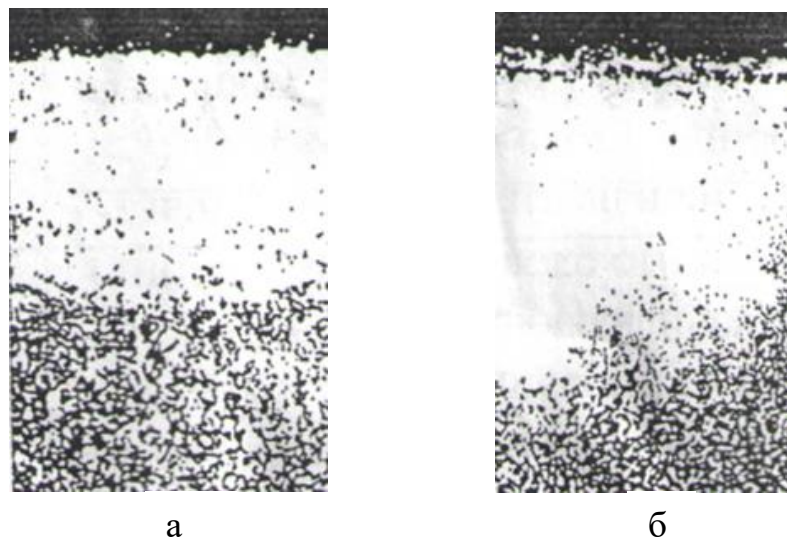


Рисунок 1.2 – Мікроструктури дифузійних шарів на сталі 25ХГТ, отримані нітроцементацією в азотисто-вуглецевій пасті при різних температурах а - при 560 °С; б - при 660 °С, ×300 [17, с. 16]

На відміну від процесу нітроцементації, який утворює карбонітридний шар на поверхні досліджуваної сталі, комплексне використання низькотемпературного процесу азотування після відпустки сталі з температури високотемпературної цементації (1030 °С), здатне привести до більш однорідної структури матеріалу, без не бажаних карбонітридних включень [17, с. 16].

В роботі [18, с. 56] наведена мікроструктура сталі і будова дифузійного шару після комбінованої хіміко – термічної обробки (рис 1.3). Дифузійний шар на зображеній мікроструктурі є азотистий аустеніт – твердий розчин азоту в γ -залізі.



Рисунок 1.3 – Мікроструктура дифузійного шару сталі 40X12P8Г8МФБ після комбінованої хіміко – термічної обробки, $\times 100$ [18, с. 56]

Підвищений вміст атомів азоту в дифузійному шарі, які проникають в розчин в процесі азотування, призводить до результатів підвищеної твердості (до 4000 МПа) у хромонікелевій сталі 40X12P8Г8МФБ [18, 19].

1.4. Термічна обробка (ТО) двофазних сталей після ХТО

Термічною обробкою називають групу промислових, термічних і металообробних процесів, які використовуються для зміни фізичних,

хімічних і експлуатаційних властивостей матеріалу. Термічна обробка являє собою використання нагріву та наступного охолодження для зміни структури [20].

До методів термічної обробки відносять відпал, відпуск, нормалізацію і гартування. За допомогою даних методів ми маємо можливість контролю швидкості дифузії та охолодження всередині мікроструктури, що, в свою чергу, впливає на такі властивості: твердість, міцність, ударна в'язкість, пластичність і крихкість матеріалу [21].

1.4.1. Вибір режимів ХТО і ТО для двофазних корозійностійких сталей

Деякі двофазні корозійностійкі сталі, наприклад 0X20H11M2BT, мають високу швидкість протікання процесу збільшення крихкості. Поява процесу зростання крихкості матеріала пояснюється виділенням по межах зерен інтерметалічного з'єднання FeCr, яке називають σ -фазою. Ця особливість двофазних сталей призводить до необхідності ретельного вибору режимів термічної і хіміко - термічної обробки [22].

Одним з методів термічної обробки є відпал. Цей метод застосовують для зменшення твердості і міцності матеріалу. Зменшення таких характеристик як твердість і міцність, в свою чергу, безпосередньо впливає на підвищення пластичності сталей. На рис. 1.4 зображені основні операції термічної обробки: відпал, відпуск, нормалізація і гартування [23, с. 187].

Відпал проводять в спеціальних печах з постійним контролем температури. Регулюючи температуру протікання процесу відпалу ми отримуємо можливість вибрати більш перспективну, для нашого випадку, операцію. Існує два різновиди процесу відпалу:

- рекристалізаційний відпал;
- відпал для зняття внутрішніх напружень.

Рекристалізаційний відпал застосовується для двофазних корозійностійких сталей при температурах 650 – 680 °C протягом 4 – 12 годин. Використовується даний тип відпалу для зняття змін в структурі сталі, які утворилися в результаті механічних деформацій матеріалу [24].

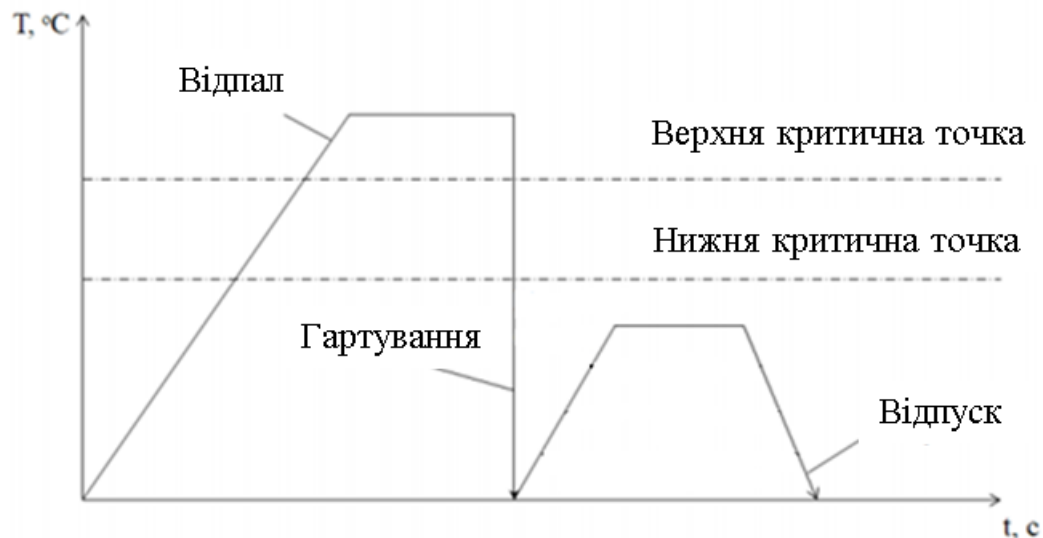


Рисунок 1.4 – Основні операції термічної обробки: відпал, відпуск, нормалізація і гартування [23, с. 187]

Температура процесу призводить до рівномірного розподілу зерен фериту і перліту, які витягнуті в напрямку деформації. Ця особливість орієнтації зерен дає нам можливість повернути металу пластичність [23, 25].

Відпал для зняття внутрішніх напружень застосовується для усунення дефектів, що виникають в процесі різання, зварювання та шліфування. Особливістю цього типу відпалу є дуже повільне охолодження деталі з температури нагріву. Тривалість процесу здатна займати від 2 до 12 годин. Температура процесу регулюється від 450 до 650 °C протягом обраного періоду часу. Вибір часу протікання процесу залежить від розміру і хімічного складу деталі [23, 26].

Процес термічної обробки, який включає в себе нагрів сталі до температур вище критичних, витримку деталі при цих температурах і різке охолодження має назву – гартування. Операцію гартування застосовують з метою отримання високої міцності і твердості матеріалу. Найчастіше охолодження деталі здійснюють в воді або маслі. При багатократних повторях процесу нагріву – охолодження матеріал набуває високої твердості, але втрачає пластичність і в'язкість [27].

Додатковою термічною обробкою, яка запобігає деталь від руйнування при постійних ударних загрузках є відпуск. Відпуск дозволяє отримати високу пластичність матеріалу і знизити його крихкість. Розрізняють три види відпуску: низькотемпературний, середньотемпературний і високотемпературний [28].

Низькотемпературний відпуск здійснюють для утворення структури пересиченого фериту і когерентно пов'язаних з ним частинок карбідів. Утворення такої структури призводить до зменшення внутрішніх напружень, підвищення в'язкості матеріалу і відсутності гартівної крихкості при збереженні твердості. Даний тип відпуску протікає при температурах 150 – 250 °С. Деталь витримується заданої температури і охолоджується на повітрі. Низький відпуск застосовується для різальних та вимірювальних інструментів, які повинні мати високу зносостійкість, але не піддаватися ударним навантаженням та значним механічним напруженням [29, 30].

Процес середньотемпературного відпуску протікає при температурах 350 – 450 °С. Далі деталь утримується при цій температурі, потім охолоджується на повітрі. Даний тип відпуску застосовують для обробки ресор, пружин та інших виробів, що піддаються постійним ударним навантаженням. Структура сталі представляє собою евтектоїдну суміш фериту та цементиту, що здатна призводити до зменшення твердості, але при досягненні значного підвищення в'язкості [29, 31].

Останнім видом процесу відпуску – є високотемпературний відпуск, який здійснюється при температурах 500 – 650 °С з наступним охолодженням на повітрі. При цьому відпуску матеріал починає об'єднувати структурою сорбіту, характерною особливістю якого є зерниста будова. Після високотемпературного відпуску деталь має велику міцність і твердість, будучи при цьому достатньою в'язкістю для значного зменшення крихкості. Процес високотемпературного відпуску широко використовується для оброблення легованих, вуглецевих та конструкційних сталей,

виготовлення валів, шестерні та інших виробів, що потребують високих експлуатаційних та механічних властивостей [32].

1.4.2. Особливості структурного стану поверхневих шарів корозійно-тривких сталей після ХТО

Після протікання процесу хіміко - термічної обробки структурний стан поверхні досліджуваної деталі набуває зміни. Основною причиною істотних змін в структурі матеріалу є впровадження додаткових елементів з метою підвищення експлуатаційних властивостей виробів, що призводить до змін гратки, яка виникає в результаті легування сталі хімічними елементами [11].

Не дивлячись на те, що будь-який матеріал після проведення операції хіміко - термічної обробки набуває зміни в структурі, корозійностійкі сталі мають істотні відмінності у порівнянні з іншими сталями. Причина цієї особливості полягає в хромі, вміст якого в корозійностійких сталях досягає мінімуму в 10 - 11% від маси матеріалу [33].

При цементуванні деталі хром здатний виступати як карбидоутворюючий елемент. Ця особливість хрому призводить до появи в верхніх шарах деталі таких включень як $(Cr, Fe) 23C_6$, $(Cr, Fe) 7C_3$ і $(Fe, Cr) 3C$, що так само має назву «легованих цементит». Карбидоутворюючі включення можуть призвести не тільки до неоднорідної твердості деталі, але і впливають на перебіг самого процесу цементації [34].

Операція цементації значно залежить від форми карбідних частинок. Карбіди, які мають форму «пластини» здатні перекривати шляхи дифундування атомів вуглецю в глибину матеріалу, що призводить до істотного зниження швидкості процесу цементації. Однак, карбіди мають сферичну форми не перпиняють здатність легування і дозволяють атомам вуглецю дифундувати на достатню глибину. У другому випадку карбіди не тільки не є перешкодою протікання процесу хіміко - термічної обробки, а й істотно впливають на збільшення твердості і зносостійкості деталі [35].

В роботі [35, с. 138] автори провели дослідження мікроструктур хромистих сталей з різним вмістом в них хрому (рис. 1.5). Якщо

концентрація в сталі хрому не перевищує 2,1%, то карбідоутворюючі частки матимуть пластинчасту форму не залежно від умов цементації. Якщо сталь має більш 2,1% хрому, то утворені включення матимуть сферичну форму і розташовуватися рівномірно по глибині цементованого шару.

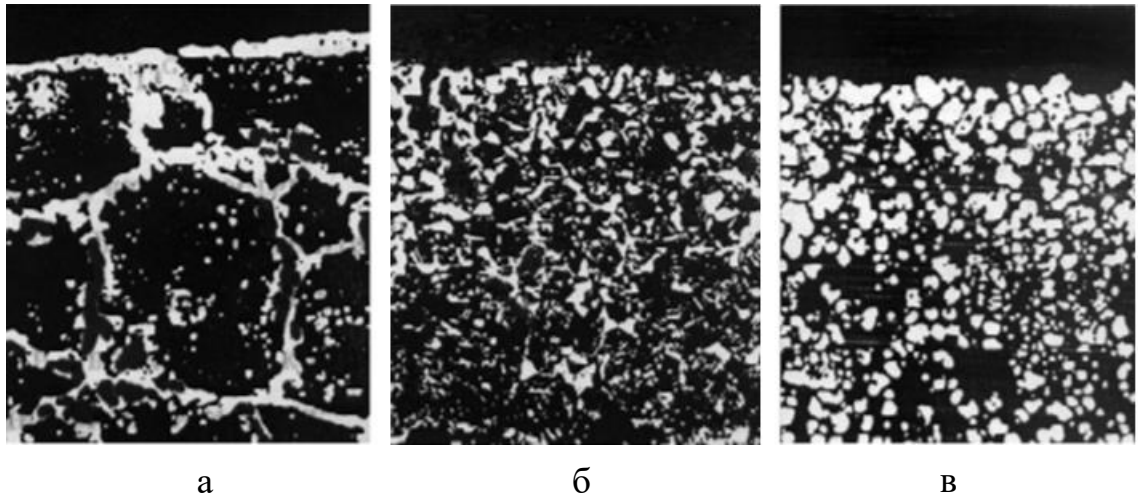


Рисунок 1.5 – Мікроструктура цементованих хромистих сталей з вмістом хрому (а – 0,44 %, б – 1,71 %, в – 2,48 %), $\times 300$ [35, с. 138]

Мікроструктури зображені на рис. 1.5 підтверджують дані висновки. Сталь, що містить 0,44% хрому (рис. 1.5 а) має в своїй структурі карбідні включення по межах зерен у вигляді «пластини»; в зразку зображеному на рис. 1.5 б, що має в своєму складі 1,71% хрому ми спостерігаємо перехідну форму пластинчастих карбідоутворених елементів в більш сферичну. У третьому випадку, зразок, який має в своєму хімічному складі кількість хрому більше 2,1% має карбідні включення сферичної форми.

На жаль, схильність корозійностійких сталей до утворення включень простежується не тільки в ході процесу цементації. Основною проблемою азотування так само вважається вплив дифузії азоту до утворення нітридів.

На відміну від процесу цементації, операція азотування здатна вплинути на зменшення кількості нітридних включень в легування шарах виробів. Розмір і кількість нітридів істотно залежать від температури і

тривалості процесу азотування, що дозволяє впливати на кількість нітридних включень не змінюючи хімічний склад сталі [36].

На рис. 1.6 зображена структура зразка корозійностійкої сталі AISI450 після високотемпературного азотування при різних температурах. Ми бачимо, що на (рис. 1.6 а) нітридні включення мають більш сферичну форму, ніж на (рис. 1.6 б). У другому випадку «пластинчасті» нітриди, що з'явилися в результаті зниженої температури процесу, здатні істотно уповільнити операцію дифундування азоту в глибину деталі [37, с. 41].

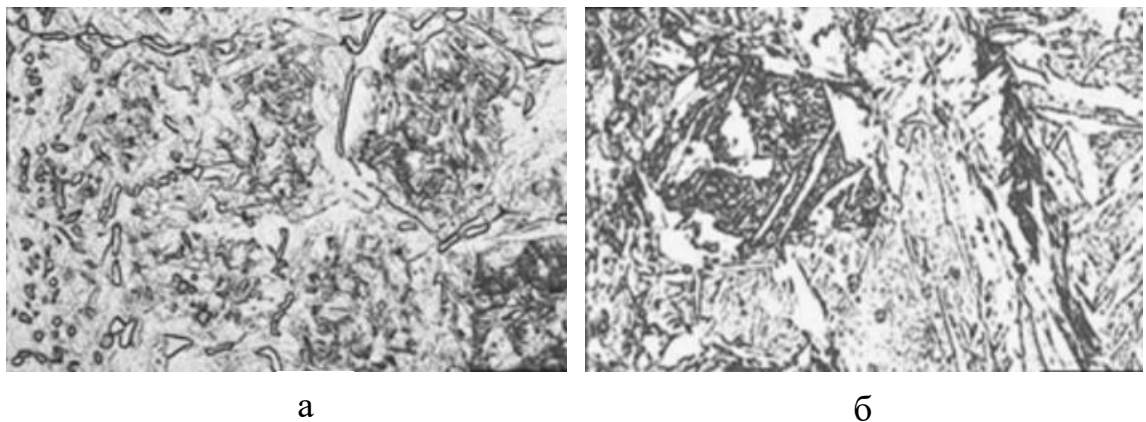


Рисунок 1.6 – Структура зразків сталі AISI450 після високотемпературного азотування при різних температурах (а – при 1050 °С, б – 1100 °С) [37, с. 41]

1.4.3. Механічні властивості корозійностійких сталей після хіміко – термічної обробки (ХТО)

Механічними властивостями називають здатність матеріалу створювати опір зовнішнім силовим діям.. Для визначення та оцінки механічних властивостей сталей використовують показники: міцності, жорсткості, пластичності, твердості і ударної в'язкості. Більшість з описаних вище параметрів визначається в лабораторних умовах на зразках стандартних розмірів [2].

Особливість механічних властивостей корозійностійких сталей полягає в значному вмісті хрому в їхньому хімічному складі. Хром здатний

знижувати критичну швидкість гартування, тому на відміну від вуглецевих цементованих сталей, цементовані корозійностійкі вироби для отримання мартенситної структури піддають гарту в маслі. Процес гартування в маслі значно знижує деформацію деталі. При цьому помітно підвищується межа міцності з 35 - 40 кг \ мм² до значень в 60 - 65 кг \ мм². Це дозволяє застосовувати деталі з корозійностійких сталей в місцях, що піддаються великому навантаженні, наприклад, шестерні, вали та ін. Феритні нержавіючі сталі при кімнатній температурі мають механічні властивості, які рівні аустенітні сталі. При впливі високих температур (> 600 °С) показники пластичності зменшуються до чверті значення, знаходячи при цьому рівні показники з аустенітними жароміцними сталями. [1, 38].

Збільшити експлуатаційні та механічні властивості цементованих хромистих сталей можна за допомогою термічної обробки деталі. В табл. 1.1 представлені деякі з найпопулярніших режимів термічної обробки та отримані механічні властивості досліджуваних сталей [1, с. 205].

Таблиця 1.1 – Стандартні режими термічної обробки корозійностійких сталей і їх механічні властивості [1, с. 205]

Марка сталі	Температура, °С		Механічні властивості		
	гарту	відпуску	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
12X13	1000	700	600	400	20
20X13	1050	700	850	650	10
30X13	1050	250	1600	1300	–
40X13	1050	200	–	–	–
12X17	1050	750	450	300	15
14X17H2	–	300	1100	900	10

У таблиці 1.2 представлені механічні властивості при кімнатній температурі деяких розроблених в Китаї марок сталей. Зазначені в табл. 1.2

корозійностійкі марки сталі широко застосовуються в хімічній, енергетичній промисловості і в індустрії механічної обробки. Дані сталі отримали своє широке застосування через високі механічні властивості: матеріал не формує тендітні локальні ділянки, корозійностійкі та здатні застосовуватися в агресивних середовищах. [38, 39]

Таблиця 1.2 – Механічні властивості корозійностійких сталей при кімнатній температурі [38]

Марка сталі	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	Твердість, НВ
AISI 4713	220	420	20	15	192
AISI 4724	250	450	15	11	192
AISI 4742	270	500	12	9	212
AISI 4762	280	520	10	7	223

Істотним недоліком двофазних корозійностійких сталей є схильність до збільшення розмірів зерна при високих температурах нагріву. Так як даний тип сталей не має фазових перетворень, усунути дефект росту зерна за допомогою термічної обробки не є можливим. Грубозерниста структура впливає на підвищення крихкості матеріалу, що в свою чергу призводить до значного зменшення пластичності [1, 5].

1.5. Постановка мети і задачі досліджень.

Проведений аналіз літератури дозволяє зробити висновки, що наряду з розвитком різних галузей промисловості корозійностійкі двофазні сталі отримують значне поширення їхнього застосування. Це стосується не тільки механічних властивостей при різних робочих температурах, але й кількості

легувальних елементів, включень, технологічних та службових властивостей сталі.

У зв'язку з цим актуальним питанням на сьогоднішній день є розробка оптимального режиму хіміко – термічного оброблення, який забезпечить не тільки високі показники твердості і зносостійкості, але й інших важливих для роботи характеристик матеріалу

Літературний огляд сприяв формуванню напрямку і послідовності дослідження:

— встановлення механізму зміцнення корозійностійких двофазних сталей;

— дослідження впливу різних режимів термічної обробки на механічні властивості двофазних сталей;

— дослідження впливу величини зерна на міцність та пластичність.

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1. Корозійностійкі сталі типу 04...06X18ч

Для вивчення і порівняння структури корозійностійкої сталі після процесу високотемпературної цементації було виготовлено три зразки розмірами $0,8 \times 10 \times 30$ mm з корозійностійкої сталі марки 06X18ч. Досліджувані зразки підготовлені для металографічного і дюрOMETричного аналізу.

Сталь 06X18ч є хромистою економнолегованою сталлю. Сталь 06X18ч використовують в автомобілебудуванні та для побутових потреб – для виготовлення столових виробів і посуду. Сталь має високу пластичність, здатність до полірування, корозійну стійкість та низьку собівартість [11, с.53].

Двофазна сталь 06X18ч має мартенситно-феритної структуру. Хімічний склад зразків наведено в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад досліджуваних корозійностійких сталей [11, с.53]

Марка сталі	Вміст легувальних елементів, % мас.									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	W	Cu	P	S
06X18ч	0,06	0,02	0,20	18,45	0,41	0,05	0,12	0,15	0,035	0,009

Досліджувані зразки піддавалися високотемпературній цементації при попередній обробці пастоподібним карбюризатором. Вміст пастоподібного карбюризатору складав 10 % сажі, 5 % карбонатабарія (BaCO_3), 5 % клею КМЦ і води.

Середня швидкість нагрівання печі до високих температур (1000 – 1100 °С) становила 15 °С/хв. Після завантаження контейнера в піч нагрівання до температури 1030 °С відбулось впродовж 10 – 15 хвилин.

Високотемпературна цементація проводилася шляхом витримки зразків протягом 2 годин при температурі 1030 °С і подальшому охолодженні на повітрі.

2.2. Металографічний аналіз

Перед дослідженням мікроструктури зразки піддавались обробці. Обробка полягала в підготовці поверхні шліфа за допомогою шліфування, полірування та травлення. Шліфування та полірування здійснювалося на шліфувально-полірувальному стані марки Neris 3E881. (рис. 2.1)



Рисунок 2.1 – Шліфувально-полірувальний стан марки Neris 3E881 [39, с.115]

Для вирівнювання поверхні зразків використовувався крупнозернистий папір з розміром зерна 125-80 мкм. Далі здійснювався поступовий перехід до дрібнозернистого паперу з розмірами зерна 14- 20 мкм.

Подальше шліфування відбувалось на папері з використанням алмазних паст у порядку: 14-10 мкм, 5-3мкм, 1 мкм. Завершальною операцією у виготовленні мікروشліфів було полірування на фетрі. Поверхню

дисків змочували водною суспензією тонкодисперсного оксиду хрому з розмірами зерна до 1 мкм [39, с. 115].

Для виявлення структурних складових загартованих зразків використовували концентрований розчин «царської води» (10 мл HNO_3 , 30 мл HCl) за режимом: травлення 30 секунд, промивка водою, сушка під гарячим повітрям. Для виявлення структури відпущених зразків використовували титановий травник (20 мл HF , 20 мл HNO_3 , 60 мл H_2O) за режимом: травлення 10 секунд, промивка водою, сушка під гарячим повітрям [40].

Дослідження протравленої структури проводили на горизонтальному мікроскопі МИМ-8М (рис. 2.2). Мікроскоп металографічний горизонтальний МИМ-8М призначений для візуального спостереження і фотографування мікроструктури металів і інших прозорих об'єктів в світлому полі при прямому і косому освітленні, в темному полі і в поляризованому світлі.

За допомогою МИМ-8М проводиться кількісний і якісний аналіз мікроструктури, а саме:

- визначення кількості та розташування структурних складових;
- визначення величини зерна (за наявності спеціальної розмірної шкали або знаючи величину збільшення окуляра);
- визначення глибини цементованого шару.

Для структури, що візуально має однакову форму і розмір зерна використовували метод підрахунку кількості зерен на одиничній поверхні шліфа для розрахунку середньої площі та середнього діаметра зерен. Визначення розмірів зерен на окремих ділянках проводили шляхом підрахунку перетину границь зерен відрізками прямих з послідуєчим визначенням середнього умовного діаметра [41].

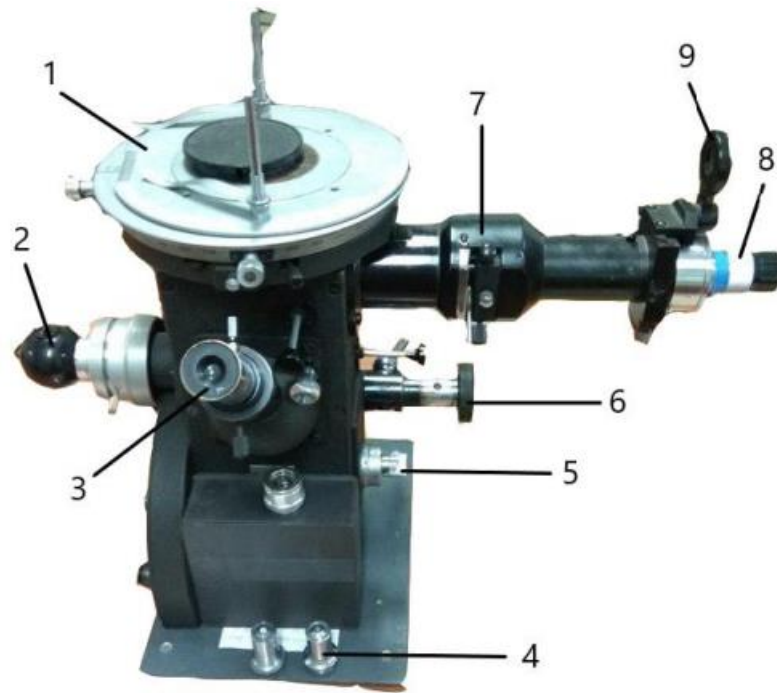


Рисунок 2.2 – Мікроскоп МІМ-8М: 1 – предметний столик; 2 – веб-камера; 3 – насадка-окуляр; 4 – об’єктиви; 5 – механізм мікрометричної подачі; 6 – механізму грубої подачі; 7 – пересувна рамка; 8 – освітлювальна LED лампа; 9 – поляризатор [39, с. 223]

Для дослідження були використанні мікрофотографії структури при збільшенні $\times 300$. Для такого збільшення число зерен m , що мають однакові форми та розміри в полі зору, розраховується за формулою:

$$m = 2 \left(\frac{g}{100}\right)^2 n_g, \quad (2.1)$$

де n_g – загальна кількість зерен, що знаходяться всередині фігури, яка обмежується фотографією при збільшенні g .

Середню площу зерна визначають за формулою:

$$a = \frac{1}{m} \quad (2.2)$$

Середній діаметр зерна визначають за формулою:

$$d_m = \frac{1}{\sqrt{m}} \quad (2.3)$$

Отримані значення m , a , d_m порівнюємо з табличними, що наведені в ГОСТ 5639-82, і визначаємо номер величини зерна. Метод підрахунку перетину границь зерен полягає у підрахунку зерен, які перетинає відрізок прямої, та у визначенні середнього умовного діаметру.

На ділянках шліфа, де розмір і форма зерен значно відрізняється, визначали середній умовний діаметр за формулою:

$$d_L = \frac{L}{N} \quad (2.4)$$

Порівнюючи отримані значення d_L із значеннями відповідних параметрів наведених в ГОСТ 5639-82 визначають номер величини зерна[41].

2.3. ДюрOMETричний аналіз

Визначення твердості матеріалу є одним з найпоширеніших методів механічного випробування. Цей метод дозволяє оцінити властивість деталі без її руйнування. Значною перевагою дюротометричного аналізу також є можливість оцінити властивість окремих фрагментів і тонких поверхневих шарів досліджувальної деталі.

На сьогоднішній день існує багато методик розрахунку твердості і до кожної з них є певне визначення терміна «твердість». Всі ці методики об'єднує один процес – вдавнення індентора в поверхню матеріалу. Тому під твердістю розуміють властивість матеріалів чинити опір проникненню при контактному впливі індентора на поверхневі шари матеріала [42].

В даний час найбільш широко використовують наступні статичні методи визначення твердості: по Брінеллю (НВ), Роквеллу (HRC) або

Віккерсу (HV). На практиці метод Брінелля частіше застосовують для м'яких сталей і сплавів, метод Роквелла для твердих, а за допомогою метода Віккерса можна вимірювати твердість тонких азотованих або цементованих шарів. Кожний з цих методів має відповідну шкалу твердості та відповідні їй числові значення.

На сьогоднішній день в Україні діє ДСТУ ISO 6508-1:2013, що складається з декількох частин. В даному стандарті описані вимоги до зразків, калібрування приладів та еталонних мір та методика проведення випробування. Цей стандарт прийшов на заміну ГОСТ 9013-59, який мав широке застосування на підприємствах. Дослідні зразки вимірювались методом Роквелла за шкалою HRB на твердомірі «Роквелл» Микротех, модель HRA-1 (рис. 2.3).

Суть цього методу полягає у вдавлюванні у поверхню зразка сталюї сфери діаметром 1,588 мм під дією послідовно прикладених попереднього навантаження F_0 та основного навантаження F_1 та у визначенні глибини впровадження індентора після зняття основного навантаження.

Сума попереднього і основного навантаження складає загальне навантаження F , яке для вимірювання за шкалою HRB складає 980,7 Н) (рис. 2.4). Висновок про твердість матеріалу роблять за даними отриманої різниці глибини вдавлювання індентора під дією двох послідовних навантажень F_0 і F_1 . Стрілка індикатора приладу Роквелла по червоній шкалі В показує твердість яку розраховують за формулою:

$$130 - \frac{h_1 - h_0}{0,002},$$

де h_0 і h_1 – глибина вдавлювання індентора при прикладанні попереднього і основного навантаження відповідно;

0,002 – умовна одиниця твердості (ціна поділки шкали індикатора приладу).

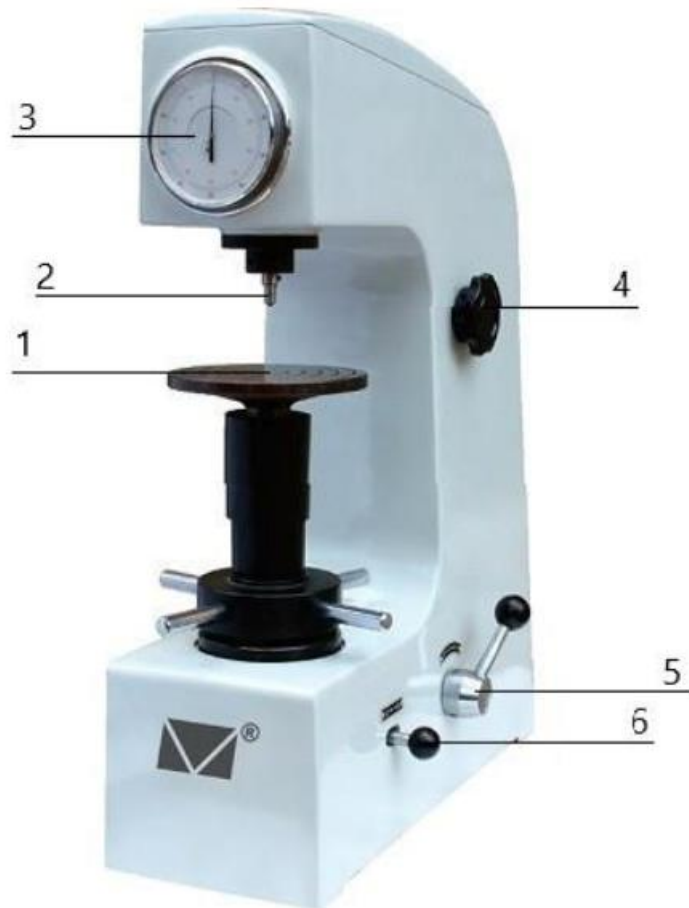


Рисунок 2.3 – Твердомір «Роквелл» модель HRA-1: 1 – робочий стіл; 2 – індентор; 3 – індикатор; 4 – ручка переключення навантаження; 5 – ручка розвантаження; 6 – ручка навантаження [39, с. 233]

Одиниця твердості за Роквеллом – безрозмірна величина, що відповідає осьовому переміщенню індентора на 0,002 мм. Перед вимірюванням твердості зразок потрібно підготувати таким чином, щоб не змінювались його властивості внаслідок механічної обробки.

Зразок має відповідати певним вимогам:

— товщина зразка має дорівнювати як мінімум десятикратній постійній глибині відбитка від конусних інденторів та п'ятнадцятикратній постійній глибині відбитка для шарикових інденторів;

— поверхня зразка повинна бути рівною, з шорсткістю не більше 2,5 мкм, очищеною від окалини і сторонніх домішок (особливо від мастил).

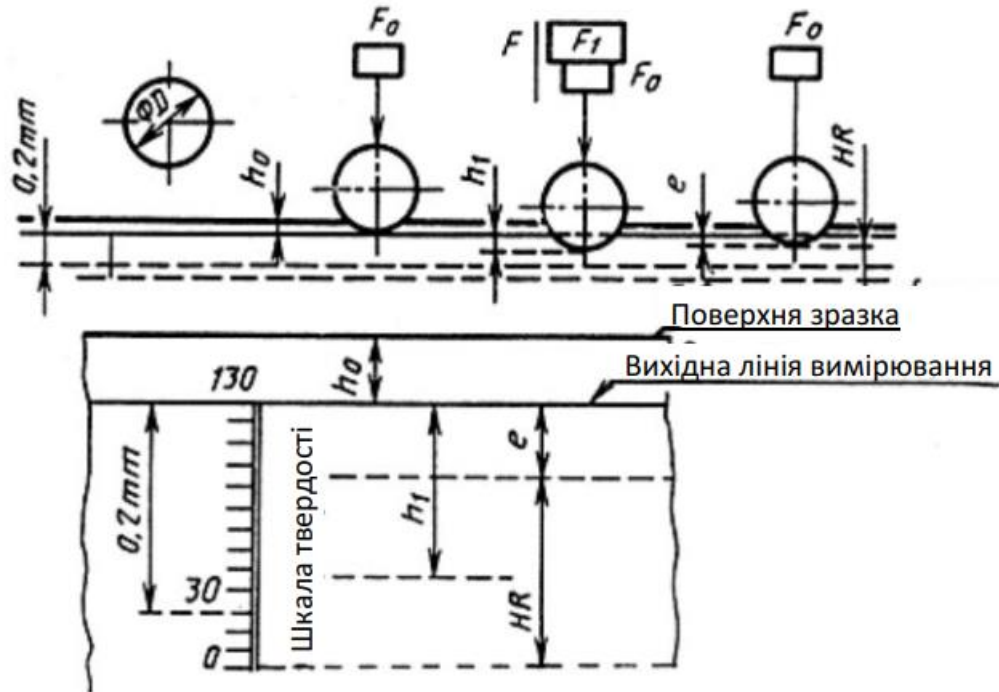


Рисунок 2.4 – Схема проведення вимірювання методом Роквелла сталюю кулькою [40, с. 105]

На результати дослідження в значній мірі впливає розмір зерна і його хімічна неоднорідність. Твердість може збільшуватись при попаданні індентора на границю зерен або на границю двох фаз.

На величину твердості впливають вимірювання при різних навантаженнях. Тому ті виміри, які необхідно порівнювати, проводять при одному і тому ж навантаженні.

Для отримання більш точних результатів при проведенні вимірювання необхідно дотримуватись певних правил:

— прикладання попереднього зусилля F_0 повинно відбуватись без удару, вібрації або коливання. Тривалість дії попереднього зусилля F_0 не повинно перевищувати три секунди;

— збільшення зусилля з F_0 до F_1 повинно тривати не більше ніж вісім секунд;

— після навантаження загальне зусилля F зберігати продовж чотирьох або шести секунд;

— плавно знімаючи основне зусилля F_1 залишають попереднє F_0 , після короткочасного стабілізування отримують значення твердості. Слід дотримуватися певної швидкості навантаження і витримки під навантаженням. Швидке навантаження знижує значення твердості, бо деформація зразків при цьому відбувається не тільки внаслідок статичної дії вантажу, а й за рахунок динамічної дії [43, 44].

РОЗДІЛ 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Визначення структурного стану двофазних корозійностійких сталей за допомогою структурних діаграм

Проведений аналіз літератури дозволяє зробити висновок, що з розвитком галузей промисловості корозійностійкі двофазні сталі отримують значне поширення застосування. У даній кваліфікаційній роботі ми досліджуємо формування структури і властивостей двофазної корозійностійкої сталі 06X18ч. Дана сталь широко застосовується в побутовому середовищі та при автомобілебудуванні.

Двофазна сталь 06X18ч має феритно – мартенситну структуру, відсоткове співвідношення якої складає: 80 % фериту і 20 % мартенситу. Така особливість структури дозволяє сталі мати достатню пластичність при значних показниках твердості, здатність до полірування та корозійну стійкість при низькій собівартості. Для відображення структури і властивостей корозійностійких сталей від вмісту в ній легувальних елементів були побудовані структурні діаграми Шарапова – Гуляєва та Потака – Сагалєвича.

Для порівняння властивостей і структури сталей при побудові структурних діаграм Шарапова – Гуляєва (рис. 3.1) і Потака – Сагалєвича (рис. 3.2) ми використовували в розрахунках хімічний склад сталей, які наведені в таблиці 3.1

У розглянутій діаграмі І. М. Шарапова і Б. Б. Гуляєва всі легувальні елементи умовно віднесені або до аналогів хрому, або до аналогів нікелю. Цей фактор в значній мірі враховує вплив елементів на кількість σ -фериту в сталі, але не враховує вплив на температуру початку мартенситного перетворення M_n .

Таблиця 3.1 – Хімічний склад корозійностійких марок сталі [11, с.53]

Марка сталі	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S	Ti
06X18ч	0,06	0,02	0,2	18,4	0,41	-	0,025	0,025	-
04X18ч	0,03	0,6	0,5	16,4	0,5	-	0,025	0,025	-
08X13	0,08	0,8	0,8	13	0,6	-	0,035	0,025	-
08X17	0,08	0,8	0,8	17	0,6	0,3	0,035	0,025	-

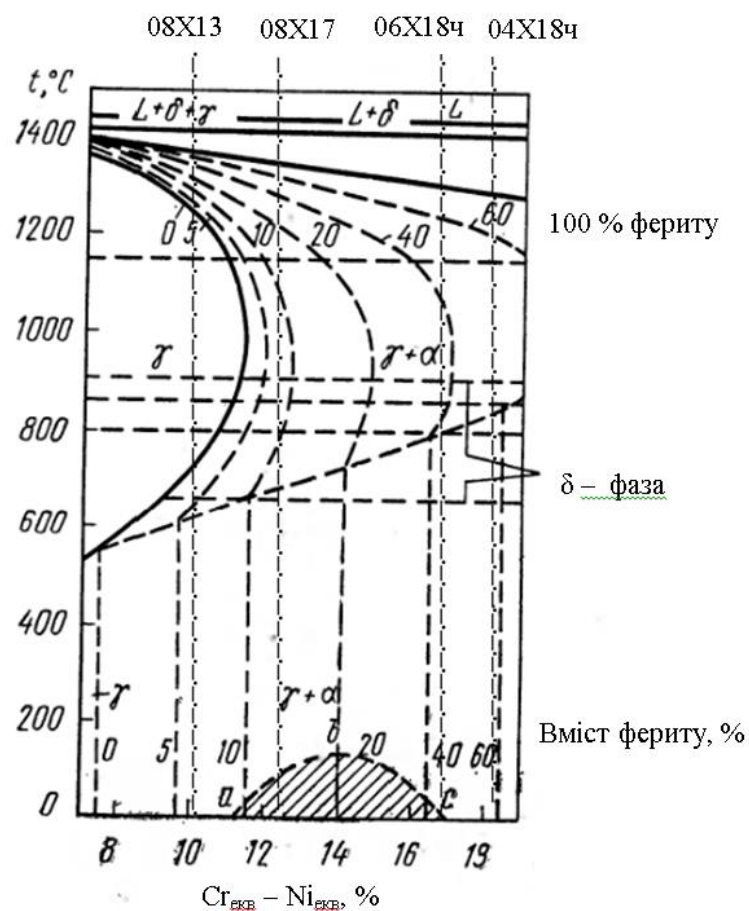


Рисунок 3.1 – Структурна діаграма Шарапова – Гуляєва [22, с.10]

Структурною діаграмою, яка дозволяє напівкількісно визначати фазовий склад сталей двофазного класів є діаграма Я.М. Потака і Е.А. Сагалевич (рис 3.2). Діаграма Я. М. Потака і Е. А. Сагалевича відповідає структурі сталей після гартування з 1050 °С до 1100 °С. Ці температури

найбільш часто вибираються при термічній обробці нержавіючих сталей, так як при цій температурі розчиняються карбиди хрому в нестабілізованих сталях, а інтенсивний ріст кількості δ -фериту зазвичай спостерігається при більш високих температурах (1200 - 1250 °С).

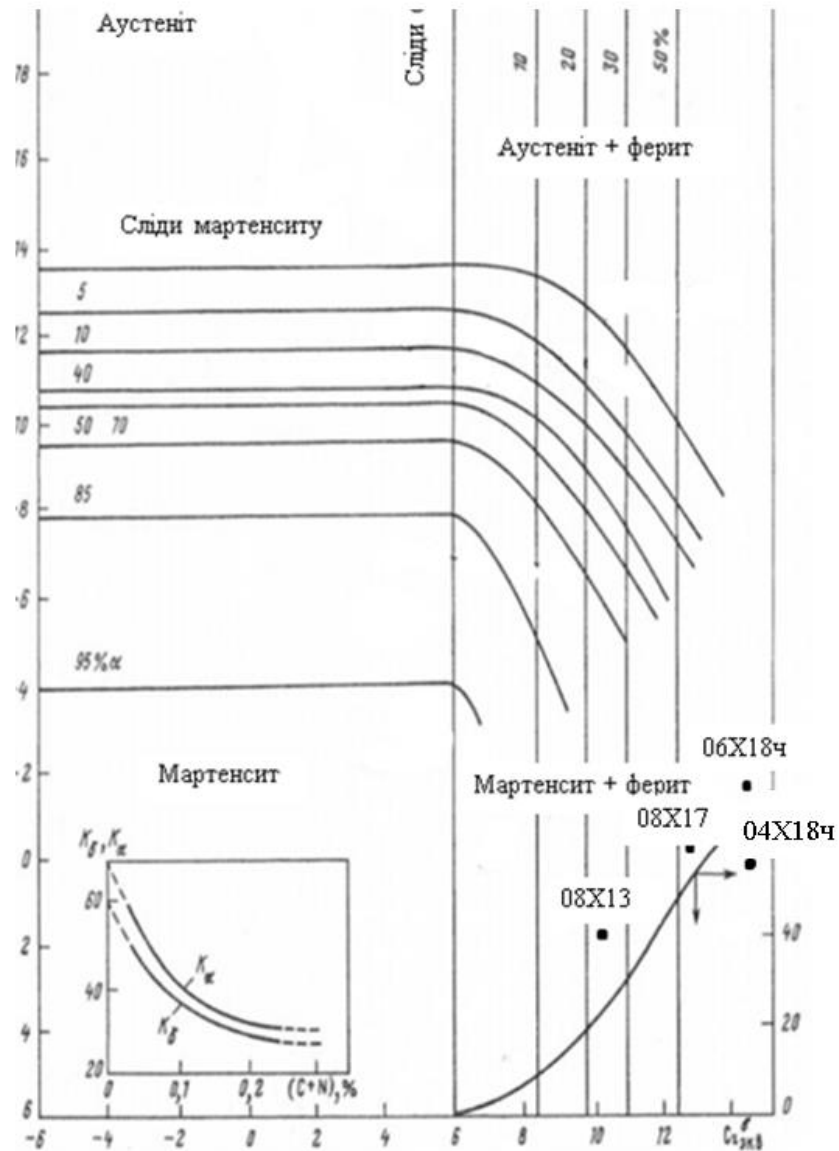


Рисунок 3.2 – Структурна діаграма Потака – Сагалевича [22, с.11]

Необхідно також враховувати, що для отримання більш точних результатів необхідно брати до уваги тільки ту кількість легувальних елементів, яка знаходиться в твердому розчині після гарту з 1050°С до 1100°С.

3.2. Визначення товщини поверхневого шару після ХТО

Розробка режиму високотемпературного хіміко–термічного оброблення (ХТО) двофазної корозійностійкої сталі поверхневого шару є важливою і основною метою отримання необхідного структурного стану і збільшення фізико – механічних властивостей матеріалу.

У цій роботі були досліджені три зразки з корозійностійкої двофазної сталі 06X18ч. Досліджувані зразки піддавалися обробці пастоподібним карбюризатором, який складався з 10 % сажі, 5 % карбонатабарія (BaCO_3), 5 % клею КМЦ і води.

Процес цементування протікав при температурі 1030 °С. На рис. 3.3 зображена структура сталі 06X18ч до (а) і після (б) цементації та наступного трьохкратного відпуску. Після термічної обробки структура досліджуваного зразка (рис 3.3б) залишилася двофазною, але відбулося значне збільшення мартенситної фази і поява частинок цементиту типу $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$ по границям зерен.

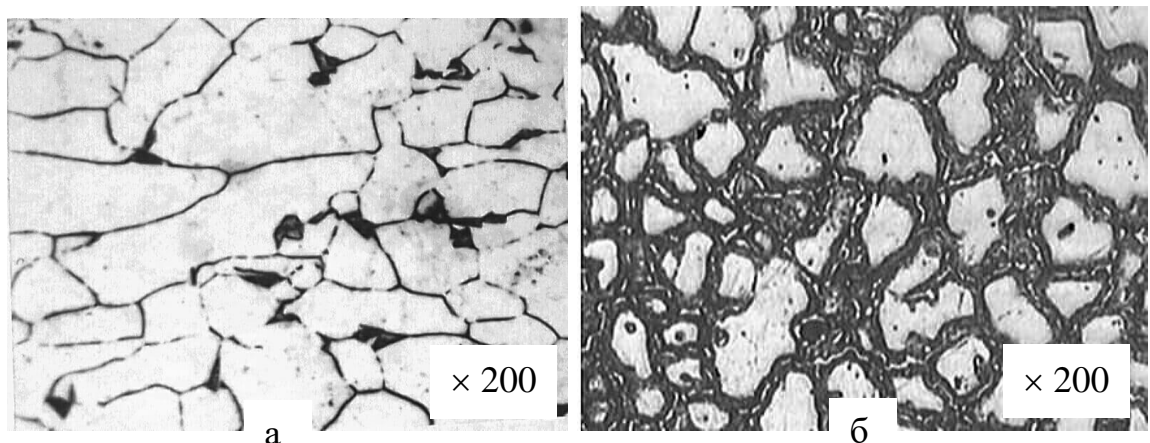


Рисунок 3.3 – Структура сталі 06X18ч до (а) та після (б) процесу високотемпературної цементації

Отримані на мікроскопі МИМ-8М, зображення показують нам наглядний вигляд мартенситно – ферритної структури сталі. Світлі ділянки

представляють собою фазу м'якого фериту. Ця складова відповідає за підвищену технологічну пластичність матеріалу. Темні ділянки – мартенсит, який підвищує характеристики твердості та зносостійкості досліджуваної сталі.

По всій площині поперечного перерізу зерна сталі 06X18ч мають відносно однаковий розмір. За допомогою методу підрахунку зерна визначимо їх кількість на 1 мм^2 , використовуючи формулу (2.1). Средню площу a та середній діаметр d_m визначимо за допомогою формул (2.2) и (2.3) відповідно.

Отримані дані середньої площі і середнього діаметра зерна зразка двофазної сталі 06X18ч склали: $a = 0,0009 \dots 0,00093 \text{ мм}^2$, $d_m = 0,030 \dots 0,032 \text{ мм}$. Згідно ГОСТ 5639-82 даним параметрам відповідає бал зерна рівний 7.

Поверхня досліджуваних зразків після процесу високотемпературної цементації зображена на рис 3.4.

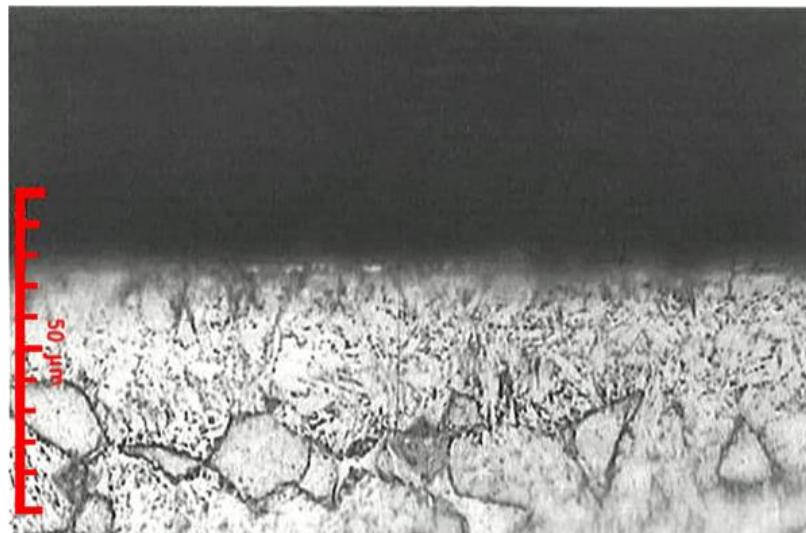


Рисунок 3.4 – Поверхня зразка сталі 06X18ч після високотемпературної цементації ($\times 500$)

Цементовий шар утворився через насичення зразка вуглецем. Процес впровадження вуглецю, в свою чергу, призводить до значного збільшення

кількості мартенситу по всій поверхні шару. Збільшення кількості мартенситу і поява часток цементиту по границях зерен призводить до підвищення характеристик твердості у поверхневих шарах деталі. Глибина отриманого цементованого шару залежить від складу карбюризатора, температури процесу і часу витримки зразка. На рис 3.4 можна бачити, що глибина отриманого нами цементованого шару становить 20 ± 3 мкм.

3.3. Дослідження структурного стану сталі після ХТО та ТО

Три зразка сталі 06X18ч було підвергнуто процесу високотемпературної цементації при різних режимах термічної (ТО) і хіміко-термічної (ХТО) обробки. У таблиці 3.2 вказані режими і послідовності операції обробки досліджуваних зразків.

3.3.1. Структурний стан та властивості цементованої сталі після ТО

Принципові схеми процесу високотемпературної цементації, які віднесені до відповідного варіанту послідовності операцій, зображені на рис.3.5.

Таблиця 3.2 – Режими ТО та ХТО сталі 06X18ч

№	Варіант	Послідовність операцій
1	I	Хибна цементація при 1030 °С, 2 год., охолодження в оливi
2	II	Цементація при 1030 °С, 2 год., охолодження в оливi
3	III	Цементація при 1030 °С, 2 год., охолодження в оливi та азотування при 530 °С

У першому випадку (рис. 3.5) на зразку сталі 06X18ч була проведена хибна цементація шляхом науглецювання матеріалу на задалегідь покриту

поверхню досліджуваного зразка міддю. Хибна цементация проводилася при температурі 1030 °С протягом 2 годин з подальшим охолодженням в оливі.

Після охолодження з температури 1030 °С зразок піддавався потрійного відпуску при температурі 530 °С. Структура сталі 06Х18ч після цементации при використанні першого режиму послідовності операції наведена на (рис. 3.6)

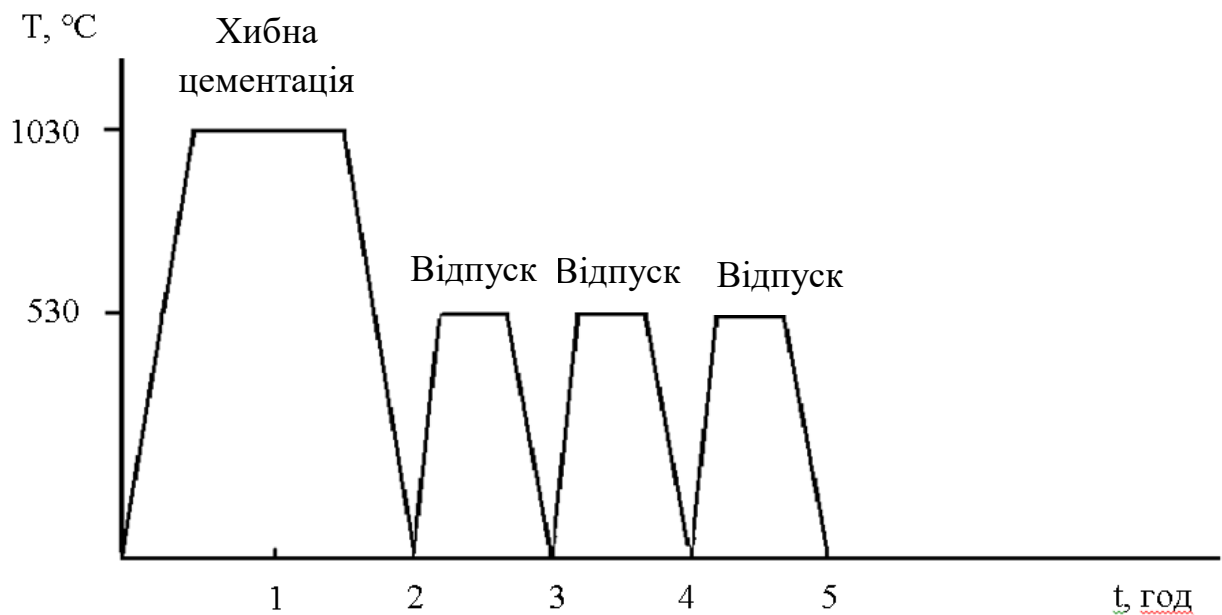


Рисунок 3.5 – Принципова схема ХТО та ТО сталі 06Х18ч при I варіанті послідовності операцій

При обробці зразка сталі шляхом режиму послідовності операцій варіанта II (рис. 3.7) матеріал піддавався високотемпературного цементування з використанням пастоподібного карбюризатора. Процес протікав протягом 2 годин при температурі 1030 °С з подальшим охолодженням в оливі.

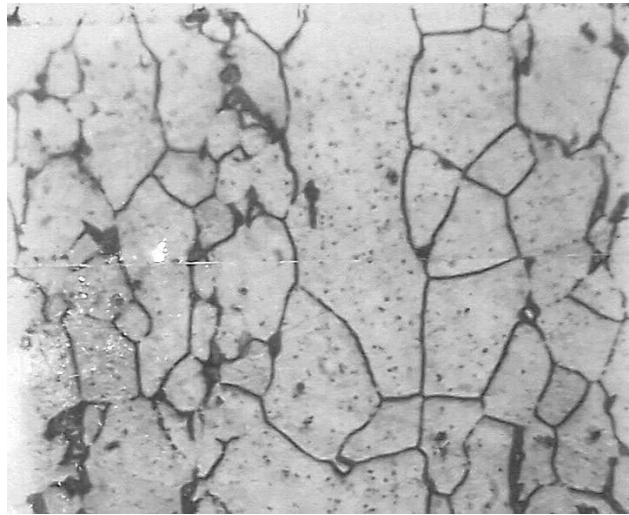


Рисунок 3.6 – Структура двофазної сталі 06X18ч після процесу хибної цементації ($\times 200$)

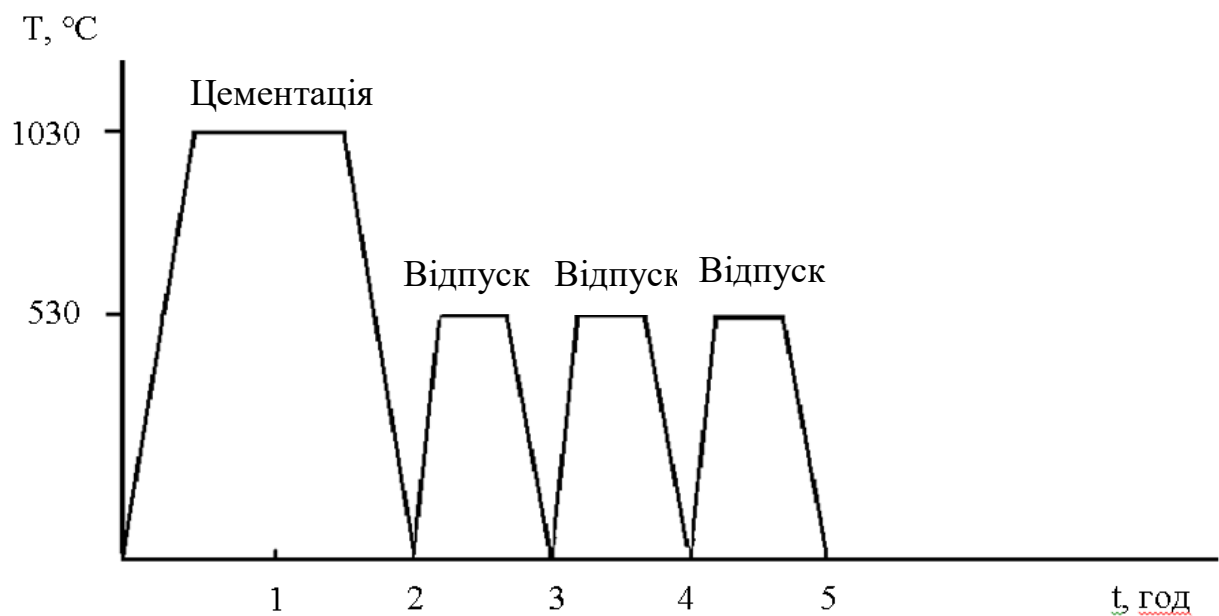


Рисунок 3.7 – Принципова схема ХТО та ТО сталі 06X18ч при II варіанті послідовності операцій

Після охолодження з температури цементування сталь піддавалася потрібному високотемпературному відпуску при температурі 530 °С тривалістю процесу в 1 годину і подальшим охолодженням в оливі.

Термічна обробка сталі 06X18ч у вигляді потрійного високотемпературного відпуску дозволила зразкам придбати додаткову твердість, зберігаючи при цьому достатню в'язкість для перешкоджання появи крихкості матеріалу.

Структура сталі 06X18ч після цементації при використанні II режиму послідовності операцій наведена на (рис. 3.8). У другому варіанті режиму ми спостерігаємо значне збільшення кількості дифундуюючих атомів вуглецю в верхні шари зразка, що призвело до підвищених значень твердості матеріалу, в порівнянні з першим режимом термічної обробки.

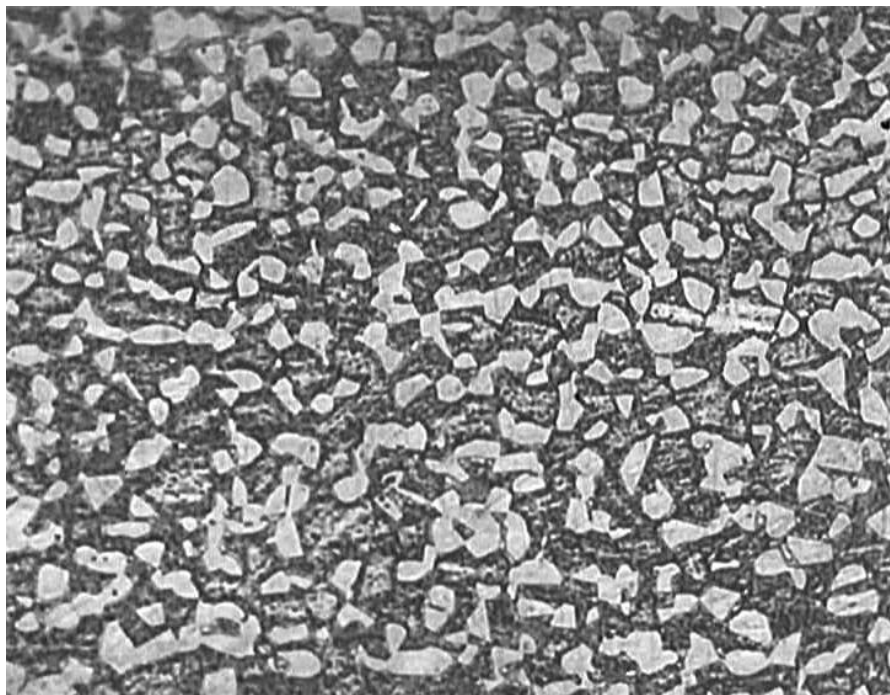


Рисунок 3.8 – Структура сталі 06X18ч після високотемпературної цементації, яка проведена по II режиму ТО ($\times 200$)

Варіант III (рис. 3.9) ХТО включає в себе високотемпературну цементацію протяжністю 2 години при $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$ і наступним охолодженням в оливі. Після охолодження зразок піддавався потрійного високотемпературній відпуску тривалістю в одну годину при температурі $530\text{ }^{\circ}\text{C}$.

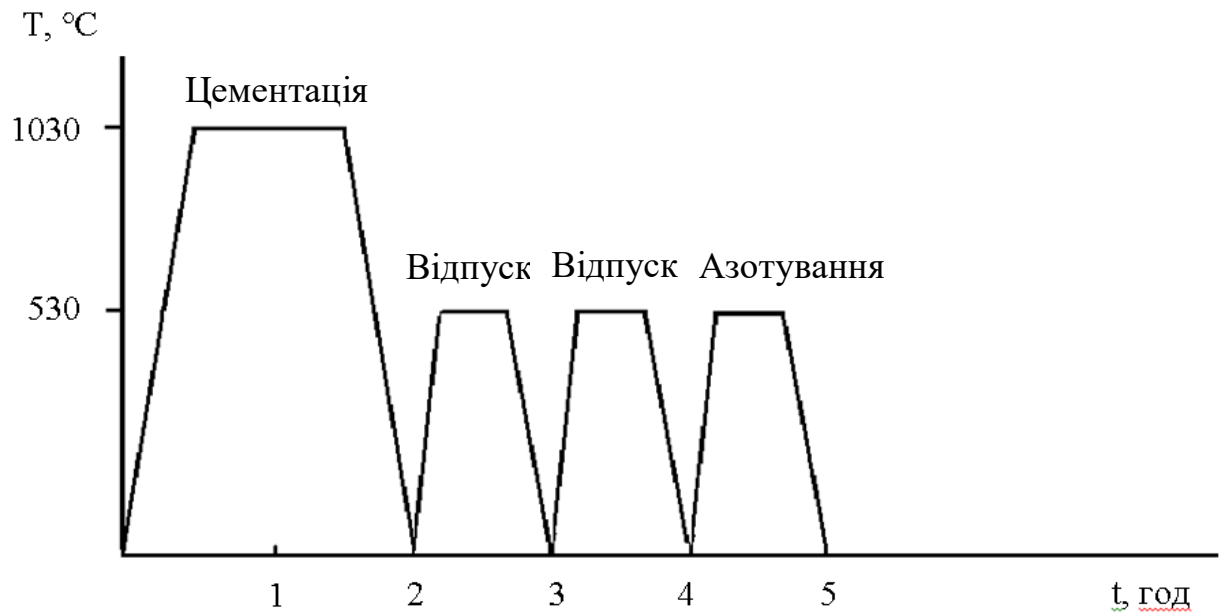


Рисунок 3.9 – Принципова схема ХТО та ТО сталі 06Х18ч при III режимі ТО

Третій відпуск комбінований з процесом азотування, який так само як і два попередніх відпуски, відбувався тривалістю в одну годину. З температури 530 °С зразок охолоджувався в оливі.

Поєднання двох процесів хіміко-термічної обробки дозволило отримати зразок з максимально високими даними твердості (табл 3.3) поверхневого шару, зберігаючи при цьому в'язку серцевину. Структура зразка, обробленого згідно третього варіанту термічної обробки зображена на рис 3.10.

Комбіноване використання ХТО дозволило отримати подвійний легований шар поверхневого зміцнення. На рис. 3.10 ми спостерігаємо поверхневий шар, отриманий за допомогою процесу азотування, який поступово переходить в цементовану частину зразка.

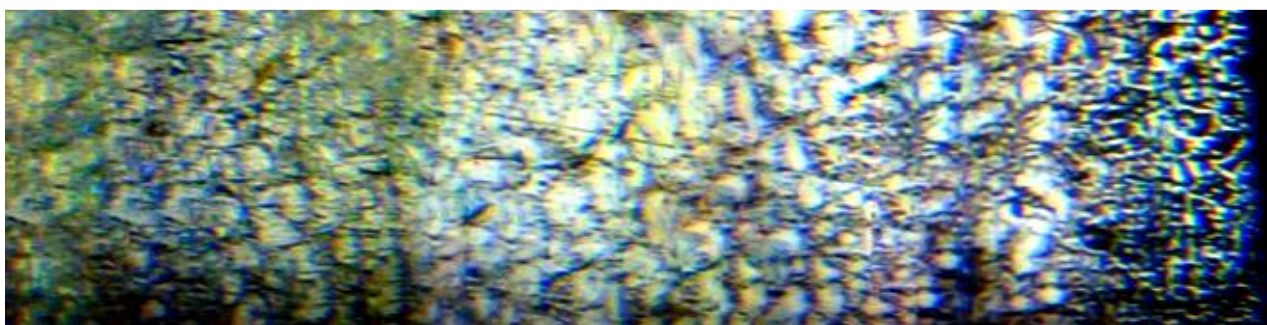


Рисунок 3.10 – Структура сталі 06X18ч після комбінованого ХТО і III варіанту режиму ТО ($\times 360$)

3.3.2. Механічні властивості дифузійного шару дослідницької сталі

Твердість зразків сталі 06X18ч досліджувалася до і після процесу цементації. Результати вимірювання твердості приведені в таблиці 3.3. До процесу хіміко-термічної обробки твердість зразків істотно нижче твердості матеріалу після процесу.

Таблиця 3.3 – Результати дюрометричного дослідження

Режим ТО	Твердість після ХТО + ТО, HRC	Твердість до ХТО + ТО, HRC
I	27,1	22,7
II	45,3	22,0
III	52,8	25,4

Побудована за результатами таблиці 3.3 діаграма (рис. 3.11) дає наочне уявлення про збільшення значень твердості після обраного процесу ТО в порівнянні з твердістю вихідної структури зразка.

Ми бачимо, що в разі третього режиму ТО, що протікає при використанні комбінованого ХТО, твердість отриманого зразка має

максимально високі значення навіть при середніх значеннях твердості вихідного зразка сталі.

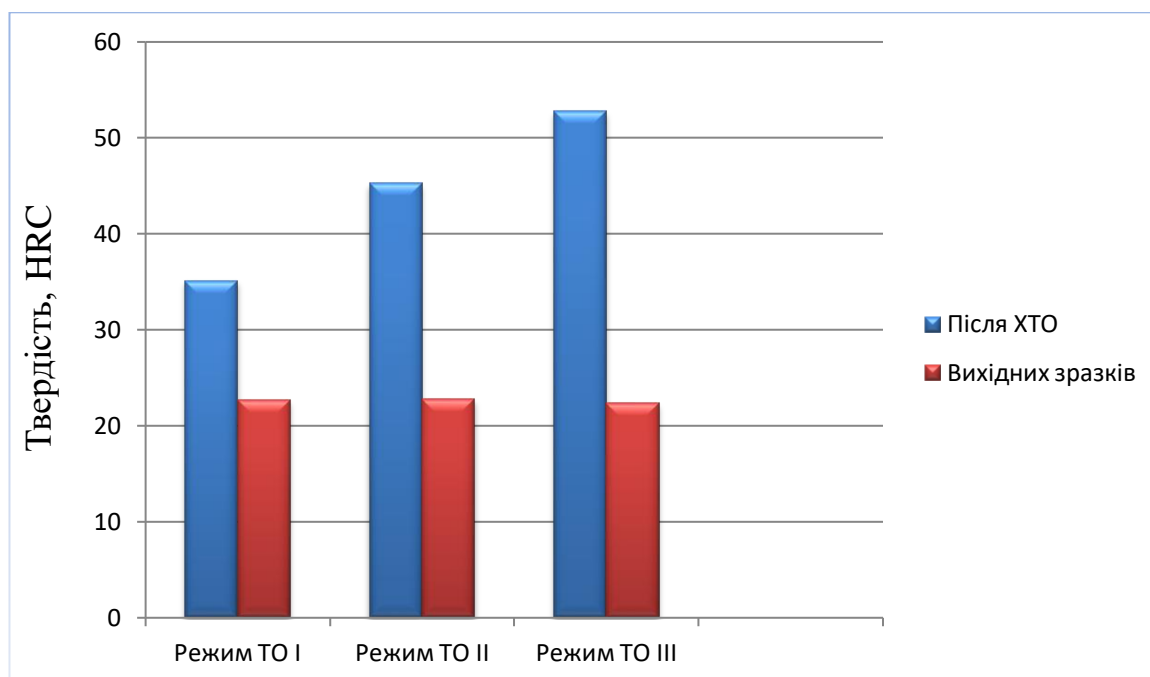


Рисунок 3.11 – Порівняння результатів твердості зразків у вихідному стані з результатами твердості зразків після різних режимів ТО

ВИСНОВКИ

1. Корозійностійка сталь 06X18ч має двофазну мартенситно – феритну структуру (20 % мартенситу / 80 % фериту) та здатна зберігати її після витримки матеріалу при високих температурах у ході різних режимів ХТО та ТО.

2. Обрані режими ХТО та ТО призвели до збільшення твердості поверхневих шарів всіх досліджуваних зразків сталі 06X18ч при збереженні в'язкості серцевини та попередження появи крихкості матеріалу в цілому.

3. III режим ТО проведений за допомогою комбінаційного процесу ХТО (цементация + азотування) сталі 06X18ч сприяв збільшенню твердості поверхневих шарів зразку більш ніж 2 рази у порівнянні з показниками твердості серцевини.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Гуляев А. П. *Металловедение : учебник для вузов.* Москва: *Металлургия*, 1986. 544 с.
2. Арзамасов Б.Л. *Материаловедение : учебник для ВУЗов.* Москва: *Машиностроение*, 1986. 384 с.
3. Giolitti F. *The Cementation of Iron and Steel.* McGraw – Hill Book Company.Incorporated, 1915. 407 p.
4. *Матеріалознавство і слюсарна справа : монографія / П. Федірко та ін.* Харків : *Kamianets-Podilskyi*, 2017. 276 с.
5. Лахтин Ю. М. *Основы металловедения: учебник для техникумов.* Москва: *Металлургия*, 1988. 320 с.
6. Росляков И. Н. *Цементация сталей с применением пастообразного карбюризатора для получения поверхностного слоя карбидов: автореф. дис...канд. техн. наук / Государственный технический университет.* Ленинград, 1990. 13 с.
7. Гончаров, А. Н. *Нитроцементация стальных изделий в пастообразных карбюризаторах с нагревом в нейтральных соляных ваннах: автореф. дис...канд. техн. наук / Государственная техническая академия им. И. Иванова.* Курск, 2009. 14 с.
8. Gunn R. N. *Duplex stainless steels.* Abington Publishing, Woodhead Publishing Ltd.Abington Hall, Abington, Cambridge, 1997. 204 p.
9. Міщенко В. Г., Меньяло О. І., Маказан А. І., Долгорукий П. Ю. *Формування структурного стану поверхневих шарів сталі 04X18Ч-ГР у процесі високотемпературної цементації. Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета.* 2011. № 54. с. 73–77.

10. Мищенко В. Г. Структура и свойства листовой коррозионностойкой стали 06X18ч, легированной РЗМ и кальцием. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1983. № 8. с. 32–34.
11. Міщенко В. Г., Булах О. І., Гавронська Я. С. Корозійна тривкість хромистих мартенситно-феритних сталей після поверхневого зміцнення цементациєю. *Проблеми корозії та протикорозійного захисту конструкційних матеріалів*. 2018. № 14. с. 52–55.
12. Тарасов Н. А. Структура и свойства диффузионных слоев, формирующихся на легированных сталях при цементации в активированных древесно-угольных смесях / МИТОМ. 2007. № 2. с. 32–35.
13. Абрамова В.И. Конструкционные материалы в автомобилестроении: учебное пособие. Тула : Изд-во ТулГУ, 2015. 186 с.
14. Бабаков А. А. Коррозионностойкие стали и сплавы: учебник для вузов. Москва : Металлургия, 1971. 319 с.
15. Meka S., Chauhan A., Steiner T., Bischoff E., Ghosh P., Mittemeijer E. Generating duplex microstructures by nitriding; nitriding of iron based Fe–Mn alloy *Materials Science and Technology. Materials Science and Technology*. 2016. V. 32, № 9. p. 883–889.
16. Гадалов В.Н., Макарова И.А., Ляхов А.В., Ляхов В.И., Стародубцев В.В., Минаев И.В., Гвоздев А.Е., Кутепов С.Н., Калинин А.А. Перспективные процессы химико-термической обработки конструкционных сталей. *Известия ТулГУ. Технические науки*. 2018. №12. с. 567–575.
17. Лахтин Ю.М. Диффузионные основы процесса азотирования / Ю.М. Лахтин / МиТОМ. 1995. №7. с. 14–17.
18. Петрова Л.Г., Александров В.А., Демин П.Е. Комбинированная технология диффузионного насыщения металлами углеродистых сталей, совмещённая с гидроплазменным азотированием. *Вестник ХНАДУ*, № 54, 2011. 52–59.

19. Петрова Л.Г., Александров В.А., Зюзин Д.М Регулируемые процессы азотирования коррозионностойких сталей. *Вестник МАДИ (ГТУ)*.2003, № 1.с. 20–26.
- 20.Alvarenga H., Van de Putte T., Van Steenberge N., Sietsma J., Terryn H., Influence of Carbide Morphology and Microstructure on the Kinetics of Superficial Decarburization of C-Mn Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. V. 46. p.123 – 133.
21. Wasy A., Zhifeng Z., Shum P., Lawrence L., Kwak Y. The effect of two-step heat treatment on hardness, fracture toughness, and wear of different biased diamond-like carbon coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2017. V. 32. p. 118 – 125.
- 22.Сокол И. Я. Двухфазные стали : учебник для вузов. Москва: Металлургия, 1974. 216 с.
- 23.Карху В. С., Данилко В. А. Термическая обработка деталей из нержавеющей стали и алюминия. *Современные материалы, техника и технологии*, №7, 2017 с. 184 – 190.
- 24.Наука: Современные технологии обработки алюминия и его сплавов URL: https://stankoreport.ru/news/article_post/nauka-sovremennyyetekhnologii-obrabotki-alyuminiya-i-yego-splavov. (дата звернения: 02.11.2020)
25. Технология отжига стали. URL: <https://martensit.ru/termoobrabotka/otzhig-stali/#i-7>. (дата звернения 15.11.2020)
- 26.Как проводится термическая обработка нержавеющей стали URL: <https://www.globus-stal.ru/articles/kak-provoditsyatermicheskayaobrabotka-nerzhavayki>. (дата звернения 15.11.2020)
- 27.Большая советская энциклопедия / під заг. ред. А. М. Прохоров. Москва : 1969 – 1978, т. 9. 1972. с. 608.
- 28.Najdahmadi A., Zarei-Hanzaki A., Farghadani E. Mechanical properties enhancement in Ti–29Nb–13Ta–4.6Zr alloy via heat treatment with no

- detrimental effect on its biocompatibility. *Materials & Design*, 2015. V. 26 p. 89 – 95.
29. Pierre P., Jacques L., Paul H., Ernst M. The physics of phase transitions: concepts and applications. : Berlin, 2006. p. 66.
30. Перетворення мартенситу при нагріванні
URL:https://studopedia.su/9_49310_peretvorennya-martensitu-pri-nagrivanni.html. (дата звернення 16.11.2020)
31. Термічна обробка сталі URL: <https://mehanik-ua.ru/pidruchnik-materialoznavstvo/710-termichna-obrobka-stali.html> (дата звернення 16.11.2020)
32. Ржешотарский А. Микроструктура стали. Энциклопедический словарь Брокгауза и Ефрона : учебник для вузов. 1907. 378 с.
33. Переверзев В.М. Термодинамические условия образования зернистого цементита в диффузионном слое легированной стали в процессе цементации. *Новое в металловедении и термической обработке металлов*. Тольятти, 1979, с. 54 - 67.
34. Міщенко В. Г., Булах О. І., Меньяло В. І. Поверхнєвє зміцнення хромистих мартенситно-феритних сталей типу 04...08X18ч. *Технології отримання та обробки конструкційних матеріалів*. 2017. № 2, с. 41-45.
35. Сальников В.Г., Гадалов В.Н., Колмыков Д.В., Романенко А.Г., Романенко Д.Н., Ляхов А.В. Влияние хрома на морфологию карбидных частиц в цементованных сталях и в железохромистых электролитических покрытиях. *Достижения физики, химии, электроники и нанотехнологий*. Курск. 2010. С. 134-140.
36. Хаткевич В. М. Структура и механические свойства ферритных коррозионностойких сталей после высокотемпературного объёмного азотирования : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01 / национальный исследовательский технологический университет «МИСиС». Москва, 2017. 129 с.

37. Sung J.H., Kong J.H., Yoo D.K., On H.Y., Lee D.J., Lee H.W., Phase changes of the AISI 430 ferritic stainless steels after high-temperature gas nitriding and tempering heat treatment // *Materials Science and Engineering A*. V. 489. 2008. p. 38-43.
38. High Temperature Ferritic Stainless Steel. Outokumpu. URL: <http://www.lookpolymers.com/pdf/Outokumpu-4713-High-Temperature-Ferritic-Stainless-Steel.pdf> (дата звернення 27.11.2020)
39. Вашуль Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов. Москва: Металлургия, 1988. 320 с.
40. Беккерт М. Способы металлографического травления: справочник. Москва: Металлургия, 1988. 400 с.
41. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. Москва, 1982. 21 с.
42. Мощенок В.И. Новые методы определения твердости материалов: монография. Харьков: ХНАДУ, 2013. 323 с.
43. ДСТУ ISO 6508-1:2013 (ISO 6508-1:2005, IDT) Національний стандарт України. Металеві матеріали. Визначення твердості за Роквеллом. Частина 1. Метод випробування (шкали А, В, С, D, Е, F, G, H, K, N, T). Київ, 2013. 22 с.
44. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. Москва, 1959. 10 с.