

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Сумський державний університет

Факультет технічних систем та енергоефективних технологій

Кафедра «Прикладне матеріалознавство та технології конструкційних матеріалів»

ЗАТВЕРДЖУЮ  
Завідувач кафедри  
\_\_\_\_\_ О. П. Гапонова  
«\_\_» \_\_\_\_\_ 2021 року

## КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА МАГІСТРА

зі спеціальності 132 «Матеріалознавство»

Тема: «Дослідження впливу термічної обробки на властивості корозійностійких сталей аустенітно-мартенситного класу»

Студент МТ.м-01

Сербалюк І. В.

Керівник

Юскаєв В.Б.

Консультант  
з економічної частини

Берладір Х. В.

Консультант  
з охорони праці

Говорун Т. П.

Нормоконтроль

Дегула А. І.

Суми  
2021

Сумський державний університет

Факультет технічних систем та енергоефективних технологій

Кафедра «Прикладне матеріалознавство та технології конструкційних матеріалів»

Спеціальність 132 «Матеріалознавство»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

\_\_\_\_\_ О.П. Гапонова

«\_\_» \_\_\_\_\_ 2021 року

**ЗАВДАННЯ  
НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ МАГІСТРА**

Сербалюку Івану Вікторовичу

1. Тема проекту (роботи) «Дослідження впливу термічної обробки на властивості корозійностійких сталей аустенітно-мартенситного класу», затверджена наказом по університету від «11» листопада 2020 р. № 1756-П

2. Термін здавання студентом закінченого проекту (роботи) \_\_\_\_\_

3. Вихідні дані до проекту (роботи) \_\_\_\_\_

\_\_\_\_\_

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, що їх належить розробити)

\_\_\_\_\_

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

\_\_\_\_\_

6. Консультанти по проекту (роботі), із значенням розділів проекту, що стосуються їх

Розділ	Консультант	Підпис, дата	
		Завдання видав	Завдання прийняв
Охорона праці	Говорун Т. П.		
Економічна частина	Берладір Х. В.		

### КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Термін виконання етапів проекту (роботи)	Примітка

7. Дата видачі завдання \_\_\_\_\_

Студент \_\_\_\_\_

(підпис)

Керівник проекту \_\_\_\_\_

(підпис)

## АНОТАЦІЯ

**Сербалюк Іван Вікторович «Дослідження впливу термічної обробки на властивості корозійностійких сталей аустенітно-мартенситного класу».**  
– Рукопис.

Кваліфікаційна робота на здобуття кваліфікації магістра зі спеціальності 132 – Матеріалознавство. – Сумський державний університет, Суми, 2021.

Кваліфікаційна робота присвячена вивченню впливу режимів термічної обробки на мікроструктуру та властивості сталей аустенітно-мартенситного класу. Аустенітно–мартенситні сталі знайшли своє застосування у хімічній, тепловій і атомній енергетиці, целюлозно-паперовій, нафтогазодобувній, медичній, суднобудівній, автомобільній, харчовій промисловості. Термічна обробка цих сталей разом з комплексним легуванням забезпечує отримання високих фізико-механічних та корозійних властивостей сталі. Тому дослідження впливу режимів термічної обробки цих сталей є актуальним завданням.

**Ключові слова:** ТЕРМІЧНА ОБРОБКА, СТАБІЛІЗАЦІЯ, ДЕСТАБІЛІЗАЦІЯ, МАРТЕНСИТ, АУСТЕНІТ ЗАЛИШКОВИЙ.

## ABSTRACT

**Serbaluk I. V. Investigation of the influence of heat treatment on the properties of austenitic-martensitic corrosion-resistant steels. – The manuscript.**

Qualifying paper for obtaining the qualification of master's degree in the specialty 132 – Materials science. – Sumy State University, Sumy, 2020.

Qualification work is devoted to the study of the influence of heat treatment regimes on the microstructure and properties steels of the austenitic-martensitic class. Austenitic-martensitic steels have found their application in the chemical, thermal and nuclear energy, pulp and paper, oil and gas, medical, shipbuilding, automotive, and food industries. Heat treatment of these steels together with complex alloying provides high physical and mechanical and corrosion properties of steel. Therefore, the study of the influence of heat treatment regimes of these steels is an urgent task.

**Key words: HEAT TREATMENT, STABILIZATION, DESTABILIZATION, MARTENSITE, RESIDUAL AUSTENITE.**

## РЕФЕРАТ

Магістерська робота: 83 с., 15 рис., 5 табл., 3 додатка, 38 джерел.

**Мета роботи** - вивчення впливу термічної обробки на структуру та фізико-механічні властивості корозійностійкої високоміцної аустенітно-мартенситної сталі ВНЛ-6, а також розробка технологічних режимів обробки робочого колеса відцентрового насоса з обраної сталі.

**Об'єкт дослідження** – структура та фізико-механічні властивості корозійностійкої високоміцної аустенітно-мартенситної сталі ВНЛ-6.

**Предметом дослідження** - вплив режимів термічної обробки на структуроутворення та фізико-механічні властивості сталі.

### **Наукова новизна**

1. Визначені закономірності фазових перетворень сталей перехідного аустенітно-мартенситного класу.
2. Досліджена кінетика мартенситного перетворення при охолодженні і ізотермічних витримках при кімнатній та низьких температурах.
3. Визначений вплив швидкості охолодження при гартуванні на структуроутворення та механічні властивості сталі.
4. Отримало подальший розвиток застосування розбалансування сталей аустенітно-мартенситного класу.

**Практична значимість.** В ході проведеної роботи були встановлені залежності режимів термічної обробки і механічних властивостей. Розроблені режими термічної обробки для виготовлення робочого колеса, які полягали в гартуванні, обробці холодом і відпусканні. По результатам розроблених режимів були виготовлені два дослідно-експериментальних колеса: при стабілізованій термічній обробці (при швидкому охолодженні) та при дестабілізованій обробці, які успішно пройшли технологічні випробування, що підтверджує працездатність матеріалу.

**ТЕРМІЧНА ОБРОБКА, СТАБІЛІЗАЦІЯ, ДЕСТАБІЛІЗАЦІЯ, МАРТЕНСИТ, АУСТЕНІТ ЗАЛИШКОВИЙ.**

## ЗМІСТ

ЗМІСТ.....	7
ВСТУП.....	9
РОЗДІЛ 1 ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ АУСТЕНІТНО-МАРТЕНСИТНОГО КЛАСУ .....	12
1.1 Область застосування корозійностійких високоміцних сталей аустенітно- мартенситного класу .....	12
1.2 Термічна обробка корозійностійких аустенітно-мартенситних сталей .....	16
1.3 Фази та особливості легування сталей аустенітно-мартенситного класу .....	24
Висновки .....	31
РОЗДІЛ 2 ОСНОВНІ МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	32
2.1 Вибір матеріалу.....	32
2.2 Металографічні дослідження.....	36
2.2.1 Макроскопічний аналіз .....	37
2.2.2 Мікроскопічні дослідження .....	39
2.3 Механічні властивості сплаву .....	42
2.3.1 Випробування металу на твердість.....	42
2.3.2 Випробування металу на ударну в'язкість.....	44
2.4 Електронно-мікроскопічні дослідження.....	46
2.5 Растрова електронна мікроскопія.....	46
Висновки .....	48
РОЗДІЛ 3 ПРАКТИЧНА ЧАСТИНА.....	49
Висновки .....	58
РОЗДІЛ 4 ВИКОРИСТАННЯ ЗАПРОПОНОВАНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ПРИКЛАДІ РОБОЧОГО КОЛЕСА ВІДЦЕНТРОВОГО НАСОСУ .....	60
РОЗДІЛ 5 ЕКОНОМІЧНА ЕФЕКТИВНІСТЬ ОБРАНОЇ СТАЛІ .....	62
РОЗДІЛ 6 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА НАВКОЛИШНЬОГО СЕРЕДОВИЩА .....	66
6.1 Основні небезпечні та шкідливі виробничі чинники в ливарних цехах .....	66
6.2 Засоби індивідуального захисту працюючих у ливарних цехах та при термічній обробці.....	68

6.3 Засоби очищення газоповітряних викидів ливарних цехів.....	71
6.4 Вибір схеми та засобів очищення стічних вод ливарних цехів.....	73
ВИСНОВКИ.....	75
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ.....	76
ДОДАТОК А.....	80
ДОДАТОК Б.....	81

С У М І Т



## ВСТУП

*Актуальність роботи.* У зв'язку із зростаючими вимогами до нової техніки, інтенсивною роботою механізмів в умовах низьких і високих питомих тисків і швидкостей, вирішення проблем зносостійкості і довговічності деталей машин стає одним з головних завдань сучасної науки.

Деталі технологічного та допоміжного обладнання підприємств хімічної, харчової та гірничо-збагачувальної галузей піддаються кавітаційно-ерозійному зношуванню. Цей вид зношування характерний для деталей відцентрових і вихрових насосів, трубопроводів та іншого обладнання при інтенсивному руху одно- і багатофазних рідких середовищ. Тому, для виготовлення робочих елементів деталей успішно використовуються створені понад 50 років тому високоміцні корозійностійкі сталі на основі систем Fe-Cr-Ni-Mo та Fe-Cr-Ni-Co-Mo, які завоювали широку популярність завдяки унікальному поєднанню механічних властивостей і технологічності. Великий внесок у їх створення внесли М.Д. Перкас, В.М. Кардонській, Я.М. Потак та ін.

Ці сталі, володіючи гарними механічними властивостями і корозійною стійкістю, успішно застосовуються в важко-навантажених виробках і є дуже перспективним і економічним матеріалом для широкої номенклатури виробів у невеликих перетинах. Однак при переході на великий зливков використання їх у виробках з перетином понад 60 мм привело до збільшення нестабільності рівня характеристик міцності і пластичності по ряду причин металургійного та технологічного характеру і вимагає нового підходу до вирішення проблем зношування сталей. Без надійних і ефективних способів підвищення механічних властивостей високоміцних конструкційних матеріалів неможливе досягнення високої надійності роботи виробів з них, тому пошук шляхів збільшення характеристик опору руйнуванню і донині є актуальним.

*Мета і завдання роботи.* Метою даної роботи є вивчення впливу термічної обробки на структуру та фізико-механічні властивості корозійностійкої високоміцної аустенітно-мартенситної сталі ВНЛ-6, а також розробка технологічних режимів обробки робочого колеса відцентрового

насосу з обраної сталі. Для досягнення зазначеної мети необхідно було вирішити наступні завдання:

1. Проведення ґрунтового аналізу літературних джерел.
2. Визначення методик дослідження властивостей сталі.
3. Вивчення кінетики фазових перетворень високоміцної корозійностійкої сталі аустенітно-мартенситного класу.
4. Дослідження впливу режимів термічної обробки на структуроутворення.
5. Дослідження фізико-механічних властивостей сталі ВНЛ-6 після термічної обробки.

*Об'єкт дослідження* – структура та фізико-механічні властивості корозійностійкої високоміцної аустенітно-мартенситної сталі ВНЛ-6.

*Предметом даного дослідження* є вплив режимів термічної обробки на структуроутворення та фізико-механічні властивості сталі.

*Методи дослідження:* Для дослідження властивостей корозійностійкої високоміцної сталі аустенітно-мартенситного класу використовувалися наступні методи дослідження: макроскопічний аналіз, мікроскопічний аналіз, вимірювання твердості, визначення характеру зламу.

#### *Наукова новизна*

1. Визначені закономірності фазових перетворень сталей перехідного аустенітно-мартенситного класу.
2. Досліджена кінетика мартенситного перетворення при охолодженні і ізотермічних витримках при кімнатній та низьких температурах. Дослідження кінетики перетворення стабілізованого аустеніту показало, що в такому стані аустеніт може бути переохолодженим до будь-якої температури ізотерми без утворення мартенситу в процесі охолодження.
3. Визначений вплив швидкості охолодження при гартуванні на структуроутворення та механічні властивості сталі. При швидкому охолодженні після гартування аустеніт перетворюється в мартенсит в ізотермічних умовах і при нагріванні, що підвищує міцність сталі.

4. Отримало подальший розвиток спосіб розбалансування сталей аустенітно-мартенситного класу, який полягає у нагріванні сталі в інтервалі інтенсивного карбідовиділення (750 - 850°C), в результаті чого відбувається зниження температури  $M_n$  до температури навколишнього середовища.

*Практична значимість*

В ході проведеної роботи були встановлені залежності режимів термічної обробки і механічних властивостей. Розроблені режими термічної обробки для виготовлення робочого колеса, які полягали в гартуванні, обробці холодом і відпусканні. По результатам розроблених режимів були виготовлені два дослідно-експериментальних колеса: при стабілізованій термічній обробці (при швидкому охолодженні) та при дестабілізованій обробці, які успішно пройшли технологічні випробування, що підтверджує працездатність матеріалу.

## РОЗДІЛ 1

### ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ АУСТЕНІТНО-МАРТЕНСИТНОГО КЛАСУ

#### 1.1 Область застосування корозійностійких високоміцних сталей аустенітно-мартенситного класу

Корозійностійкі і жаростійкі сталі на основі заліза та нікелю – один із найважливіших класів спеціальних конструкційних матеріалів, які використовують у більшості галузях промисловості: хімічній, тепловій і атомній енергетики, целюлозно-паперовій, нафтогазодобувній, медичній, суднобудівній, автомобільній, харчовій, в промисловому та громадянському будівництві і т.д.

Відмінною особливістю корозійностійких сталей і сплавів є їх підвищена стійкість проти рівномірної корозії в більшості корозійно-активних середовищах різного ступеню агресивності. Водночас багато з них стійкі проти локальних видів корозії (міжкристалітної, пітингової, лужної, корозійного розтріскування) і мають високий рівень фізико-механічних властивостей.

Високоміцні корозійностійкі сталі характеризуються унікальним поєднанням міцності, пластичності та в'язкості, що робить їх незамінними при використанні в важконавантажених елементах конструкцій криогенної, авіаційної, ракетно-космічної техніки тощо [1].

Згідно ГОСТ 5632-72 залежно від хімічного складу і структури корозійностійкі сталі можуть бути: мартенситного, мартенситно-феритного, феритного, аустенітно-феритного, аустенітно-мартенситного і аустенітного класів.

Підвищення надійності роботи важконавантажених деталей і вузлів, що стикаються з вологою або морською атмосферою, або у виробках типу бак-конструкцій, досягається, насамперед, застосуванням корозійностійких сталей [2]. Також, продовжуються роботи по створенню нових матеріалів для гідротурбін і насосів, які володіють підвищеною міцністю, надійністю і більш

високою стійкістю при роботі в умовах кавітаційного або гідроабразивного зносу [3].

Перспективними для використання в високоміцному стані є хромонікелеві корозійностійкі сталі мартенситного і перехідного аустенітно-мартенситного класу.

Одним з недоліків сталей мартенситного класу, які застосовують в даний час – відносно низький рівень міцності ( $\sigma_b < 150$  МПа) [4], тому дослідження, які були проведені в ФГУП «ВІАМ» [5], показали, що сталі перехідного класу, порівняно з корозійностійкими сталями мартенситного класу володіють більш високими характеристиками надійності: високою в'язкістю руйнування  $K_{Ic}$ , низькою чутливістю до надрізів і тріщин. Крім того, сталі цього класу характеризуються високим опором загальної корозії і корозії під напруженням, гарною зварюваністю усіма видами зварювання, зокрема і без подальшої термічної обробки [2].

Сталі перехідного класу застосовують у тих випадках, коли поряд з гарною корозійною стійкістю потрібні високі механічні властивості, а також для роботи в атмосферних умовах і середовищах малої агресивності [6]. В даний час сталі цього типу застосовуються в якості конструкційного матеріалу в літаках, в транспортах, в літальних апаратах, в конструкціях насосів [7].

В останній час перспективними сталями перехідного класу є сталі аустенітно-мартенситного класу. Відповідно до ГОСТ 5632-72 це сталі, що мають структуру аустеніту і мартенситу, кількість яких можна змінювати в широких межах.

Підвищена міцність сталей аустенітно-мартенситного класу досягається відповідним хімічним складом (Cr, Ni, Mo, Ti, Nb, Co), що забезпечує початок мартенситного перетворення при 20 - 60°C [8]. Не дивлячись на наявність в складі великої кількості легувальних елементів, вони володіють такою ж низькою межею плинності, як і маловуглецеві сталі [9]. Це пояснюється тим, що із збільшенням вмісту в нержавіючих сталях практично всіх легувальних елементів, крім алюмінію і титану (згідно роботи [5] титан утворює нерозчинні

при аустенізації карбонітриди), відбувається подавлення евтектоїдного розпаду  $\gamma \rightarrow \alpha$  і температура мартенситного перетворення знижується, і сталь із мартенситного класу переходить в аустенітний. При цьому різко падає межа плинності, але зростає пластичність і в'язкість сталі [5, 7].

Механічні і фізичні властивості цих сталей залежать від кількості аустеніту, перетвореного в мартенсит, і процесів, пов'язаних з утворенням інтерметалідних або карбідних фаз, які додатково впливають на зміцнення [7].

Основними факторами, які впливають на довговічність і надійність деталей із сталей даного типу, є вміст і відношення часток мартенситу і залишкового аустеніту в структурі, а також тип, об'ємна доля і характер розподілу надлишкових фаз переважно в мартенситній матриці [4]. Кількість мартенситу в аустенітно-мартенситних сталях можна регулювати зміною температури при нагріванні і обробки холодом, швидкості охолодження, а також зміною інших технологічних параметрів [10].

Вміст легувальних елементів в сталях цього типу впливає значною мірою на процес перетворення  $\gamma \rightarrow M$  і повинно знаходитися в достатньо вузьких межах, що витікає з діаграм залежності властивостей міцності від легування і термічної обробки [7].

На рисунку 1.1 показана зміна механічних властивостей нержавіючих сталей при легуванні в результаті переходу від мартенситного до перехідного і аустенітного класу [5].

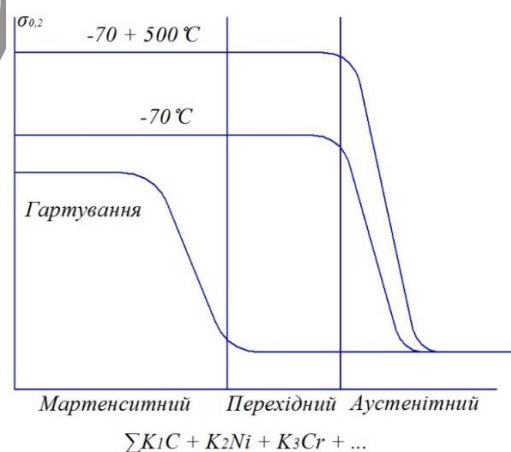


Рисунок 1.1 - Зміна межі текучості нержавіючих сталей при зміні класу сталі від мартенситного в перехідний і аустенітний [5]

Термічна обробка є інструментом, який дозволяє ефективно вплинути на структуру мартенситних сталей. Найпоширенішими шляхами підвищення міцності сталей аустенітно-мартенситного класу є комплексне легування, управління мартенситним перетворенням шляхом пластичної деформації, термоцикуванням, термомеханічною обробкою, а також застосування термічного або деформаційного старіння після гартування [7].

Після гартування з температури, достатньої для розчинності карбідів, структура сталі перехідного класу в основному аустенітна, хоча в залежності від марки сталі та умов заданих при виплавці, сталь може містити деяку кількість мартенситу. Проте цей аустеніт нестійкий і при пластичній деформації порівняно легко перетворюється в мартенсит [5].

Кількість перетвореного аустеніту в мартенситі тим більше, чим повільніше охолодження і чим нижче температура охолодження. Перетворення  $\gamma \rightarrow M$  протікає в цих сталях не повністю і з великою інерцією [7].

Перетворення аустеніту на мартенсит в загартованому стані сталей перехідного класу також впливає на малу межу текучості і порівняно високу межу міцності. Автор роботи [5] пояснює це тим, що в результаті пластичної деформації розривних зразків при 20°C перед утворенням шийки значна кількість аустеніту встигає перетворитися в мартенсит. Межа міцності такої сталі різко падає навіть при невеликому підвищенні температури випробування, так як при цьому перетворення аустеніту в мартенсит уповільнюється, або зовсім не відбувається.

Таким чином, аустенітно-мартенситні сталі знайшли своє застосування при виготовленні легких високоміцних конструкцій авіаційної техніки, які працюють при звичайних атмосферних умовах і при підвищених температурах, для обшивання надзвукових літаків і других літальних апаратів, а також в інших конструкціях.

## 1.2 Термічна обробка корозійностійких аустенітно-мартенситних сталей

Як було зазначено в розділі 1.1 зміцнюючі обробки відіграють важливу роль у формуванні структури сталей перехідного класу. Головною особливістю вказаних сталей є можливість поєднання міцності і пластичних характеристик, ударної в'язкості, а також службових властивостей у випадку отримання аустеніту поряд з іншими енергоємними структурами. Його кількість і ступінь стабільності мають бути оптимізовані з урахуванням хімічного і фазового вмісту сплавів і конкретних умов навантаження. На рисунку 1.2 представлені технологічні прийоми, що дозволяють регулювати кількість аустеніту в сталі [11].

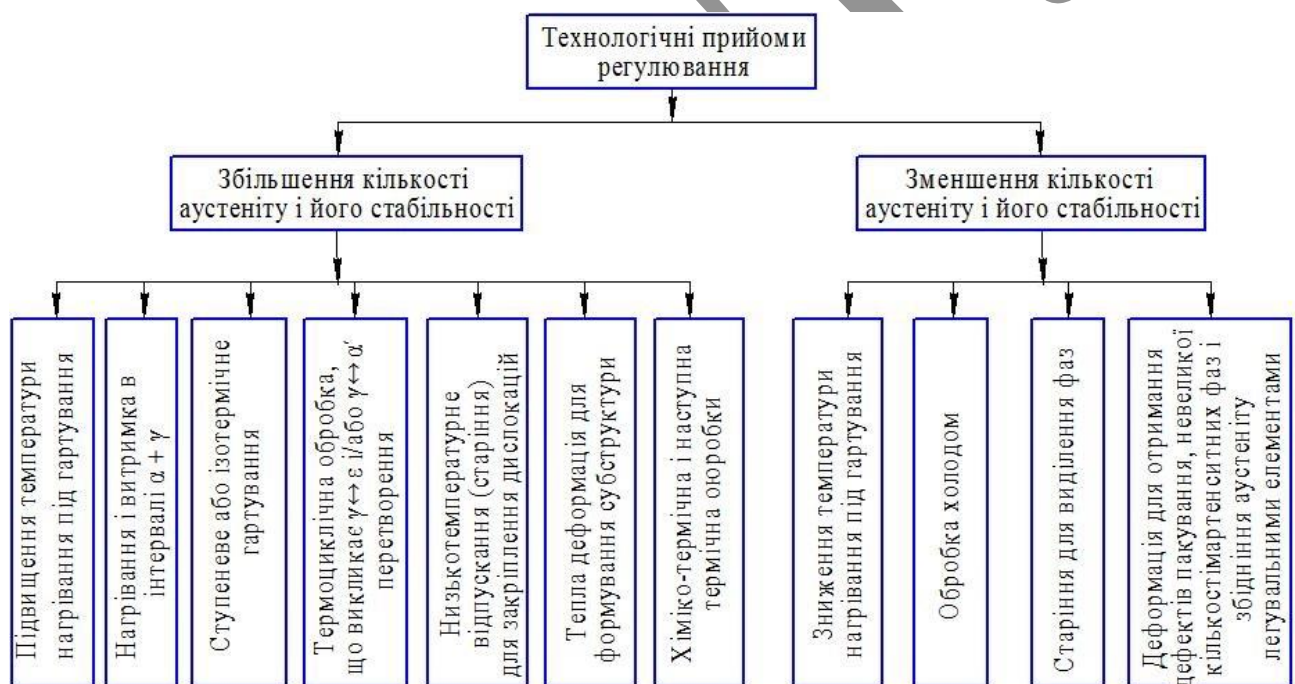


Рисунок 1.2 – Технологічні прийоми регулювання кількості і стабільності аустеніту [11]

Зміцнення сталей аустенітно-мартенситного класу досягається в результаті мартенситного перетворення і послідуного його старіння. Перетворення аустеніту в мартенсит досягається трьома методами:



- 1) охолодженням та ізотермічною витримкою нижче температури початку мартенситного перетворення  $M_n$ ;
- 2) пластичною деформацією при температурі нижче  $M_d$ ;
- 3) розбалансування, тобто нагрівання сталі в інтервалі інтенсивного карбідовиділення (750 - 850°C), в результаті якого відбувається зниження температури  $M_n$  вище кімнатної [12].

Перетворення аустеніту в мартенсит досягається трьома методами:

- 1) охолодженням та ізотермічною витримкою нижче температури початку мартенситного перетворення  $M_n$ ;
- 2) пластичною деформацією при температурі нижче  $M_d$ ;
- 3) розбалансування, тобто нагрівання сталі в інтервалі інтенсивного карбідовиділення (750 - 850°C), в результаті якого відбувається зниження температури  $M_n$  вище кімнатної [12].

Найкращі результати можуть бути отримані при використанні комбінованих обробок, які назначаються з урахуванням кількості і ступеня стабільності аустеніту після гартування. Ці обробки названі РМП (регулюючі мартенситні перетворення). Так у випадку, коли аустеніт досить метастабільний і мартенситні перетворення інтенсивно розвиваються при навантаженні, перевищуючи оптимальний рівень, зміцнення супроводжують стабілізацією аустеніту. У разі підвищеної стабільності аустеніту (при його дестабілізації), необхідно обробку проводити так, щоб відпускання або деформація викликали збіднення аустеніту вуглецем і легувальними елементами для інтенсифікації мартенситних перетворень при навантаженні [11].

Тому, існує декілька видів обробки аустенітно-мартенситних класів, але кожен з них мають свій вплив на структуру та формування фаз. Процеси, що протікають в аустенітно-мартенситних сталях вивчені в роботах [10, 13-15].

Однією з основних особливостей сталей аустенітного класу є можливість реалізації в них при певних температурно-силових умовах мартенситного перетворення. Структура цих сталей після гартування – нестійкий

(метастабільний) аустеніт, який може зазнавати  $\gamma \rightarrow \alpha_m$ -перетворення в результаті обробки холодом або пластичної деформації нижче  $M_d$ . [16].

Головними параметрами перетворення є температура початку утворення деформаційного мартенситу ( $M_d$ ) і повнота переходу ( $V\alpha$ ). Прийнято вважати, що  $M_d$  - це температура, при якій в аустеніті під час деформації утворюється не менше  $\sim 5\%$  мартенситу. Зазначені параметри в першу чергу контролюються наявністю в їх складі основних легувальних елементів і ступенем деформації [17]. При деформації на дислокаціях виділяються карбіди, при цьому аустеніт збагачується вуглецем і точка  $M_d$  підіймається до температури вище кімнатної. Така сталь буде володіти цінним поєднанням підвищеної твердості (завдяки наклепу і деформаційному старінню аустеніту) і дуже високої пластичності. Коли під час розтягування при кімнатній температурі розривного зразка починається локалізація деформації, то під її дією утворюється мартенсит, який зміцнює зразок в цьому місці і деформація розповсюджується на сусідні ділянки аустеніту [18].

Для отримання максимальної в'язкості та корозійної стійкості аустенітно-мартенситних сталей проводять аустенізацію. Час витримки під гартування необхідно обирати дещо більшим, ніж це потрібно для розчинення карбідів, щоб створити можливість деякої гомогенізації складу сталі у межах зерна (рис. 1.3). Зниження температури аустенізації викликає появу карбідів по межах зерен аустеніта і призводить до підвищення температури мартенситного перетворення [5].

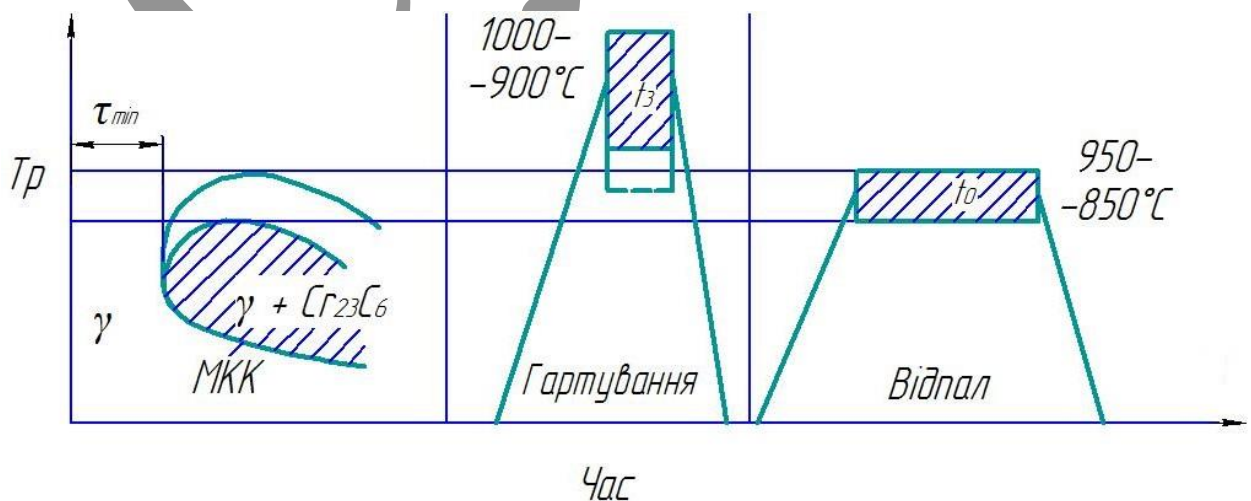


Рисунок 1.3 – Схема термічної обробки нестабілізованих аустенітних нержавіючих сталей (Е.А. Ульянов) [16]

При нагріванні сталей до 650 - 850°C відбувається збіднення аустеніту вуглецем і карбідотвірними легувальними елементами, що підвищує мартенситну точку, тим самим знижуючи температуру мартенситного перетворення. Максимальне виділення карбідів відбувається після нагрівання нержавіючих сталей перехідного класу до 780 - 800°C. Цій температурі аустенізації відповідає максимальне підвищення температури мартенситного перетворення [5, 14].

В роботах [10, 15] вивчено кінетику мартенситного перетворення при охолодженні та ізотермічних витримках сталі X15H9Ю. Автори виявляли кількість мартенситу після охолодження з 1050°C на повітрі до кімнатної температури і наступної обробки холодом при мінус 70°C, 2 години. Далі, зразки після гартування піддавались нагріванням при 20 – 1050°C, тривалістю 1 час, і обробці холодом при мінус 70°C при витримці 2 години. Для вивчення мартенситного перетворення автори робіт застосовували анізометричний метод.

Дослідження впливу температури нагрівання на кінетику і температуру перетворення аустеніту в мартенсит показало, що підвищення температури нагрівання з 500 до 800°C дещо підвищує температуру початку мартенситного перетворення (рис. 1.4).

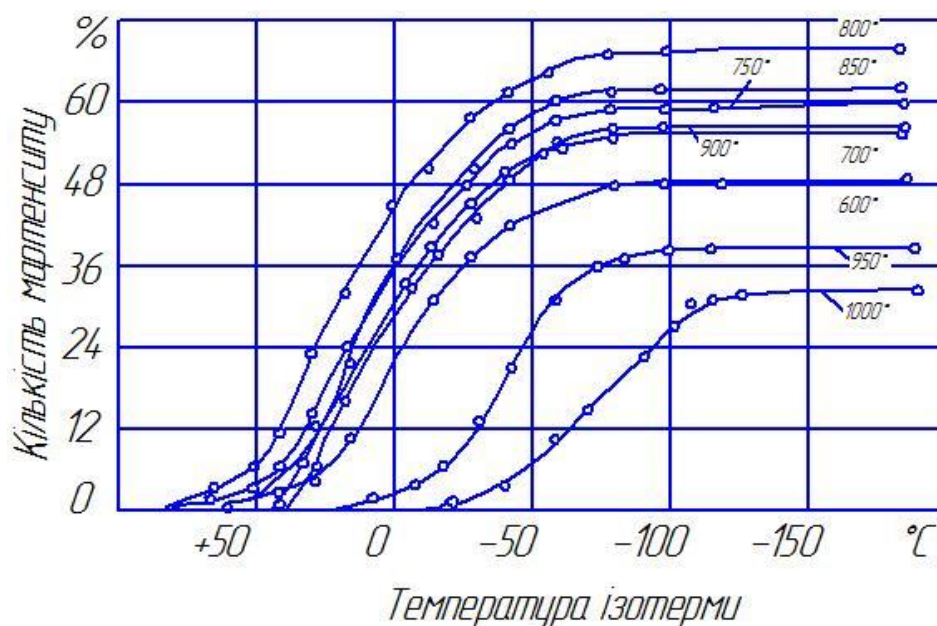
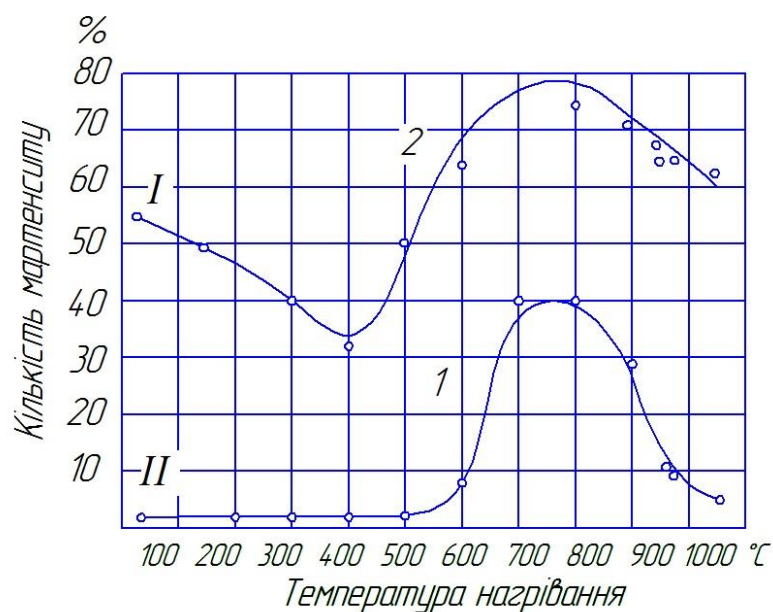


Рисунок 1.4 - Мартенситні криві для різних температур гартування [10]

Починаючи з температури нагрівання 800 і до 1000°C, точка  $M_{\text{п}}$  інтенсивно знижується, а точка  $M_{\text{к}}$  знижується, починаючи з 900°C. Найбільша кількість мартенситу виходить при попередньому нагріванні до 800°C при цьому температура точки  $M_{\text{п}}$  найбільш висока (рис. 1.4). Зниження температури мартенситної точки при нагріванні до більш високих температур, ніж 800°C є результатом розчинення карбідів хрому в аустеніті [10].



1 – перше нагрівання до 1030°C, друге нагрівання до вказаних температур, витримка 1 годину, охолодження до 20°C; 2 – те ж саме плюс обробка холодом при -70°C, витримка 2 години

Рисунок 1.5 - Кількість мартенситу в залежності від температури нагрівання [15]

Швидкість охолодження сталі при аустенізації, нагрітої до температури розчинення карбідів повинна бути достатньо швидкою, особливо в інтервалі 950 - 650°C, щоб карбіди не виділились при охолодженні. Такі виділення при недостатній швидкості охолодження відбуваються по межах зерен [5].

Вплив температури нагрівання на кількість мартенситу при охолодженні до 20°C і до мінус 70°C показано на рисунку 1.5.

В залежності від температури нагрівання при аустенізації можна виділити дві зони:

- Зона стабілізації від 20 до 500 - 525°C. При нагріванні до цих температур значно зменшується кількість мартенситу, що утворюється при наступній обробці холодом.

- Зона дестабілізації від 550°C до 950 - 975°C. При нагріванні до цих температур збільшується здатність аустеніту до перетворення в мартенсит при обробці холодом [15].

Появу цих температурних зон автори роботи [10] пояснюють ступенем розчинення легувальних елементів в аустеніті і їх впливом на мартенситні точки. При підвищенні температури нагрівання при аустенізації збільшується концентрація легувальних елементів в  $\gamma$ -твердому розчині, що сприяє зниженню температури початку і завершення мартенситного перетворення. Тому в залежності від призначення сталі пропонується проводити обробку на максимальну пластичність (зона стабілізації) та обробку на максимальну міцність – зона дестабілізації аустеніту.

Тобто, обробка на максимальну пластичність передбачає отримання аустенітної структури шляхом зниження температури мартенситної точки

нижче нуля. Гартування з охолодженням на повітрі з 950 – 1000°C забезпечує ці вимоги. При цьому кількість мартенситу буде становити 35 - 40%.

Для обробки на максимальну міцність необхідно отримати найбільшу кількість мартенситу, а потім піддати сталь старінню при 450 – 500°C. З цією метою проводиться гартування з 800°C і обробка холодом. Кількість мартенситу при такій обробці досягає 70% [10].

Дослідження кінетики перетворення стабілізованого аустеніту показало, що в такому стані аустеніт може бути переохолодженим до будь-якої температури ізотерми (від 20 до мінус 196°C) без утворення мартенситу в процесі охолодження [15]. При зниженні температури ізотерми до мінус 70°C швидкість перетворення і кількість утвореного мартенситу збільшуються, а при послідовному зниженні температури зменшуються.

Автори роботи [15] зазначають, що найбільш висока мартенситна точка і відповідно найбільша кількість мартенситу при охолодженні виходить після нагрівання на 700 – 800°C в зоні дестабілізації аустеніту. Починаючи з 600-650°C виділяються карбіди у вигляді сітки по межах вихідних аустенітних зерен. Максимальне карбідоутворення спостерігається при 700-800°C, а при 1000 - 1050° карбіди хрому знову розчинюються, що пояснює зменшення стійкості аустеніту в зоні дестабілізації і підвищення точки Мп.

В більшості аустенітно-мартенситних сталях намагаються уникати утворення  $\delta$ -фериту в структурі, тому що він значно погіршує пластичність сталі поперек волокну і зменшує обсяг  $\gamma \rightarrow M$  при обробці холодом [12]. В сталях, які містять в структурі ділянки  $\delta$ -фериту, виділення карбідів відбувається на межах цих ділянок з аустенітом, що в значній мірі зменшує виділення карбідів по межах між зернами аустеніту, і в результаті зменшується хрупкість сталі. Виділення карбідів на межі  $\delta$ -ферит-аустеніт відбувається інтенсивніше, ніж на межах аустеніт-аустеніт. Автор [5] пояснює це тим, що порівняно з аустенітом в фериті більший коефіцієнт дифузії хрому та інших карбідотвірних елементів. Але, присутність  $\delta$ -фериту в структурі може бути корисною в тих випадках, коли замість обробки холодом використовується

розбалансування (дестабілізація) при  $750^{\circ}\text{C}$ , або коли сталь застосовується для паяних конструкцій, а також при роботі в корозійно-активних середовищах [12].

Ще однією корисною властивістю  $\delta$ -фериту в аустенітно-мартенситній сталі є підвищення стійкості проти МКК, особливо у випадку застосування розбалансування при  $750^{\circ}\text{C}$ . Також, зменшення схильності до МКК досягається при використанні обробки холодом або пластичної деформації. Прямий зв'язок між стійкістю проти корозійного розтріскування і кількістю мартенсита не знайдено. Великий вплив чинить спосіб отримання мартенситу, тобто його тонка структура [12].

По даним М. М. Кристаль, корозійна стійкість аустенітно-мартенситних сталей в аустенітному стані після гартування і після дестабілізованої обробки з утворенням до 70% мартенситу однакова. Це визначається тим, що корозійна стійкість забезпечується в основному хімічним складом, а утворення мартенситу відбувається за бездифузійним механізмом. Поєднання задовільного рівня корозійної стійкості, міцності і в'язкості досягається після обробки холодом і низькотемпературного старіння при  $350 - 400^{\circ}\text{C}$  протягом 1-2 годин. Чим вище температура відпускання, тим менше повинна бути його тривалість для зберігання задовільної корозійної стійкості [12].

Таким чином, температуру нагрівання для гартування слід обирати в залежності від необхідної кількості мартенситу. Якщо після гартування структура повинна бути аустенітною і передбачається перетворення аустеніту лише при обробці холодом, то температура попереднього нагрівання повинна бути високою (від  $1000^{\circ}\text{C}$ ). Якщо основною задачею є отримання максимальної кількості мартенситу (в разі забезпечення максимальної міцності при другорядних пластичних характеристиках), то температура попереднього нагрівання повинна бути зниженою до  $800^{\circ}\text{C}$ .

### 1.3 Фази та особливості легування сталей аустенітно-мартенситного класу

Залежно від умов застосування сталі легування має забезпечити різні її властивості. Але не завжди вдається отримати бажане поєднання всіх властивостей в одній сталі. Зокрема, це відноситься до можливості використання вуглецю, що впливає на корозійні і механічні властивості. Те ж відноситься до структури і до умов термічної обробки. Сталі перехідного класу мають високу корозійну стійкість, але більш низькі значення міцності, особливо межу текучості, при кімнатній температурі. У той же час вони володіють доброю пластичністю і в'язкістю і цінними фізичними та експлуатаційними властивостями: немагнітні, мають високий електроопір, високу жароміцність тощо. Розглянемо вплив легувальних елементів і вуглецю окремо на корозійні, механічні та технологічні властивості нержавіючих корозійностійких сталей.

Легувальний елемент, який найбільш ефективно підвищує корозійну стійкість в окислювальних середовищах, є хром. Свою схильність до пасивування хром передає сталі, якщо вміст його перевищує 12 - 13%. Ця кількість хрому була встановлена як мінімальний вміст в сталі, яка є стійкою в атмосфері і в окислювальному середовищі. Подальше збільшення хімічної стійкості стали в зазначених середовищах, а також підвищеної стійкості проти інших середовищ, може бути досягнуто за рахунок підвищення вмісту хрому, яке можна доводити до 28 - 30%.

Додаткове легування хромом до 10,8% сприяє збереженню при литому стані значного коефіцієнта відносної зносостійкості і досить високої твердості, що пояснюється отриманням аустенітно-мартенситної структури з високою мікротвердістю аустеніту. Підвищення вмісту хрому до 17,8% при деякому збільшенні кількості вуглецю (2,0%) призводить до зниження твердості сталі і зносостійкості на 9%. Це пов'язано зі збільшенням кількості аустеніту і зменшенням його мікротвердості.



Можливість зміни корозійної стійкості шляхом термічної обробки, при якій змінюються кількість і ступінь дисперсності карбідів, залежить від вмісту в них хрому і вуглецю відповідно до діаграми станів.

Кількість карбідів тим більше і, отже, витягання хрому з твердого розчину тим значніше, чим вище вміст у сталі вуглецю. Тому і корозійна стійкість сталі зі збільшенням вмісту вуглецю падає. Компенсувати негативний вплив вуглецю на корозійну стійкість сталі можна підвищенням у ній вмісту хрому до такого значення, коли в твердому розчині залишається ще достатня його кількість. Для того щоб сталь була сприйнятлива до гартування на мартенсит, вона повинна містити або при низькому вуглеці не більше 12 - 14% Cr, або при 17 - 18% Cr не менше  $\sim 0,3\%$  C. Сталь, що містить понад 25% Cr, навіть при великій кількості вуглецю не сприйнятлива до гартування на мартенсит [19].

Введення нікелю в залізо хромисті сталі забезпечує їм високу корозійну стійкість в слабо окислювальних або в неокислювальних середовищах, в сірчаній та соляній кислотах, а також у ряді органічних кислот. Нікель знижує температуру структурних перетворень, збільшує загартованість, перешкоджає знеміцненню сталі при відпусканні і відпалюванні. Крім того, нікель, змінюючи структуру сталі, дозволяє отримувати сталі з підвищеною в'язкістю і міцністю при високих температурах, а також хорошою зварюваністю. Тому багато сучасних нержавіючих сталей містять нікель.

Нікель утворює  $\gamma$ -фазу і збільшує область аустеніту. Вплив нікелю протилежний впливу хрому: зі збільшенням вмісту нікелю область  $\gamma$ -фази розширюється, а області  $\alpha$ - і  $\alpha+\gamma$ -фаз скорочуються. При введенні в сталь 2% Ni і незначному вмісті вуглецю чисто феритної структура зникає. При нагріванні з'являється змішана структура  $\alpha+\gamma$  і сталь набуває здатності частково загартуватися.

Присутність  $\alpha$ -фази по-різному впливає на властивості сталі,  $\alpha$ -фаза негативно впливає на жароміцність і небажана тоді, коли за умовами застосування сталь повинна володіти дуже малою магнітною проникністю. На

схильності сталі до міжкристалітної корозії і на якості зварного з'єднання  $\alpha$ -фаза впливає позитивно.

При введенні в сталь 8% Ni область змішаної структури  $\alpha$ - $\gamma$  існує тільки при дуже високих температурах і незначному вмісті вуглецю. Різко розширюється область аустеніту, який у присутності нікелю і розчинених карбідів стабілізується і зберігається до 20°C [20].

Сталі аустенітно-мартенситного класу схильні до міжкристалітної корозії. Вуглець у кількості, що перевищує межу його розчинності при кімнатній температурі, сильно збільшує схильність до міжкристалітної корозії.

Усунути або значно зменшити схильність аустенітно-мартенситної сталі до міжкристалітної корозії принципово можливо кількома способами. Перший спосіб полягає в зниженні вмісту вуглецю до межі його розчинності при кімнатній температурі, тобто до 0,02 - 0,03%. Другий, найбільш поширений спосіб усунення або зменшення схильності сталі до міжкристалітної корозії полягає в додатковому легуванні її титаном або ніобієм (Nb + Ta). Молибден також дає позитивний, хоча і менш відчутний ефект. Основна мета впровадження цих елементів - зв'язати вуглець, який міститься в сталі у стійкі карбіди, які, на відміну від карбідів хрому, не повинні розчинятися при температурі гартування, завдяки чому запобігається виділення їх по межах зерен при наступному нагріванні. Тому кількість введеного титану або ніобію зазвичай відповідає стехіометричному відношенню для їх карбідів, а саме титану не нижче 5% (C - 0,03), а ніобію - не нижче 8% (C - 0,03).

Ще одним елементом по даним роботи [19], який зміцнює сталь за рахунок розчинення його в аустенітній основній масі, може слугувати азот. Межа текучості  $\sigma_{0,2}$  у сталі підвищується більше ніж в 1,5 рази при введенні азоту в кількості 0,04 - 0,11% (на інші механічні властивості азот майже не впливає), а подальше підвищення вмісту азоту практично вже не позначається. Тому оптимальним з точки зору зміцнення можна вважати вміст азоту в 0,10 - 0,12%.

Нержавіючі і кислотостійкі сталі, будучи високолегованими, володіють зниженими технологічними властивостями. Деякі з цих властивостей можуть бути помітно покращені додатковим легуванням або модифікуванням сталі.

Для поліпшення оброблюваності високохромистих і хромонікелевих сталей ріжучими інструментами до них підсаджують ті ж елементи, які з цією метою вводяться в звичайні конструкційні сталі: сірка, селен, фосфор, свинець, вісмут. Для зменшення червоноламкості, обумовленої підвищеним вмістом сірки і селену, часто вводять в сталь додатково до 0,6% молібдену або цирконію.

Деякі елементи, змінюючи положення відповідних ліній на діаграмі станів, сприяють збільшенню кількості  $\alpha$ -фази і розширенню температурної області її стійкості. До числа таких елементів належать сам хром при вмісті його в кількості більше 16 - 17%, а також титан, молібден, кремній, алюміній, ніобій та ін. Причому кількісно перераховані елементи впливають по-різному, але більшість з них - значно сильніші хрому. Найбільш сильно впливають титан, молібден, кремній, ніобій.

Якщо елементи цієї групи одночасно утворюють стійкі карбіди, то вони сприяють збільшенню кількості  $\alpha(\delta)$ -фази не тільки внаслідок розчинення їх в основній масі, але й тому, що, пов'язуючи вуглець в нерозчинних карбідах, витягають частину його з твердого розчину. Якщо, отже, при температурі нагрівання карбіди переведені в твердий розчин, то наявність вуглецю в останньому буде послаблювати вплив самого розчинного елементу.

За рахунок введення рідкоземельних елементів вдалося значно поліпшити деформованість сталі з 2,5% Мо, в структурі якої при температурі деформування міститься близько 30%  $\alpha$ -фази.

Значне поліпшення ковкості сталі, легованої молібденом і міддю, за рахунок знищення у злитку зони стовбчастих кристалів, карбідної і окисдно-сульфідної ліквідації, спостерігалось [19] при введенні 0,2 - 0,8% Са. Позитивний вплив в цьому напрямку роблять також інші елементи, які відіграють роль модифікаторів.

Проведені дослідження встановили можливість підвищення міцності сталі шляхом дисперсійного твердіння за рахунок хімічних сполук, утворюваних такими додатковими легувальними елементами, як титан (у кількості 2 - 3%), берилій, бор (0,5 - 1%), алюміній. Однак зміцнення за рахунок перших трьох, особливо за рахунок титану і бору, супроводжується значним зниженням корозійної стійкості. Найменше зниження корозійної стійкості дають алюміній і комбінація титана і алюмінію в невеликих кількостях [19].

Для сталей перехідного класу рівень міцності визначається в основному сумарним вмістом атомів впровадження вуглецю і азоту, а висока пластичність і в'язкість – наявністю в структурі 15 - 20% рівномірно розподіленого залишкового аустеніту.

Для забезпечення постійного відношення мартенситу і аустеніту сталі перехідного класу контролюють не тільки хімічний склад, але і доводять до заданого фазового складу, застосовуючи метод магнітного експрес-аналізу [2].

В роботах [2, 13, 21] досліджено фазовий склад сталей перехідного класу системи Fe-Cr-Ni-Co-Mo в залежності від легування, температур гартування та старіння.

Ливарні сплави порівняно з деформованими дозволяють отримати більшого зміцнювального ефекту за рахунок одночасної наявності трьох фаз:  $\gamma$ ,  $\gamma'$ , і карбідної фази. В залежності від складу в ливарних жароміцних сплавах згідно утворюються наступні фази:

1. Інтерметалідна  $\gamma'$ -фаза на основі  $\text{Ni}_3\text{Al}$  з кубічною гранецентрованою ґраткою. Кількість і характер розподілу  $\gamma'$ -фази в жароміцних ливарних сплавах залежить від рівня легування і швидкості охолодження виливка.

2. Зміцнювальна  $\gamma$ -фаза – твердий розчин на основі нікелю Ni (Co, Mo, Cr, W). Склад і кількість  $\gamma$ -фази і значній мірі впливають на високотемпературну газову корозію.

3. Карбідні фази. В залежності від рівня легування і термічної обробки в ливарних жароміцних сплавах утворюються карбідні фази різноманітного типу. Велика частина вуглецю зв'язується в первинний малорозчинний карбід титану

TiC. Карбід титану утворює з нікелем евтектику. Розподіл карбіду титану в ливарній структурі залежить від умов кристалізації (температури заливання та швидкості охолодження сплаву). При високій температурі заливання і повільному охолодженні утворюються грубі виділення карбідів у вигляді сітки по границям зерен, а при швидкому охолодженні вони виділяються у вигляді дрібних утворень. Хімічні елементи, що входять в склад сплаву, також впливають на властивості сплаву [21].

В роботі [13] досліджувалась зміна кількості і природи інтерметалічних фаз після старіння. В процесі старіння при 500 – 550°C із мартенситу виділяються фази у вигляді високодисперсних часток: метастабільна  $\alpha$ -Mo і стабільні  $\alpha$ -Cr і R.

Автори роботи [22] зазначають, що розпад Fe-Mo-сплавів при нагріванні починається з розшарування на два твердих розчина - збідненого і збагаченого молібденом. Це відповідає термодинамічним розрахункам, які показують, що міжатомна взаємодія заліза і молібдену має тип «розшарування». Результатом посилення розшарування в парі Fe-Mo є збільшення в розмірах мікросегрегацій молібдену, що представляє собою утворення, яке пасивується при електрохімічному ізолюванні і ідентифікується при фазовому аналізі. При підвищенні температури старіння замість метастабільною фази утворюється інтерметалічне з'єднання, в якому молібден є фазоутворюючим елементом, - R-фаза загального складу  $Mo_mCr_p (Fe, Co, Ni)_n$ .

Фаза  $\alpha$ -Cr є результатом розшарування твердого розчину в системі Fe-Cr. Температурний інтервал існування цієї фази в присутності кобальту розширений, вона виявляється і після старіння при 550°C поряд з R-фазою.

При збільшенні вмісту кобальту перехід від метастабільної фази  $\alpha$ -Mo до стабільної R-фази, в якій молібден є головним фазоутворюючим елементом, інтенсифікується при 550°C: при вмісті ~ 2% Mo фазовий перехід  $\alpha$ -Mo  $\rightarrow$  R ще не завершений, а при приблизно 6% Co утворюється тільки R-фаза. Причиною подібного ефекту є вплив кобальту на міжатомну взаємодію: кобальт збільшує термодинамічну активність і хрому, і молібдену в багатокомпонентних твердих

розчинах на основі ОЦК-заліза, зменшує рівноважну розчинність молібдену в залізі, що і призводить до утворення багатокomпонентної R-фази складу  $Mo_{14}Cr_{11}(Fe, Co, Ni)_{28}$  [23].

Автори роботи [13] дослідили вплив вмісту кобальту і молібдену на фазовий склад і механічні властивості сталей після старіння. Підвищення в сталях як вмісту молібдену (від 2 до 3%), так і кобальту (від 2 до 6%) приводить до зростання межі текучості. Автори пояснюють це тим, що в сталі збільшується кількість зміцнюючих фаз. Зміцнення при старінні сталей з 2% Co не супроводжується значною зміною ударної в'язкості  $KCU^{196}$ . В сталях з 6% Co величина  $KCU^{196}$  знижується в 2 рази. Це пов'язано з впливом кобальту на процес старіння в мартенситі – збільшення термодинамічної активності хрому в мартенситі, і отже, збільшення кількості фази  $\alpha$ -Cr.

Як було зазначено вище сталь аустенітно-мартенситного типу можна обробляти двома методами, при цьому будуть утворюватися різні фази. Так, після гартування від 1000°C утворюється стадія недостаріння, після гартування від 750°C – стадія максимального зміцнення.

Автори зазначають, що чим більше зміцнений мартенсит при старінні інтерметалічними фазами, тим кращі значення межі текучості і ударної в'язкості має двухфазна матрична структура.

На механічні властивості сталі впливає також температура старіння: після старіння при 500°C в мартенситі присутні зміцнюючі фази  $\alpha$ -Cr і  $\alpha$ -Mo, при 550°C – в сумі фаз переважає R-фаза, при 600°C – утворюється тільки R-фаза в кількості 2,5%. Одночасно при температурах старіння 550 і 600°C утворюється ревертований аустеніт ( $A_p$ ) в результаті зворотного  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення. Присутність рефертованого аустеніту, а також коагуляція часток зміцнюючої інтерметалічної фази визивають знеміцнення сталі. На стадії знеміцнення зберігається перевага вихідної мартенситно-аустенітної структури перед мартенситною і по межі текучості, і по ударній в'язкості.

Утворення ревертованого аустеніту чинить різний вплив на комплекс механічних властивостей обох фазових станів. В сталі з вихідною

мартенситною структурою при зниженні межі текучості на 100 МПа порівняно зі станом максимальної міцності утворення ревертованого аустеніту (25%) сприяє підвищенню ударної в'язкості при кріогенних температурах. При цьому значно підвищується опір сталі поширенню тріщини.

У сталі з мартенситно-аустенітною структурою при більш значному знеміцненні (на 200 МПа) підвищення ударної в'язкості (по відношенню до стану максимальної міцності) значно нижче. Цьому сприяє утворення 27% ревертованого аустеніту, додатково до присутнього в сталі залишкового аустеніту (25%). Однак при загальному вмісті 52% аустеніту рівень опору двофазної матричної структури як зародженню, так і поширенню тріщин при ударному вигині залишається дуже високим [13].

Таким чином, термічна обробка разом з комплексним легуванням забезпечує отримання високих фізико-механічних та корозійних властивостей сталі.

## **Висновки**

1. Аустенітно-мартенситні сталі знайшли своє застосування у хімічній, тепловій і атомній енергетики, целюлозно-паперовій, нафтогазодобувній, медичній, суднобудівній, автомобільній, харчовій, в промисловому та громадянському будівництві.

2. Властивості сталі обумовлені вибором режиму термічної обробки. Для отримання високих показників в'язкості рекомендується проводити гартування при температурі від 1000°C. Для отримання високих показників міцності при другорядних пластичних характеристиках температура гартування повинна бути зниженою до 800°C.

3. Термічна обробка разом з комплексним легуванням забезпечує отримання високих фізико-механічних та корозійних властивостей сталі.

## РОЗДІЛ 2

### ОСНОВНІ МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

#### 2.1 Вибір матеріалу

Направляючі апарати і робочі колеса, що входять до складу ремонтних комплектів, виготовляються методом високоточного лиття як із сталей 20X13, ВХС1, 12X18Н10Т, 12X18Н10М2Т, так і з високоміцних корозійностійких сталей мартенситного класу ВНЛ -1 (08X14Н7МЛ) і ВНЛ-6 (04X13Н5М5К9Л) з категоріями міцності К100 і К135 відповідно. Застосування сталей ВНЛ-1 і ВНЛ-6 дозволяє підвищити ресурс роботи в 2-3 рази [24].

Робочим органом відцентрових насосів, схильним найбільш сильному зносу, є робоче колесо. Турбулентне перемішування потоку, що викликається конструктивними особливостями колеса, а також вміст нерозчиненого повітря і газів є причинами виникнення і розвитку кавітації при тисках в потоці, що перевищують тиск парів води при даній температурі. Найбільш сильному руйнуванню схильні внутрішні поверхні камер робочих коліс [25]. Багаторазові удари рідини по одній і тій же ділянці призводять до місцевого руйнування і утворення специфічного рельєфу на поверхні деталі, поверхня металу деформується і піддається наклепу, з'являється лінія зсуву і відбувається своєрідне травлення з виявленням меж окремих зерен.

Істотну роль в процесі кавітаційної ерозії відіграє корозія при видобутку і транспортуванні нафти через наявність у ній води, сірководню і вуглекислого газу, що надає великої шкоди робочим елементам насосу [26].

Знос робочих коліс призводить до падіння подачі і напору при практично незмінній споживаній потужності. При сильному зносі колеса і щільного ущільнення на вході порушується балансування: виникає невірноважена осьова сила. Наслідки - навантаження на підшипники і їх знос, зсув робочого колеса в порожнині насоса, тертя його об корпус і знос корпусу.

Численні науково-дослідні роботи, проведені в лабораторіях, а також великий досвід вітчизняного та зарубіжного гідромашинобудування вказують



на можливість істотного підвищення зносостійкості насосів шляхом виготовлення їх деталей з матеріалів, здатних протистояти кавітації і абразивному впливу.

В силу своєї економічності найбільшого поширення в насособудуванні отримали чавун і вуглецеві нелеговані сталі. Проте їх зносостійкість невелика.

В умовах кавітаційної ерозії добре зарекомендували себе алюмінієва і марганцева бронза. Завдяки цьому, а також внаслідок своєї високої антикорозійності вони знаходять досить широке застосування при виготовленні деталей відцентрових насосів, особливо робочих коліс. Однак через відносно низькі показники міцності з бронзи виготовляють тільки деталі невеликих розмірів. Деталі великих відцентрових і осьових насосів, що працюють в умовах кавітації, виготовляють із залізовуглецевих сплавів [27].

Перспективним є використання жароміцних сталей перехідного аустенітно-мартенситного класу. Особливість цих сталей полягає в тому, що вони поєднують високу міцність і підвищену релаксаційну стійкість в різному діапазоні температур. Велике значення має досить хороша технологічність зазначених сталей. Такими є нержавіючі сталі аустенітно-мартенситного класу, зокрема – марка 03X13H5M5K9 (ВНЛ-6). Основою при розробці корозійностійких сталей є система Fe-Cr, яку для забезпечення необхідного комплексу властивостей додатково легують такими елементами, як Ni, Mo, Co та ін. [14].

Розглянемо хімічний склад сталі, розроблений вченими ВІАМ та регламентований в галузевому стандарті [28].

Таблиця 2.1 – Хімічний склад в % матеріалу ВНЛ-6 [28]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Co	S	P
0,03 – 0,04	1,7 - 2,5	0,6-0,9	12 - 13,5	4,5 -5,5	4,0 -5,0	8,5 – 9,5	0,025 – 0,03	0,025 – 0,03

Також регламентовані такі механічні властивості:

Таблиця 2.2 - Механічні властивості при  $T = 20^{\circ}\text{C}$  [28]

Сортамент	Розмір	$\sigma_B$	$\sigma_T$	$\delta_5$	$\psi$	KCU	НВ	Термообробка
—	мм	кгс/мм <sup>2</sup>		%	%	кгс·м/ см <sup>2</sup>	мм	
Вилив-ок	—	140	100	15	35	5,9	3,2 – 2,9	Гартування з 1130 ± 10°C на повітрі. Обробка холодом - 70°C – 2 год.; відпуск при 480°C – 3 год., охолодження на повітрі

Вимоги високої в'язкості і корозійної стійкості обумовлюють необхідність легування високоміцних корозійностійких сталей 13-14% Cr і 4-6% Ni, а також наявність Mo та Co. Молібден уповільнює процес виділення карбідів і карбонітридів як по межах зерен при охолодженні від температури аустенізації (гартування), так і в мартенситі при високих температурах нагрівання. Внаслідок цього сталі, леговані молібденом, мають високий опір корозійному розтріскуванню (КР), в тому числі в морських умовах, а також високу тріщиностійкість як у великих перетинах, так і в зварних з'єднаннях без подальшої термічної обробки [29].

Хром - основний легувальний елемент, який робить сталь корозійностійкою в окисних середовищах. Корозійна стійкість хромистих нержавіючих сталей пояснюється утворенням на поверхні захисної щільної пасивної плівки оксиду  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Така плівка утворюється тільки при вмісті хрому більше 12,5% (ат.). Саме при такому вмісті хрому ( $n = 1$ ) потенціал стрибком змінюється від -0,6 до +0,2 В.

Залізо з хромом утворюють безперервний ряд твердих розчинів. Хром не є дефіцитним металом, вартість його порівняно невисока, тому хромисті сталі - найдешевші нержавіючі сталі. Ці сталі володіють досить хорошим комплексом технологічних властивостей. Вуглець в нержавіючих сталях, в тому числі і в хромистих, є небажаним елементом, так як, пов'язуючи хром в карбіди, він тим самим збіднює твердий розчин, знижуючи корозійні властивості сталі. Крім того, вуглець розширює область  $\gamma$ -твердого розчину, сприяючи отриманню двухфазного стану. Чим більше вміст хрому, тим вище корозійна стійкість хромистих сталей.

Нікель належить до металів, що легко набувають пасивність, хоча його пасивуюча здатність менше хрому і молібдена. Додавання нікелю до заліза в кількості 1/8 моль стрибкоподібно покращує корозійну стійкість сплаву в сірчаній кислоті. При концентрації нікелю 2/8 моль корозійна стійкість підвищується ще більше.

Нікель - аустенітоутворюючий елемент, який сильно знижує критичні точки  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення. Цей вплив нікель надає і при його введенні в хромисті сталі.

Нержавіючі сталі, що мають аустенітну структуру, мають більш високу корозійну стійкість, кращі технологічні властивості в порівнянні з хромистими нержавіючими сталями, зокрема краще зварюються. Вони зберігають міцність до більш високих температур, менш схильні до зростання зерна при нагріванні і в той же час аустенітні сталі не втрачають пластичності при низьких температурах. Нікель тільки додатково підвищує корозійну стійкість сталей.

Нікель - досить дорогий і дефіцитний метал, тому створюють нержавіючі сталі з меншим вмістом нікелю. Для цього вводять до складу нержавіючих сталей інші аустенітотвірні елементи.

На сплави, що містять нікель, руйнівний вплив робить сірчаний газ  $\text{SO}_2$ . Швидкість газового потоку до певної межі прискорює корозійний процес. Вельми шкідливими є періодичні коливання температури, що призводять до розтріскування окисної плівки [14].

Якщо одночасно потрібно отримати високі жароміцні властивості, то сталь легують кобальтом. Розчинність кобальту в залізі  $\alpha$  до 75% в залізі  $\gamma$  - необмежена. Кобальт є єдиною легувальною добавкою, яка збільшує критичну швидкість охолодження сталі і прискорює перлітне перетворення - зменшує прогартованість. Кобальт негативно впливає на прогартованість, тому має меншій, ніж інші елементи, вплив на зміцнення і має тенденцію до графітизації. Крім цього це дуже дорогий компонент, який не застосовують для легування конструкційних сталей. Але, його наявність в сталі підвищує її міцність і твердість, знижує падіння твердості аустеніту і фериту під впливом підвищення температури. Тому кобальт використовують як компонент у жароміцних сталях і сплавах зі спеціальними магнітними властивостями.

Крім того, кобальт підвищує рівень точок  $A_{c1}$  та  $M_n$ , сприяючи процесам самовідпускання і знижуючи схильність утворення холодних тріщин. Кобальт не утворює карбідів, але підвищує енергію міжатомних сил зв'язку, утруднює коагуляцію карбідів і підвищує їх дисперсність. Він розчиняється у твердому розчині аустеніту і входить в склад складних інтерметалідних фаз. При термічному старінні впливає на дисперсійне твердіння сталі [19, 30].

## 2.2 Металографічні дослідження

Металографія - метод дослідження і контролю металевих матеріалів. Металографія вивчає закономірності утворення структури, досліджуючи макроструктуру і мікроструктуру металу (шляхом спостереження неозброєним оком або за допомогою світлового та електронного мікроскопів), а також зміни механічних, електричних, магнітних, теплових і інших фізичних властивостей металу залежно від зміни його структури.

Завданням металографічного дослідження є встановлення взаємозв'язку між якісними і кількісними характеристиками структури, і фізичними, механічними, хімічними, технологічними та експлуатаційними властивостями металевих матеріалів.

### 2.2.1 Макроскопічний аналіз

Макроаналіз полягає у визначенні будови металу шляхом перегляду його зламу або спеціально підготовленої поверхні неозброєним оком або через лупу при невеликих збільшеннях - до 30 разів. Це дозволяє спостерігати одночасно велику поверхню і отримати уявлення про загальну будову металу і про наявність в ньому певних дефектів.

За допомогою макроаналізу можна визначити:

1. Порушення суцільності металу: усадкову, рихлість, газові міхури і раковини, порожнечі, що утворилися в литому металі, тріщини, що виникли при гарячій механічній або термічній обробці, флокени, дефекти зварювання (у вигляді непровару, газових міхурів, пустот).
2. Дендритну будову і зону трансекристалізації в литому металі.
3. Хімічну неоднорідність сплаву (ліквацію).
4. Неоднорідність будови сплаву.
5. Неоднорідність, створену термічною або хіміко-термічною обробкою.

Поверхню, що підлягає макроаналізу, вивчають безпосередньо (по виду зламу) або шліфують і піддають травленню спеціально підготовленими реактивами. На шліфованій поверхні не повинно бути забруднень, слідів масла і інших забруднень, тому її перед травленням протирають ватою, змоченою в спирті.

Велике значення для успішного виконання макроаналізу має правильний вибір найбільш характерного для досліджуваної деталі перетину або зламу.

Способи макроаналізу різні в залежності від складу сплаву і завдань, поставлених в дослідженні.

1. Для виявлення дефектів, що порушують суцільність металу, флокенів, будови литої сталі, волокон катаної сталі застосовують реактиви як глибокого, так і поверхневого травлення. Після травлення макрошліф набуває рельєфну поверхню з чітко видимими осями дендритів (лита сталь), лікваційною зоною і

тріщинами (якщо вони були в зламі або якщо в металі виявилися флокен). Для цих цілей частіше застосовують поперечні макрошліфи (темплети).

Травлення проводять у витяжній шафі; макрошліф виймають з реактиву щипцями або рукою, захищеною гумовою рукавичкою.

Для поверхневого травлення найчастіше застосовують реактив Гейна, що містить (на 1000 мл води) 53 г хлористого амонію  $\text{NH}_4\text{Cl}$  і 85 г хлористої міді  $\text{CuCl}_2$ .

При зануренні макрошліфа в реактив (на 30-60 с) відбувається обмінна реакція: залізо витісняє мідь з водного розчину, і вона осідає на поверхні шліфа; на ділянках, недостатньо захищених міддю (пори, тріщини, неметалеві включення), відбувається травлення. Потім макрошліф виймають, шар осілої міді знімають ватою під струменем води і протирають насухо, щоб оберегти його від швидкого окислення на повітрі.

2. Визначення ліквации вуглецю і фосфору. Для цієї мети використовують: 85 г  $\text{CuCl}_2$  і 53 г  $\text{NH}_4\text{Cl}$  (на 1000 мл води).

Спосіб визначення ліквациї фосфору і вуглецю заснований на неоднакове травлення ділянок з різним вмістом цих елементів. Ділянки, збагачені вуглецем і фосфором, фарбуються в більш темний колір. Кращі результати досягаються для сталі, що містить менше 0,6% С. У сталі з більш високим вмістом вуглецю осад міді, що виділяється при травлення, погано змивається з поверхні шліфа.

3. Визначення неоднорідності в структурі, створеною термічною обробкою.

Визначення товщини загартованого шару. Для цієї мети загартований зразок ламають. Шар, що загартовувався, відрізняється по виду зламу (більше дрібнозернистий, а при гартуванні без перегріву - фарфоровидний злам). Більш точно товщину загартованого шару визначають після шліфування зразка по зламу (перпендикулярно осі) і травлення протягом 3 хв в 50% -му розчині соляної кислоти при 80 °С. Загартований шар отримує більш темне забарвлення [31].

### 2.2.2 Мікроскопічні дослідження

Під мікроскопічним методом дослідження металу розуміють його вивчення за допомогою металографічних мікроскопів на спеціально підготовлених плоских зразках - мікрошліфах. Внутрішня будова металу, досліджувана за допомогою мікроскопа називається мікроструктурою. Збільшення при мікроаналізі вибирається залежно від мети дослідження і вивчаємої структури. Максимальне збільшення звичайних оптичних мікроскопів досягає 1500 разів. Однак при звичайних дослідженнях нормальних структур вуглецевих і кольорових сплавів досить збільшення від 90 до 600 разів. Як правило, вивчення мікроструктури завжди починають з малих збільшень (90 - 100 крат), а потім, у міру необхідності, переходять на великі збільшення.

Основними завданнями мікроаналізу є:

- визначення величини і форми зерен різних фаз і структурних складових сплавів;
- виявлення структур, характерних для деяких видів обробок;
- виявлення мікропорків, що порушують цілісність металу - мікротріщин, раковин та ін.;
- виявлення і дослідження неметалічних включень;
- визначення хімічного складу сплаву, якщо відомий склад присутніх фаз і їх питома вага;
- виявлення вимірювань будови сплаву, що відбуваються під впливом різних режимів термічної, хіміко-термічної обробки струмами високої частоти (ТВЧ) та іншими видами обробки;

Мікроструктурний метод дослідження металів містить наступні етапи:

- вирізка зразка з деталі для подальшого вивчення;
- приготування мікрошліфа;
- травлення поверхні мікрошліфа спеціальними реактивами для виявлення мікроструктури;
- дослідження шліфа під мікроскопом.

### *Приготування мікрошліфа.*

Мікрошліф являє собою зразок металу розмірами приблизно  $10 \times 10 \times 10$  мм (може бути більше, а може й менше) з полірованою до дзеркального блиску однієї (потрібної для вивчення) поверхні.

Підготовка мікрошліфа складається з трьох послідовних операцій:

- отримання плоскої поверхні;
- шліфування поверхні;
- полірування цієї поверхні.

Плоску поверхню отримують шляхом механічної обробки: напилком, на верстаті, шліфувальним кругом. Єдиною умовою на цьому етапі підготовки мікрошліфа є те, щоб застосовувані способи і режими обробки потрібної поверхні не змінили мікроструктуру досліджуваної поверхні. Не можна, наприклад, користуватися такими способами, як газо- і електрорізка, електроіскрова обробка та іншими подібними методами. Навіть використання шліфувального круга для отримання плоскої поверхні необхідно проводити з великою обережністю, оскільки є небезпека отримати прижоги поверхні і, як наслідок, спотворення досліджуваної структури.

Шліфування поверхні мікрошліфа проводиться на шліфувальному папері різної зернистості. При переході від одного номера паперу до більш дрібного необхідно ретельно промити зразок у воді, а потім починати шліфовку в напрямку, перпендикулярному попереднім рискам. Час шліфування визначається часом, який необхідно для видалення рисок від попередньої шліфовки.

Після шліфування найдрібнішим папером проводять полірування шліфа для усунення решти рисок.

Полірування може бути механічним або електролітичним. Механічне полірування більш просте і доступне, у той час як електролітичне вимагає спеціального обладнання та реактивів.

Механічне полірування зазвичай проводять на дисках, які обертаються. Вони обтягнуті сукном, фетром, байкою і т.п. матеріалом. Диск періодично



змочують збаламученою у воді сумішшю найдрібнішого полірувального порошку - окису алюмінію, окису хрому та ін. Полірування вважається закінченим, якщо на поверхні шліфа немає рисок і він має дзеркальну поверхню. Потім шліф ретельно промивають водою, спиртом і сушать фільтрувальним папером.

Після проведеної обробки поверхню шліфа ні в якому разі не можна зачіпати руками, тому що в противному випадку на поверхню шліфа наноситься жирова плівка, яка суттєво ускладнить подальшу роботу з ним.

Щоб уникнути появи подряпин на поверхні шліфа його також не можна пересувати по поверхні предметного столика мікроскопу.

Після приготування мікрошліфа його вивчають під металографічним мікроскопом. На нетравленому шліфу, тобто безпосередньо після полірування, на світлому полі мікрошліфа можна добре бачити неметалеві включення (сульфіди, оксиди, силікати, шлаки та ін.), а також графіт і його форму в сірому чавуні. Тому вивчення нетравленого шліфа є першим етапом мікроаналізу металів і сплавів [32].

Для виявлення мікроструктури металу поверхню шліфа піддають травленню спеціальними реактивами. Для виявлення карбідів і основної структури аустенітної нержавіючої сталі травлення проводиться електролітичним методом. До складу реактиву входить: щавлева кислота 10 г і вода 100 мл. Шліф виступає в якості аноду, який поміщають в розчин щавлевої кислоти, наливої в ванну, яка проводить електричний струм. Катодом служить спеціально виготовлена пластина з неіржавої сталі.

При пропусканні електричного струму відбувається розчинення певних фаз поверхні матеріалу (анода) і виявляється його макроструктур.

Цей метод відрізняється меншою тривалістю і меншою витратою хімікатів у порівнянні з хімічним травленням [33].

## 2.3 Механічні властивості сплаву

### 2.3.1 Випробування металу на твердість

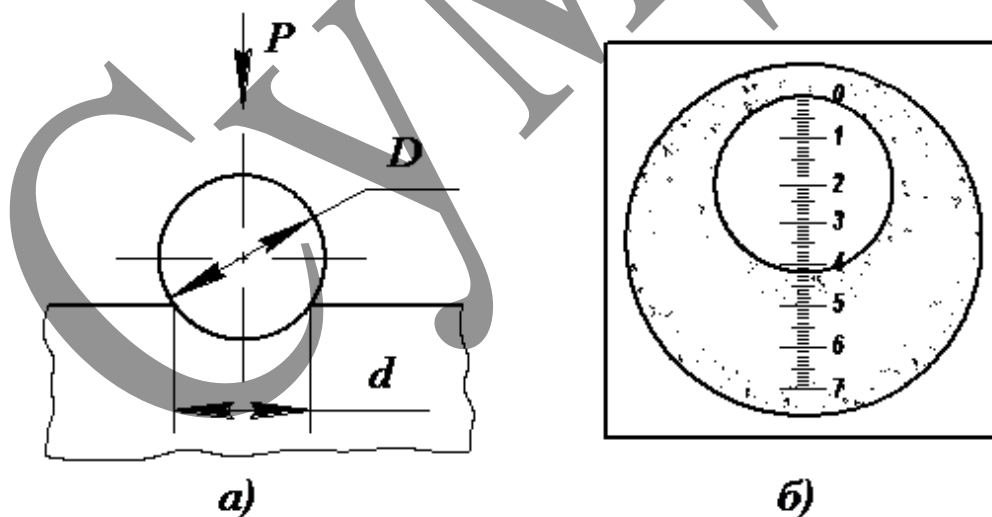
Твердість металу або сплаву дуже впливає на тривалість роботи деталей. Від твердості значною мірою залежить міцність деталі і стійкість поверхні її до спрацювання.

На практиці найпоширенішими є такі методи визначення твердості металів: вдавлювання сталеві кульки (метод Брінелля), вдавлювання алмазного конуса (метод Роквелла), вдавлювання алмазної піраміди (метод Віккерса).

Для визначення твердості досліджуваної сталі застосовують метод Брінелля. Метод вимірювання твердості за Брінеллем регламентований ГОСТ 9012-59.

Для випробування твердості металів за цим методом застосовують прилад типу ТШ (твердомір кульковий).

Для зручності є таблиці чисел твердості за Брінеллем і залежно від діаметра кульки  $D$ , діаметра відбитка  $d$  і навантаження  $P$ .



а – схема утворення відбитка; б – вимірювання діаметра відбитка

Рисунок 2.1 – Вимірювання твердості методом Брінелля

Як індентор використовується сталеві загартована кулька діаметром 10; 5 або 2,5 мм, яка вдавлюється у поверхню матеріалу під навантаженням від 153

до 29400 Н (від 15,6 до 3000 кг). На поверхні зразка утворюється відбиток (лунка) у формі кульового сегмента діаметром  $d$  (рис. 2.1, а). Цей діаметр вимірюють за допомогою спеціального мікроскопа, на окуляр якого нанесена вимірвальна шкала з поділками, що дорівнюють одній десятій долі міліметра. Діаметр відбитка визначають середнім значенням двох його вимірювань у взаємно перпендикулярних напрямках з точністю до 0,05 мм (рис. 2.1, б). Число твердості за Брінеллем, яке позначається літерами НВ (Н - від англ. hardness - твердість, В – Брінелль), вимірюється відношенням навантаження  $P$ , що діє на кульку діаметром  $D$ , до площі відбитка  $F$ :

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (2.1)$$

Мінімально допустима товщина зразка для коректного вимірювання твердості НВ повинна бути не менше десятикратної глибини відбитка  $h$ .

Випробування проводять при кімнатній температурі при відсутності вібрацій і ударів. Час витримки під навантаженням  $\tau$  для чорних металів складає 10...15с, а для кольорових металів і сплавів від 10 до 180 с.

При вимірюванні твердості за Брінеллем потрібно виконувати такі умови:

- поверхня зразка повинна бути плоскою, чистою та гладкою;
- зразок повинен лежати на столику-підставці, щоб під час вимірювання твердості не відбувалося його зрушення або прогинання; товщина зразка повинна бути не менша десятикратної глибини відбитка (більше 1 ... 2 мм);
- відстань від центра відбитка до краю зразка повинна бути не менша  $2,5d$ , а між центрами двох сусідніх відбитків - не менша  $4d$ ; для металів з  $HB < 350$  відповідно  $3d$  і  $6d$ .

За методом Брінелля випробовують незагартовані вироби (твердість яких не перевищує 450 НВ), оскільки при випробуванні матеріалів з більшою твердістю сталева кулька при вдавлюванні деформується і результати дослідів будуть неправильними (неточними) [34].

### 2.3.2 Випробування металу на ударну в'язкість

Випробування металу на ударну в'язкість здійснюють визначенням ступеня опору матеріалу руйнування при ударному навантаженні. Для визначення ударної в'язкості застосовують маятниковий копер МК-30А.

Випробування проводять на зразках з надрізами певної форми і розмірами. Зразок встановлюють на опорах копра надрізом у бік, протилежний удару ножа маятника, який піднімають на певну висоту.

Здатність матеріалу чинити опір ударним навантаженням характеризується ударною в'язкістю і визначається відношенням роботи  $W$ , витраченої на руйнування зразка, до площі поперечного перерізу  $A$  в місці зламу:

$$A_k = W / A, \quad (2.2)$$

де  $W$  – робота, витрачена на руйнування зразка;

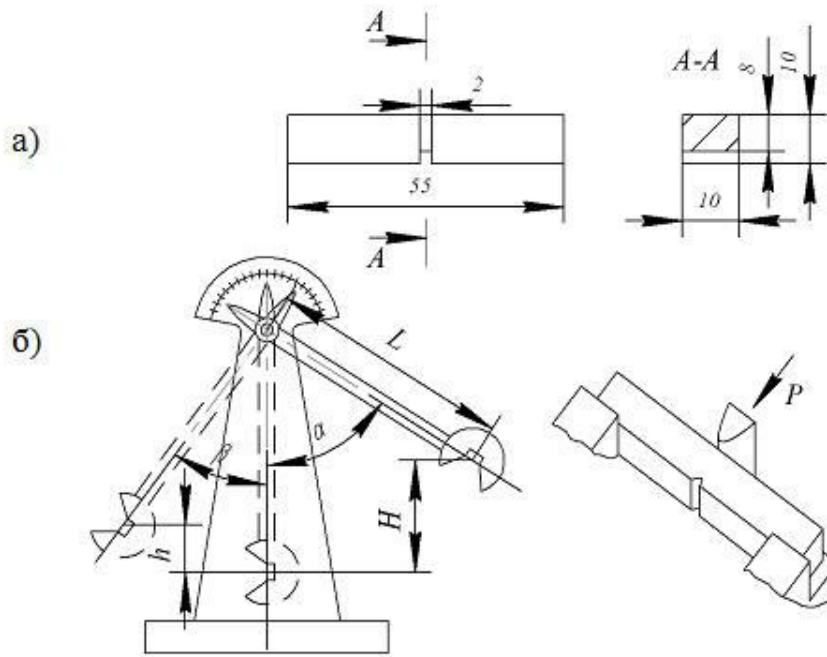
$A$  – площа поперечного перерізу.

Чим більше ударна в'язкість  $A_k$ , тим краще матеріал чинить опір динамічним навантаженням. В технічних умовах вказується найменше значення ударної в'язкості при кімнатній температурі для сталей; воно знаходиться в інтервалі 0,6 - 1,0 Дж/мм<sup>2</sup>.

Ударну в'язкість позначають КСV, КСУ, КСТ.

КС - символ ударної в'язкості, третій символ показує вид надрізу: гострий (V), з радіусом закруглення (U), тріщина (Т) [35]

Згідно ГОСТ 9454-78 зразки для випробування повинні мати стандартні розміри і встановлений надріз. Основним зразком за ГОСТ 9454-78 є стержень квадратного перерізу  $10 \times 10$  мм<sup>2</sup> і довжиною 55 мм з надрізом (концентратором) посередині, який робиться шліфувальним кругом товщиною 2 мм і радіусом заокруглення 1мм (рис. 2.2, а). Визначається ударна в'язкість не менше ніж на шести зразках.



а – зразок для випробування; б – схема маятнікового копра

Рисунок 2.2 – Схема випробування на удару в'язкість

Удар падаючого маятника має припадати по ослабленому місцю (перетину); в зоні надрізу створюється об'ємний напружений стан з великою концентрацією напружень.

При зниженні температури (вже до  $-20^{\circ}\text{C}$ ) ударна в'язкість зменшується і при досягненні так званої критичної температури (порядку  $-40$ ,  $-60^{\circ}\text{C}$ ), різко знижується (в 2 - 4 рази). Тому для матеріалів, що працюють при низьких температурах, дослідження впливу температури обов'язково.

Характерний вид місця руйнування зразка: при в'язкому руйнуванні поверхня зламу матова, волокниста, дрібнозерниста, при крихкому руйнуванні - зерниста, блискуча, з малопомітними залишковими деформаціями.

Після встановлення зразка на опори (рис. 2.2, б) і підйому маятника копра знімається значення енергій зведеного маятника  $W_{зв}$  і заноситься в журнал випробувань. Потім відкривається запобіжний диск на рамі копра і маятник, падаючи, руйнує зразок.

На шкалі лічильного механізму по положенню контрольної стрілки визначають величину  $W_{залиш}$  - залишковий запас енергії (роботи) після удару. Визначається величина роботи, витраченої на руйнування зразка:

$$W = W_{зв} - W_{залиш}, \quad (2.3)$$

де  $W_{зв}$  – значення енергій зведеного маятника;

$W_{залиш}$  - залишковий запас енергії (роботи) після удару.

Далі знаходиться ударна в'язкість зразка за формулою (2.2). Потім знаходиться середнє для серії зразків значення  $A_k$  і описується характер руйнування зразків, ці дані заносяться в журнал випробувань.

Виконувана робота дозволяє також виявити недоліки металу, які є прихованими від статичних механічних випробувань: тріщини від гартування, рихлість, усадочні тріщини [36].

#### **2.4 Електронно-мікроскопічні дослідження**

У порівнянні зі світловими мікроскопами використання електронного променя з малою довжиною хвилі дозволяє істотно збільшити роздільну здатність.

В даний час використовуються кілька конструкцій електронних мікроскопів: просвічуючі, растрові (скануючі), емісійні і відбивні. Найбільше застосування при дослідженнях знайшли методи просвічуючої і растрової електронної мікроскопії.

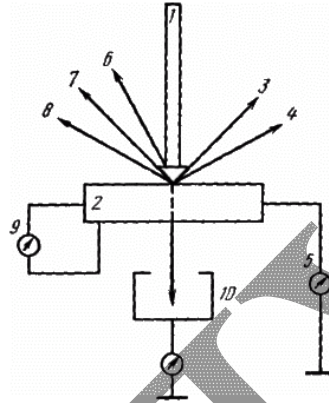
#### **2.5 Растрова електронна мікроскопія**

Растровий електронний мікроскоп є вакуумним приладом, так як при нормальному атмосферному тиску електронний пучок сильно розсіюється і поглинається, що робить неможливим його фокусування.

РЕМ можна використовувати для дослідження структури сплавів, характеру розподілу часток за формою і розмірами. У цьому випадку зразки для дослідження готують так само, як для спостереження за допомогою світлового металографічного мікроскопа (п. 2.2).

Цей метод ґрунтується на зондуванні поверхні досліджуваного зразка електронним зондом. Суть методу полягає в тому, що поверхня масивного

зразка опромінюється тонко сфокусованим (діаметром до 5-10 нм) пучком електронів - так званим електронним зондом. Пучок електронів робить зворотно-поступальний рух по лінії або розгортається в растр - сукупність близько розташованих паралельних ліній, уздовж яких пучок електронів оббігає обрану для дослідження ділянку поверхні.



- 1 – електронний пучок; 2 – зразок; 3 – відбиті електрони; 4 – вторинні електрони; 5 – струм поглинених електронів; 6 – катодолюмінесценція; 7 – рентгенівське випромінювання; 8 – Оже-електрони; 9 – наведений струм; 10 – електрони, що пройшли

Рисунок 2.3 – Ефекти, що виникають при взаємодії пучка електронів з речовиною

У кожній точці опромінюваної поверхні відбувається взаємодія електронів пучка 1 з речовиною, в результаті чого виникає ряд ефектів: утворюються відображені електрони 3, вторинні електрони 4, рентгенівське 7 та інші випромінювання (див. рис. 2.3). Ці ефекти служать основою для отримання різноманітної інформації: про рельєф поверхні зразка 2, хімічний склад і кристалографічну орієнтацію обсягів, прилеглих до поверхні. Електрони, що випускаються речовиною, різного роду випромінювання, уловлюються спеціальними датчиками і після посилення використовуються для управління яскравістю електронно-променевої трубки, на екрані якої формується зображення. При цьому кожній точці на поверхні зразка 2 відповідає певна точка на екрані електронно-променевої трубки. Яскравість

кожної точки на екрані визначається інтенсивністю сигналу з відповідної точки зразка.

Метод растрової електронної мікроскопії дозволяє вивчати мікротопографії (шорсткість) різних поверхонь матеріалів виробів, зокрема:

- Вивчати мікротопографії (фрактографію) поверхонь зруйнованих зразків (зламів) після випробування, і провівши класифікацію видів руйнування, надалі по виду зламу судити про енергоємність процесу руйнування.

- При транскристалітному руйнуванні по мірі збільшення витрат енергії, що витрачається системою на руйнування, види зламів можна розташувати в наступній послідовності: скол; мікровідколи; квазісколи; чашковий скол.

- РЕМ дозволяє вивчати поверхню металоконструкцій з метою виявлення мікротріщин.

- Давати кількісну оцінку шорсткості поверхні металу за допомогою спеціальних профілограм, заснованих на вимірюванні струму відбитих електронів.

- Вивчати кінетику росту тріщини в зразку і відповідати на питання, де зародилася магістральна тріщина, який напрям і швидкість її поширення.

- Вивчати вплив фазових виділень на механізми руйнування.

- Досліджувати зв'язок мікротопографії зламів зразків з вихідною структурою для виявлення місць переважного зародження і поширення тріщин [38].

## **Висновки**

Таким чином, в ході роботи для дослідження заданих марок сталей були використані структурні методи (мікро-, макро- електрографічні аналізи), а також методи дослідження механічних, фізичних і хімічних властивостей.



## РОЗДІЛ 3

### ПРАКТИЧНА ЧАСТИНА

Для отримання задовільних корозійностійких, жароміцних та механічних властивостей деталей насосу перспективним є використання мартенсито-аустенітних сталей, які додатково зміцнені за рахунок метастабільного аустеніту. В корозійностійких сталях систему Fe-Cr-Ni-Mo і Fe-Cr-Ni-Co-Mo метастабільний залишковий аустеніт, стійкий до мартенситного перетворення може бути отриманий при спеціальній термічній обробці.

Підвищення міцності аустенітно-мартенситних корозійностійких сталей – важлива технічна й економічна задача. Одним із методів підвищення міцності є її термічна обробка.

При проведенні експериментального дослідження були виготовлені зразки для випробування на ударний згин (ГОСТ 9454-98) з U-подібним надрізом. Термічну обробку проводили за режимами:

1. Гартування 1130°C, 40...50 хвилин на повітрі, обробка холодом при мінус 70°C, 2 години з охолодженням на повітрі. Відпускання при 480°C, 3 години, охолодження на повітрі.

2. Гартування 1130°C, 40...50 хвилин на повітрі, обробка холодом при мінус 55°C з витримкою 4 години, охолодження на повітрі. Відпускання при 380°C, 2 години, охолодження на повітрі.

3. Гартування 1130°C, 40...50 хвилин на повітрі, обробка холодом при мінус 70°C, 2 години з охолодженням на повітрі. Відпускання при 380°C, 2 години, охолодження на повітрі.

4. Гартування 1130°C, 40...50 хвилин з охолодженням з піччю до температури 1030°C, а послідуочим охолодженням у воді. Обробка холодом при мінус 70°C, 4 години, відпускання при 480°C, 3 години, охолодження на повітрі.

5. Перше гартування: 1050°C, 40...50 хвилин на повітрі, друге – 830°C, 40...50 хвилин з охолодженням на повітрі. Обробка холодом при мінус 70°C, 2 години, відпускання при 480°C, 2 години з охолодженням на повітрі.

6. Гартування 800-850°C, 40...50 хвилин на повітрі, обробка холодом при мінус 70°C, 2 години, відпускання при 480°C, 2 години на повітрі.

Режими підібрані експериментально, з огляду на підвищення корозійно-механічної стійкості виробів, що обробляються.

Мікроструктуру досліджували за допомогою оптичного мікроскопу МИМ-7 на попередньо підготовлених зразках. Травлення проводили електролітичним методом в щавлевій кислоті, ударний згин та твердість – за стандартними методиками.

Однією з переваг аустенітно-мартенситних сталей є можливість регулювання їх структури і властивостей термічною обробкою: після гартування з охолодженням до кімнатної температури вони можуть володіти властивостями аустенітних сталей, а різна ступінь зміцнення може бути досягнута в залежності від обраного режиму ізотермічного перетворення  $\gamma \rightarrow M$  і відпускання. Так, сталі аустенітно-мартенситного схильні до стабілізації аустеніту та його дестабілізації при використанні різних умов термічної обробки.

Дослідження мікроструктури сталей після термічної обробки за режимом 1 в зоні стабілізації аустеніту показало, що їх основною структурною складовою є крупногольчатий мартенсит із залишковим аустенітом у вигляді острівців (рис. 3.1).

Слід відмітити відносну неоднорідність пакетів мартенситу по величині і розподілу. В структурі всіх загартованих сталей відзначено помітний вміст нерозчинених при нагріванні крупних часток.

Результати рентгеноструктурного дослідження металу показали, що підвищений вміст хрому і нікелю приводить до збільшення вмісту залишкового аустеніту і відповідно до зменшення мартенситу [10].

За допомогою оптичного мікроскопу була досліджена мікроструктура сталей після гартування від 1000°C обробки холодом і послідуєчого відпускання, що привело до значних змін в субструктурі досліджуваних сталей.

Залишковий аустеніт в досліджуваних зразках виявляється у вигляді:

- дуже тонких прошарків всередині пакету;
- достатньо широких прошарків довільної форми всередині пакету;
- фрагментів, які мають відносно великі розміри.

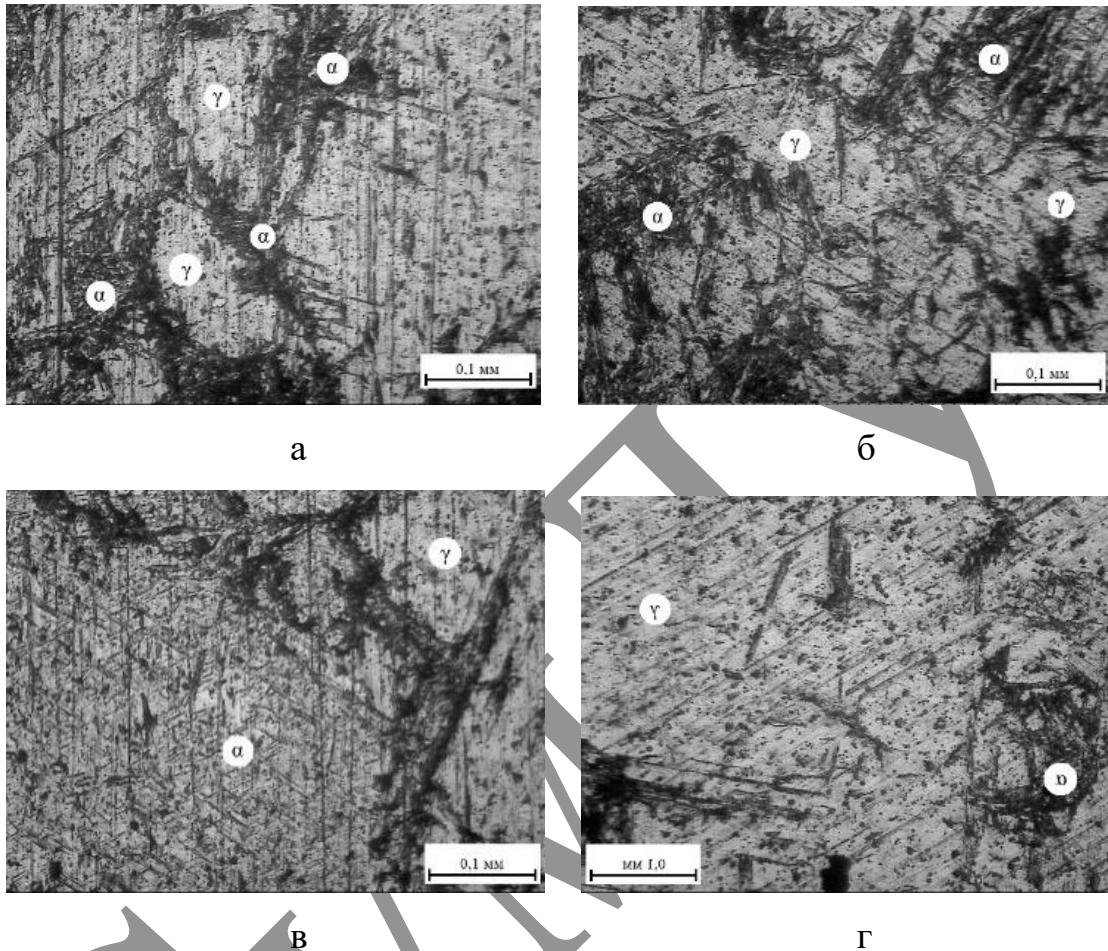


Рисунок 3.1 – Структура сталі ВНЛ-6 після гартування з 1130°C, обробки холодом -70°C і відпускання при 480°C

Слід зазначити відносну неоднорідність мартенситу за величиною і розподілом. Спостерігається велика різноманітність форм, розмірів і місць розташування мартенситних ділянок.

Згідно рисунку 3.1 в мартенситі можна виявити мартенсит наступних морфологічних типів:

1-й тип – відносно крупні виділення голкоподібної форми (рис. 3.1 а, б). Ці виділення в структурі розподілені нерівномірно;

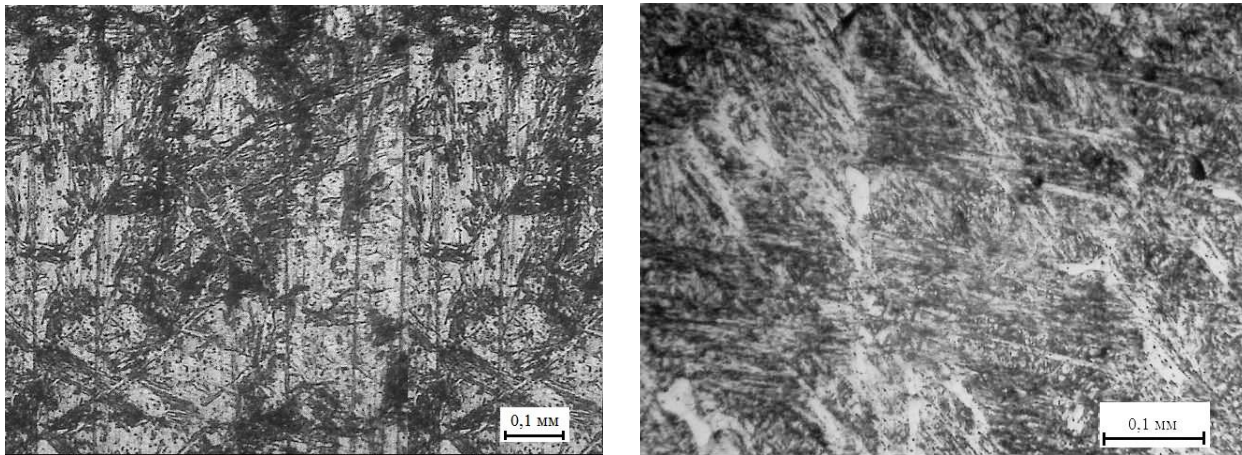
2-й тип – дуже дисперсні голкоподібні виділення, які розподілені в структурі також нерівномірно, але вони орієнтовані за визначеним кристалографічним направленням (рис. 3.1 в, г).

Властивості, отримані після такої термічної обробки не задовольняють вимогам деталі. Тому нами проведені дослідження впливу режимів термічної обробки на структуру та механічні властивості сталі. В таблиці 3.1 подані результати досліджень.

Дослідження мікроструктури за режимом 2 при охолодженні сталі до мінус 55°C та витримкою 4 години очікуваного результату не дало. Очевидно, що обробки холодом при мінус 55 не достатньо для перетворення аустеніту в мартенсит, тому що, як відомо, мартенситне перетворення відбувається в інтервалі температур від  $M_p$  і  $M_k$ . Отже, аустеніт в стабілізованому стані може бути переохолодженим до будь-якої температури ізотерми без утворення мартенситу в процесі охолодження [15].

На перетворення аустеніту в мартенсит чинить вплив швидкість охолодження після гартування (рис. 3.2). В залежності від швидкості охолодження виникає різна кількість мартенситу при охолодженні та змінюється кінетика перетворень. Швидке охолодження металу при гартуванні завжди викликає внутрішні напруження, а також виключає перетворення при охолодженні й ініціює його в ізотермічних умовах та при нагріванні від низької до кімнатної температури, при цьому частина аустеніту перетворюється на бейніт. На кінцевий результат, що характеризується кількістю мартенситу в результаті нагрівання до кімнатної температури є однаковим. При повільному охолодженні більше утворюється мартенситу охолодження ( $A_{зал} \rightarrow M_{гарт}$ ), а при швидкому – мартенситу відпускання ( $A_{зал} \rightarrow M_{відп}$ ) [10].

Щоб не ускладнювати процес термічної обробки регулюванням швидкості охолодження рекомендується протягом 1-2 годин витримувати зразки при низькій температурі при обробці холодом. При цьому можливі зміни швидкості охолодження і її вплив на ступінь перетворення зрівнюються і незалежно від конкретних умов буде утворюватися однакова кількість мартенситу. [10].



а

б

а – гартування з 1130 °С з охолодженням на повітрі обробки холодом -70 °С і відпускання при 480 °С (темні ділянки мартенсит відпускання, світлі – залишковий аустеніт);

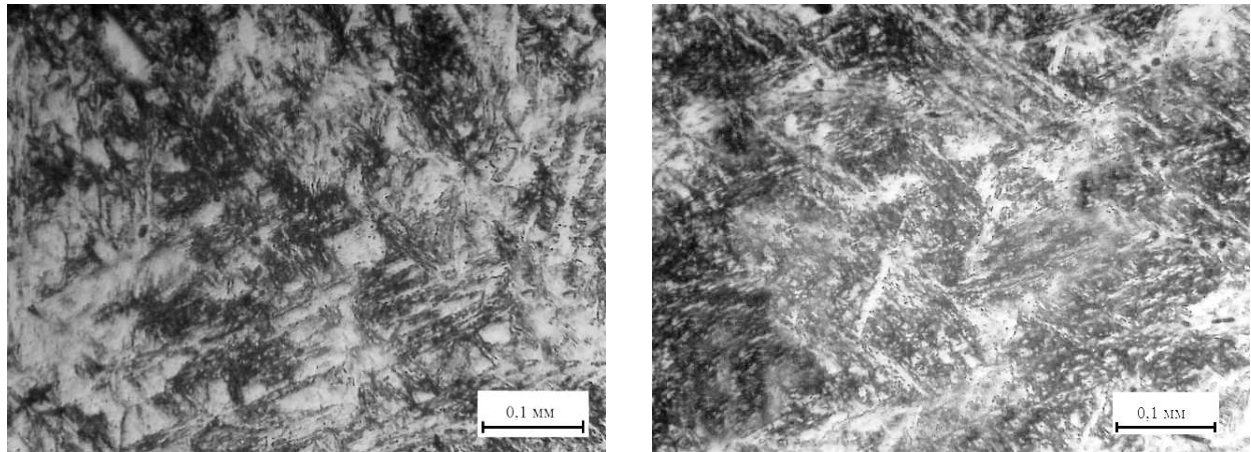
б – гартування з 1130 °С з охолодженням з піччю до температури 1030°С (охол. у воді), обробки холодом -70 °С і відпускання при 480 °С (структура розпаду мартенситу)

Рисунок 3.2 – Структура сталі ВНЛ-6 після термічної обробки

При вмісті таких легувальних елементів як молібден, нікель, кобальт, структура литої сталі складається в основному з великої кількості аустеніту, пересиченого вуглецем і карбідотвірними елементами. Цей аустеніт знаходиться в термодинамічно нестійкому стані. При нагріванні в інтервалі інтенсивного карбідовиділення із аустеніту виділяються дисперсні вторинні карбіди, в результаті яких відбувається зниження концентрації вуглецю і хрому і підвищення температури  $M_n$  вище кімнатної. Така термічна обробка називається дестабілізуючою [30].

Дослідження мікроструктури сталі після термічної обробки за режимом б (рис. 3.3) в зоні дестабілізації аустеніту показало, що структура в основному складається з мартенситу відпускання та деякої кількості залишкового аустеніту. При такій обробці, починаючи з 600 - 650°С, виділяються карбіди у вигляді сітки по межах аустенітних зерен. Зменшення стійкості аустеніта в зоні

дестабілізації, ймовірно, пояснюється збіднінням твердого розчину хромом і вуглецем внаслідок випадіння карбідів [15].



а

б

а - перше гартування: 1050°C на повітрі, друге – 830°C з охолодженням на повітрі. Обробка холодом при мінус 70°C, відпускання при 480°C;

б - гартування з 800°C з охолодженням на повітрі, обробки холодом -70 °C і відпускання при 480 °C; (темні ділянки мартенсит, світлі – залишковий аустеніт)

Рисунок 3.3 – Структура сталі ВНЛ-6 після термічної обробки

За режимом 5 для дослідження кінетики перетворення стабілізованого аустеніту було проведено попереднє гартування від 1050°C, вилежування при кімнатній температурі та додаткове нагрівання при 830°C. При такій термічній обробці структура сталі складається в більшій мірі з аустеніту (рис. 3.3, а), що ймовірно пояснюється його стабілізацією при нагріванні до 1050°C та витримці при кімнатній температурі. При температурі гартування 1050°C, вірогідно, відбувається розчинення карбідів хрому в аустеніті, що знижує мартенситну точку і підвищує кількість залишкового аустеніту. Витримка при кімнатній температурі сприяє стабілізації аустеніту. При повторному нагріванні до 830°C стабілізований аустеніт не перетворюється на мартенсит, тому в структурі сталі спостерігається більша його кількість в порівнянні зі сталлю після обробки за режимом б.

Зміна співвідношення і морфології фаз в сталі перехідного аустенітно-мартенситного класу після термічної обробки за досліджуваними режимами обумовлює отримання відмінних показників міцності і в'язкості (табл. 3.1 і 3.2).

Таблиця 3.1

## Механічні властивості ВНЛ-6 в зоні стабілізації аустеніту

№ n/n	Температури, °C, операції ТО			Твердість, HRC	Ударна в'язкість, KCU, кгс·м/см <sup>2</sup>
	<i>t<sub>гарт</sub></i>	<i>t<sub>охол</sub></i>	<i>t<sub>відпуск</sub></i>		
1	1130, повітря	-70	480	26 – 27	6,3 – 10,1
2	1130, повітря	-55	380	34	7,6 – 8,8
3	1130, повітря	-70	380	36 – 39	6,9 – 7,4
4	1130, охол. з піччю до 1030°C, далі – вода	-70	480	39 – 42	3,0 – 3,3

Таблиця 3.2

## Механічні властивості ВНЛ-6 в зоні дестабілізації аустеніту

№ n/n	Температури, °C, операції ТО			Твердість, HRC	Ударна в'язкість, KCU, кгс·м/см <sup>2</sup>
	<i>t<sub>гарт</sub></i>	<i>t<sub>охол</sub></i>	<i>t<sub>відпуск</sub></i>		
5	1) 1050, повітря 2) 830, повітря	-70	480	36 – 37	1,8 – 2,0
6	830, повітря	-70	480	40 – 44	1,8 – 3,0

При термічній обробці за режимами 1-3, при температурі аустенізації вище 1000°C відбувається зниження твердості, але підвищення ударної в'язкості. Ймовірно, це пояснюється тим, що при охолодженні аустеніт через вміст меншої кількості вуглецю і других елементів перетворюється в мартенсит при більш високій температурі. В цьому випадку, отриманий при охолодженні

сталі до кімнатної температури, містить менше вуглецю, тому і міцність становиться зниженою [30].

Твердість сталі за режимом 4 в порівнянні з режимами 1-3 є вищою. Це пояснюється напруженням після гартування при збільшенні швидкості охолодження. Згідно літературних даних швидке охолодження сприяє утворенню мартенситу, особливо в інтервалі температур 950-650°C, коли карбідні не встигають виділитись при охолодженні [5].

Висока твердість сталі за режимами 5-6 при дестабілізації аустеніту пояснюється великим вмістом мартенситу, що ймовірно пов'язано з утворенням деякої кількості  $\delta$ -фериту. Наявність в структурі сталі  $\delta$ -фериту викликає суттєву зміну вмісту вуглецю і легувальних елементів і може інтенсифікувати мартенситне перетворення при обробці холодом. Він значно погіршує пластичність сталі, але підвищує її міцність [14].

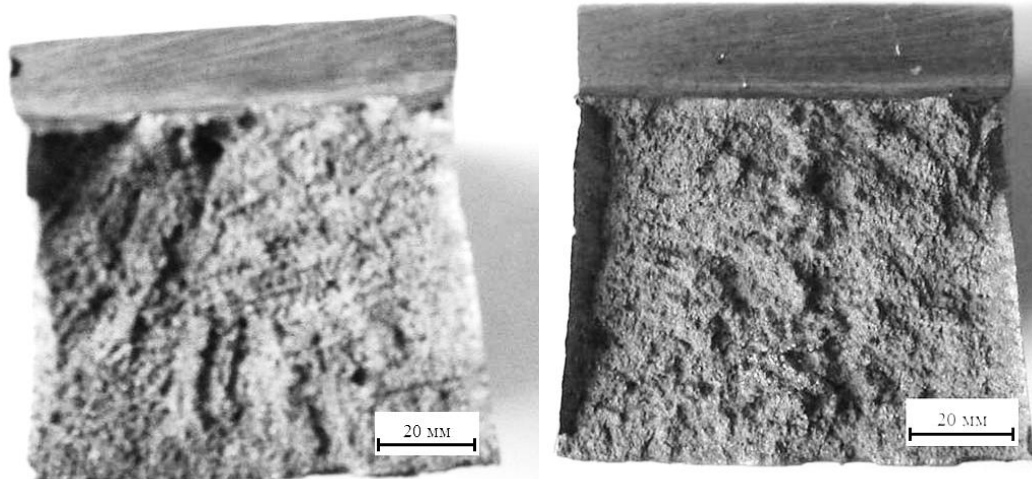
Особливості мікромеханізму руйнування аустенітно-мартенситних сталей були вивчені на зломах ударних зразків, які випробовувались при температурі мінус 60°C.

Як видно на представлених рисунках, у всіх зразках виявлені металургійні дефекти, які пов'язані з порушенням умов виплавки сталі. Сталь забруднена неметалічними включеннями, скоріш за все це оксиди і силікати. Разом з цим на поверхні зламу спостерігаються області, в яких тріщина поширювалася по крихкому механізму з формуванням фасеток крихкого сколу з рейковим узором.

Фрактографічний аналіз, результати якого представлені на рисунку 3.4, свідчить про те, що зразки мають як крихкий, так і в'язкий характер руйнування.

Результати проведених досліджень засвідчують те, що в умовах стабілізації аустеніту при температурі вище 1050°C (режим 2-3) руйнування відбувається по змішаному механізму: на поверхні зламів спостерігаються як маленькі, дуже неглибокі (сплощені) ямки, так і фасетки квазіскола з розвинутою інфраструктурою у вигляді мікрогребінців (рис. 3.4).





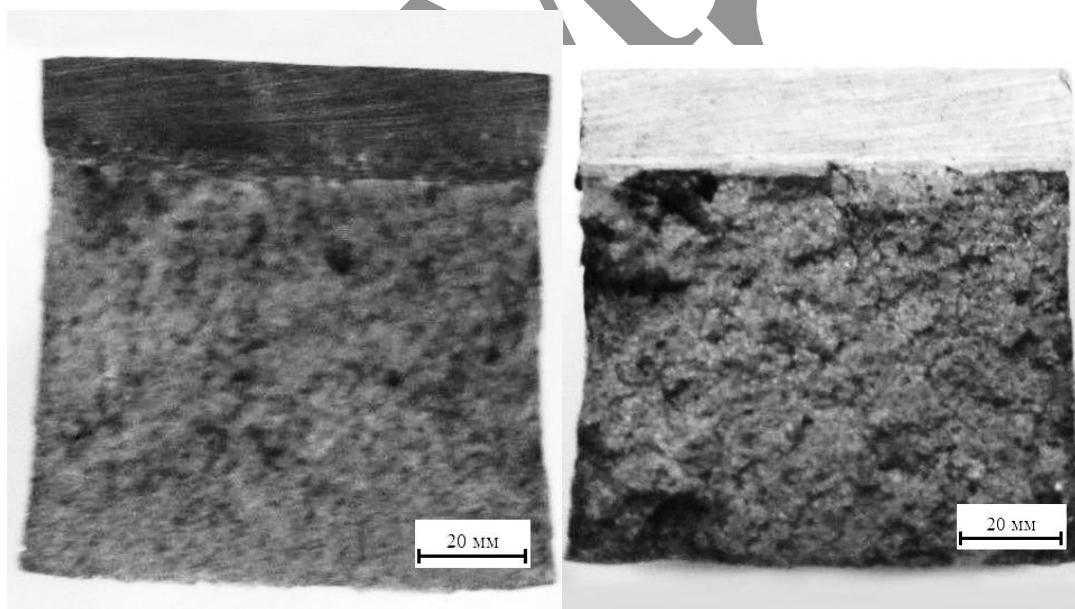
а

б

а - за режимом 2; б – за режимом 3

Рисунок 3.4 – Злами зразків із сталі ВНЛ-6 після термічної обробки

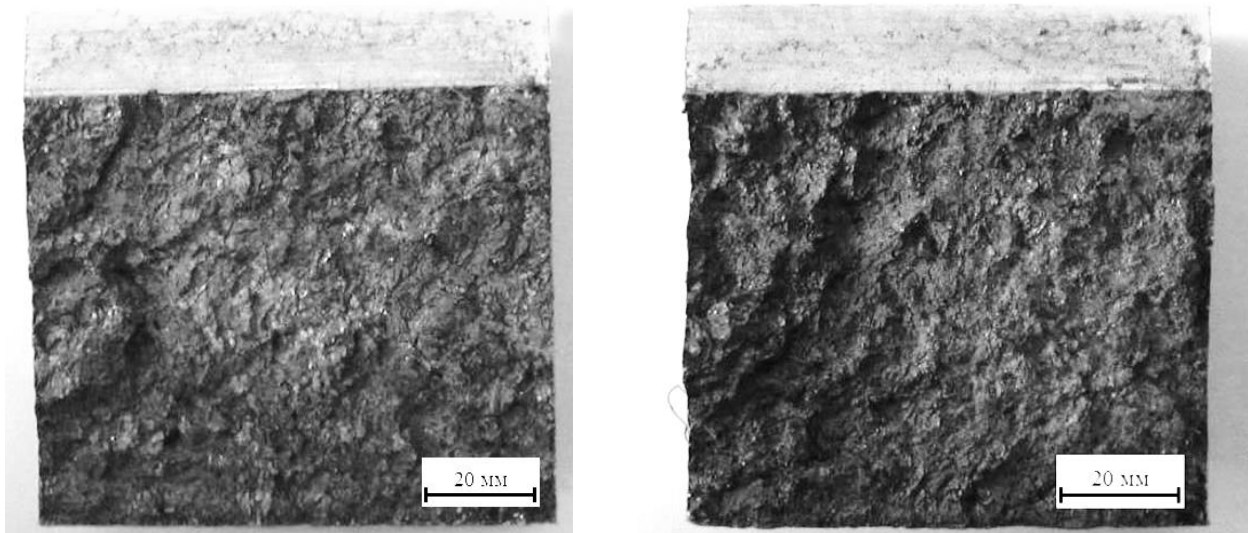
Після термічної обробки за режимами 1 та 4 основною рельєфною складовою зламів є сплющені ямки, поряд з якими фіксуються окремі фасетки квазісколу і більш великі і глибокі ямки з частинками неметалічних включень (рис. 3.5).



а

б

Рисунок 3.5 – Злами зразків із сталі ВНЛ-6 після термічної обробки: а - за режимом 1; б – за режимом 4



а

б

а - за режимом 5; б – за режимом 6

Рисунок 3.6 – Злами зразків із сталі ВНЛ-6 після термічної обробки

При дестабілізації сталі злами загартованої сталі мають характерну для високоенергоємного руйнування в'язку ямкову будову (рис. 3.6). Наявність ділянок з крихким характером руйнування свідчить про високу твердість сталі при низьких значеннях ударної в'язкості. Також на рисунку можна побачити скупчення включень, які ймовірно утворилися внаслідок одного або декількох великих включень або ізольованих часток.

Для всіх сталей, які мають при температурі мінус 60°C високі значення ударної в'язкості, переважним є механізм руйнування шляхом злиття мікропор. Це призводить до виникнення ямок, витягнутих уздовж магістральної тріщини. Спостерігається також утворення великої кількості поперечних вторинних тріщин, що свідчить про значній енергоємності процесу руйнування. Подібне вторинне руйнування, ймовірно, пояснюється особливостями структури і пов'язано в основному з великою протяжністю границь зерен.

## Висновки

1. Сталі аустенітно-мартенситного класу типу ВНЛ-6 після стабілізуючої термічної обробки мають в структурі аустеніт з деякою кількістю мартенситу.

2. Сталі після дестабілізованої термічної обробки мають максимальну твердість і більш повне перетворення аустеніту в мартенсит.

3. Швидке охолодження після аустенізації ініціює мартенситне перетворення в ізотермічних умовах і при нагріванні, що підвищує міцність сталі.

4. При стабілізації сталі злами загартованої сталі мають в'язкий злам з характерною ямковою будовою.

5. При дестабілізації сталі основною рельєфною складовою зламів є сплющені ямки з якими окремими фасетками квазісколу.

СІМД

## РОЗДІЛ 4

### ВИКОРИСТАННЯ ЗАПРОПОНОВАНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ПРИКЛАДІ РОБОЧОГО КОЛЕСА ВІДЦЕНТРОВОГО НАСОСУ

АТ «Сумський завод «Насосенергомаш» - одне з найбільших в машинобудівному комплексі України підприємств, яке спеціалізується у виготовленні насосного обладнання. Всього за шість десятиліть виготовлено понад півмільйона різноманітних насосів.

Одними з найпоширеніших обладнань, що випускаються підприємством, є відцентрові насоси. Вони широко поширені завдяки ряду переваг, якими володіють в порівнянні з іншими типами насосів. Їх основними перевагами є безперервність подачі рідини, простота пристрою і, отже, відносно низька вартість і висока надійність, досить високий (порядку 0,6-0,8) ККД, велика висота всмоктування. Вони легко піддаються автоматизації управління. Як правило, такі насоси призначені для закачування води в нафтоносні пласти з метою штучного підтримання тиску в них при видобутку нафти.

Забезпечення працездатності, експлуатаційної надійності і ресурсу експлуатації компресорних машин значною мірою залежить від їх матеріального виконання. В конструкції відцентрової компресорної установки робоче колесо є найбільш навантаженою і відповідальною частиною, яка слугує для безпосереднього стиснення середовища. Створення робочого колеса – це трудомісткий і наукоємний технологічний процес. В цьому зв'язку пріоритетне направлення науково-технічного розвитку, особливо в новій техніці, залежить від застосування нових конструкторських і технологічних рішень.

У таких насосах рух рідини і необхідний напір створюються за рахунок відцентрової сили, що виникає при впливі лопатей робочого колеса на рідину. Суміші, які містять компоненти рідини, можуть визивати різні види корозії.

Робоче колесо складається з двох дисків, між якими розташовуються лопатки. Функція робочого колеса полягає у створенні потоку рідини, що проходить через насос. За рахунок обертання колеса рідина, що знаходиться в ньому, теж обертається. На обертову рідину діє відцентрова сила, яка змушує

рідину розлітатися від центру робочого колеса до його країв. При цьому у центрі робочого колеса створюється розрідження, яке обумовлює всмоктування рідини центральним кільцевим отвором робочого колеса через всмоктуючий патрубок насоса. Досягаючи зовнішнього краю робочого колеса, рідина під тиском викидається в нагнітальний патрубок [27].

В додатках А і Б представлені схема та 3D малюнок робочого колеса.

В роботі були проведені дослідження механічних властивостей аустенітно-мартенситної сталі типу ВНЛ-6. Дослідження показали, що сталь має гарні корозійні властивості, підвищену твердість та задовільну в'язкість, технологічна та добре зварюється.

В ході проведеної роботи були встановлені залежності режимів термічної обробки і механічних властивостей. Розроблені режими термічної обробки для виготовлення робочого колеса, які полягали в гартуванні, обробці холодом і відпусканні. По результатам розроблених режимів були виготовлені два дослідно-експериментальних колеса: при стабілізованій термічній обробці (при швидкому охолодженні) та при дестабілізованій обробці, які успішно пройшли технологічні випробування, що підтверджує працездатність матеріалу.

## РОЗДІЛ 5

### ЕКОНОМІЧНА ЕФЕКТИВНІСТЬ ОБРАНОЇ СТАЛІ

У сучасних умовах переходу до ринкової економіки серед безлічі проблем, пов'язаних із забезпеченням, виживанням і наступним нормальним розвитком підприємства й організації, головною і вирішальною є проблема якості продукції. Найближчими роками в найкращому становищі опиняться ті підприємства, що зможуть забезпечити не тільки найвищу продуктивність праці, а й високу якість, новизну та конкурентоспроможність продукції.

Якість продукції - сукупність властивостей продукції, яка зумовлює її придатність задовольняти певні потреби відповідно до призначення [38].

Для визначення якості продукції зазвичай порівнюють значення показників якості кількох видів продукції. На підставі порівняння можна зробити висновок про те, якість якої продукції буде вищою (рис. 5.1).

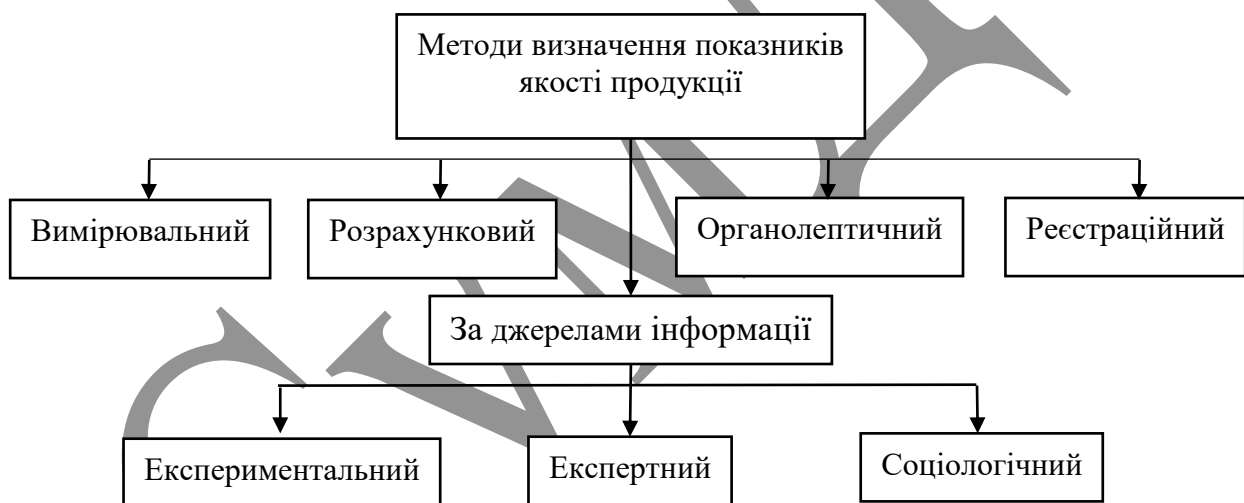


Рисунок 5.1 – Класифікація методів визначення показників якості продукції [38]

При оцінюванні рівня якості продукції або її технічного рівня важливо обґрунтовано здійснити вибір показників якості продукції або показників, які характеризують її технічну досконалість, найчастіше використовують експертні методи або комбіновані методи, наприклад, поєднання експертного та вимірювального методів.

Вибір визначальних показників якості полягає в обмеженні переліку показників якості в залежності від значень коефіцієнтів вагомості  $g_i$  у загальній одиниці якості продукції. Чим більше значення має коефіцієнт вагомості показника якості  $g_i$ , тим більше вплив відповідного показника якості на оцінку якості продукції.

Якщо із декількох варіантів однорідної продукції необхідно визначити найкращий, недостатньо порівняти значення властивих їй одиничних показників якості. При вирішуванні такого завдання виникає необхідність у використанні комплексного методу оцінювання.

Комплексне оцінювання якості продукції дозволяє отримати узагальнену оцінку – комплексний показник якості, який певним чином об'єднує основні, найбільш значущі властивості. Комплексний показник якості може пов'язуватися з одиничними показниками через функціональні залежності.

Таблиця 5.1

## Відносні одиничні показники якості марок сталей

№п/п	Марка сталі	Показник якості					
		Умовна границя текучості ( $Q_1$ )	Тимчасовий опір руйнуванню при розтяганні ( $Q_2$ ),	Відносне подовження ( $Q_3$ )	Відносне звуження ( $Q_4$ )	Ударна в'язкість ( $Q_5$ )	Твердість за Брінеллем ( $Q_6$ )
1	12X18H10T	196	510	37	50	74	170
2	08X17H13M2	215	510	40	55	60	170
3	03X13H5M5K9	980	1373	15	35	58	320
4	30X13	588	735	10	35	37	230
5	ЭИ654	375	720	25	40	78	170
Базове значення одиничного показника якості		980	1373	40	55	78	320

Для роботи з хімічним і корозійно-агресивним середовищами робоче колесо насоса виготовляють з нержавіючої сталі. Тому, для порівняння якості нами було обрано 5 марок нержавіючих сталей (табл. 5.1).

Для розрахунку комплексних показників якості продукції на основі одиничних показників, розрахуємо відносні показники якості  $q_{ij}$  за формулами:

$$q_{ij} = \frac{Q_{ij}}{Q_{i6}}, \quad (5.1)$$

$$q_{ij} = \frac{Q_{ij}}{Q_{i6}}, \quad (5.2)$$

де,  $Q_{ij}$  – значення  $i$ -го показника якості;

$Q_{i6}$  – базове значення  $i$ -го показника якості.

Формулу (5.1) використовують для визначення позитивних показників якості, а формулу (5.2) – для негативних показників якості.

Базове значення показника якості – найкраще значення показника якості або вимога відповідного нормативного документа.

Зведемо таблицю із значеннями відносних показників якості.

Таблиця 5.2

Відносні одиничні показники якості марок сталей

№п/п	Марка сталі	Показник якості					
		Умовна границя текучості ( $q_1$ )	Тимчасовий опір руйнуванню при розтяганні ( $q_2$ ),	Відносне подовження ( $q_3$ )	Відносне звуження ( $q_4$ )	Ударна в'язкість ( $q_5$ )	Твердість за Брінеллем ( $q_6$ )
1	12X18H10T	0,200	0,371	0,925	0,909	0,949	0,531
2	08X17H13M2	0,219	0,371	1,000	1,000	0,769	0,531
3	03X13H5M5K9	1,000	1,000	0,375	0,636	0,744	1,000
4	30X13	0,600	0,535	0,250	0,636	0,474	0,719



5	ЭИ654	0,383	0,524	0,625	0,727	1,000	0,531
---	-------	-------	-------	-------	-------	-------	-------

Використовуючи відносні показники з таблиці 5.2 розрахуємо комплексні показники якості за такими формулами:

1) середній зважений арифметичний показник якості:

$$\bar{Q}_j = \sum_{i=1}^n q_{ij} g_i; \quad (5.3)$$

2) середній зважений геометричний показник якості:

$$\bar{\bar{Q}}_j = \prod_{i=1}^n q_{ij}^{g_i}; \quad (5.4)$$

3) середній зважений гармонічний показник якості:

$$\tilde{Q}_j = \frac{1}{\sum_{i=1}^n \frac{g_i}{q_{ij}}}; \quad (5.5)$$

де,  $g_i$  – коефіцієнт вагомості, який має обмеження  $\sum_{i=1}^n g_i = 1$ .

Відносні одиничні показники якості, для розрахунку яких використовували формули (5.3) – (5.5), подані у таблиці 5.3.

Таблиця 5.3

Відносні одиничні показники якості марок сталей

Показник	Варіант марки сталі				
	12X18H10T	08X17H13M2	03X13H5M5K9	30X13	ЭИ654
$\bar{Q}_j$	0,65	0,65	0,79	0,54	0,63
$\bar{\bar{Q}}_j$	0,56	0,57	0,75	0,51	0,60
$\tilde{Q}_j$	0,47	0,48	0,70	0,48	0,58

Таким чином, аналіз таблиці 5.3 дозволяє здійснити вибір найкращого варіанта марки сталі для виготовлення робочого колеса насосу. По даним таблиці найкращу якість має нами обрана сталь аустенітно-мартенситного класу ВНЛ-6.

## РОЗДІЛ 6

### ОХОРОНА ПРАЦІ ТА НАВКОЛИШНЬОГО СЕРЕДОВИЩА

Основою будь-якого виробництва є попередньо розроблений, розрахований і практично перевірений в умовах дослідницького виробництва технологічний процес.

Мета технологічного процесу полягає в тому, щоб забезпечити послідовну зміну властивостей сировини, напівфабрикатів, допоміжних матеріалів для одержання нового продукту із заздалегідь заданими властивостями й певною якістю.

Будь-який технологічний процес визначається різними параметрами, що забезпечують його нормальний перебіг, яких необхідно дотримуватись.

Технологічні процеси ливарного виробництва зводяться до одержання великої номенклатури виливків з розплавленого металу шляхом заливання його в одноразові (що руйнуються) або в багаторазові (металеві, графітові, оболонкові й інші) форми, а також на установках безперервного лиття.

Основними процесами в ливарному виробництві є: підготовка шихти й домішок, завантаження їх у плавильні печі, плавка металу, випуск металу й заливання у форми, підготовка формувальної й стрижневої суміші, виготовлення форм і стрижнів, вибивання, очищення, обрубкування виливків, термічна обробка.

#### **6.1 Основні небезпечні та шкідливі виробничі чинники в ливарних цехах**

У ливарних цехах основними небезпечними й шкідливими виробничими чинниками є: пил, пари й гази, надлишкова теплота, підвищений рівень шуму, вібрацій, електромагнітних випромінювань, машини й механізми що рухаються, рухливі частини виробничого устаткування та ін.

Пил. Пил ливарних цехів дрібнодисперсний. До 90% порошин мають розміри менш 2 мкм. При очищенні виливків виділяється пил, що містить

більше 90% двоокису кремнію, а при вибиванні виливків - близько 99%. Так, при очищенні виливків у барабанах зміст двоокису кремнію у виділеннях пилу доходить до 94,3%, а при вибиванні виливків - до 99,2%. Двоокис кремнію входить також до складу пилу формувальних і стрижневих сумішей.

Окис вуглецю. Окис вуглецю є основним шкідливим виробничим чинником у чавуно- і сталеливарних цехах. Джерела виділення окису вуглецю - вагранки й інші плавильні агрегати, а також залиті форми у процесі остигання, сушильні печі, агрегати поверхневого підсушування форм й ін.

Теплота. Надлишкове виділення тепла здійснюється основним технологічним устаткуванням - плавильними агрегатами й становить від 14 до 62% від загальної витрати тепла на розплавлення металу. При розплавленні металу виділення тепла становить близько 3000 МДж на тонну металу.

Шум. Найбільші рівні шуму характерні для дільниць формування, вибивки виливків, зачищення, обрубки й деяких інших. Нормування рівнів шуму здійснюється відповідно до ГОСТ 12.1.003-83 ССБТ.

Ультразвук. Ультразвук у ливарних цехах застосовується для обробки рідких розплавів, очищення виливків, а також в установках і системах очищення газів. Для цього використовують генератори з діапазоном частот 18-22 кГц.

Електромагнітні поля. Електромагнітні поля в ливарних цехах генеруються електротермічними установками для плавлення й нагрівання металу, сушіння форм і стрижнів й ін. Припустимі параметри електромагнітних полів регламентуються ГОСТ 12.1.006-84 ССБТ.

Іонізуючі випромінювання. Джерела іонізуючих випромінювань у ливарному виробництві застосовують для плавлення, виявлення дефектів у виливків, контролю й автоматизації технологічних процесів та ін.

Електричний струм. Основними джерелами небезпеки поразки електричним струмом у ливарних цехах є електropечі, машини й механізми з електроприводом.

Ливарні цехи оснащені транспортними й вантажопідійомними

механізмами; машинами для готування формувальних і стрижневих сумішей і сполук, форм і стрижнів; пристроями для вибивки виливків; різноманітними механізмами для фінішних операцій та ін. Виконання кожної з операцій на зазначеному устаткуванні пов'язане з небезпекою травмування обслуговуючого персоналу через наявність небезпечних зон у машинах і механізмах [38].

## **6.2 Засоби індивідуального захисту працюючих у ливарних цехах та при термічній обробці**

Засоби індивідуального захисту (ЗІЗ) персоналу ливарних цехів за стосовуються наступних класів:

- для ремонтних і аварійних робіт - ізолюючі костюми;
- для виконання технологічних операцій -ЗІЗ, передбачені ГОСТ 12.4.011-89 ССБТ.

Ізолюючі костюми (ГОСТ 12.4.064-84 ССБТ). Забезпечують зниження впливу небезпечних і шкідливих чинників на організм людини до допустимих величин. За системою подачі повітря поділяються на два типи: шлангові (масою 4 кг) і автономні (масою 8,5 кг).

Засоби захисту органів подиху:

- Респіратори ШБ-1 «Пелюсток-200», «Пелюсток-40». Захищають від вискодисперсних аерозолів, грубодисперсних аерозолів і від вискодисперсних аерозолів. Використовуються в ливарних цехах при плавці й сублімації металів.
- Фільтруючий протигазовий респіратор РПГ-67. Захищає від пари органічних речовин (бензину, ацетону, спиртів, ефірів, бензолу й ін.). Використовується в ливарному виробництві при виготовленні форм і стрижнів.

Спеціальний одяг:

- Спеціальний одяг для захисту від кислот. Чоловічі костюми (ГОСТ 12.4.036-78 ССБТ), жіночі костюми (ГОСТ 12.4.037-78 ССБТ). Тип Кк - для захисту від кислот концентрації вище 80%; К80 - концентрації 50...80%; К50 - концентрації 20...50%; К20 - концентрації до 20%. У ливарному виробництві застосовуються на ділянках виготовлення стрижнів.

- Спеціальний одяг для захисту від підвищених температур. Чоловічі костюми (ГОСТ 12.4.045-87 ССБТ). Типи й маркування: АТи - при температурі вище 15°C і тепловому випромінюванні до  $2,1 \times 10^3$  Вт/м<sup>2</sup>; БТи - при температурі вище 15°C і тепловому випромінюванні від  $2,1 \times 10$  до  $3,5 \times 10$  Вт/м; ВТи - при температурі вище 10°C. Використовуються в ливарних цехах плавильниками, розливальниками й іншими робітниками, зайнятими в операціях з нагрітими тілами.

Спеціальне взуття:

- Спеціальне шкіряне взуття для захисту від підвищених температур (ГОСТ 12.4.032-77 ССБТ). Захищає від теплового випромінювання, контакту з нагрітими поверхнями, іскор і бризок розплавленого металу, окалини. Використовується в ливарному виробництві на дільницях сушіння форм і стрижнів, у плавильному й розливальному відділеннях.

- Спеціальне віброзахисне взуття (ГОСТ 12.4.024-76 ССБТ). Група Мв - для захисту від механічних впливів. Випускається у виді чобіт, напівчобіт і черевик чоловічих і жіночих. У ливарному виробництві застосовуються на операціях формування та ін.

Засоби захисту рук:

- Спеціальні рукавиці (ГОСТ 12.4.010-75 ССБТ). Тип М - для захисту від механічних впливів (Ми - від стирання, Мв - від вібрацій), застосовуються при механічній обробці металів. Тип К - для захисту від кислот, використовуються при фарбувальних роботах. Тип Т - для захисту від високих температур при контакті з нагрітими поверхнями (Тр - від іскор, бризів розплавленого металу, окалини, Ти - від теплових випромінювань), використовуються в ливарному виробництві при плавці, розливанні, вибиванні, зачищенні й інших операціях.

- Засоби індивідуального захисту рук від вібрації (ГОСТ 12.4.00274 ССБТ). Використовуються при роботі з ручним інструментом (трамбівки, рубильні молотки, пневматичні машини й т.п.) у ливарному виробництві.

Засоби захисту обличчя. Захисні щитки (ГОСТ 12.4.023-84 ССБТ):

- Тип НСП - наголовний щиток із сітчастим корпусом і з рухливою рамкою. Захищає від інфрачервоного випромінювання, бризок розплавленого металу, іскор і твердих часток при чергових впливах шкідливого випромінювання й бризок розплавленого металу, іскор і твердих часток. Використовуються в ливарних цехах для плавильників і розливальників.

- Тип НН - наголовний щиток з непрозорим корпусом. Захищає від ультрафіолетового й інфрачервоного випромінювання, бризок розплавленого металу й іскор. У ливарних цехах застосовується при зварювальних роботах.

- Тип ННП - наголовний щиток з непрозорим корпусом і з рухливою рамкою. Захищає від ультрафіолетового й інфрачервоного випромінювання, бризок розплавленого металу, іскор і твердих часток, при переміжних впливах шкідливих випромінювань і бризок розплавленого металу, іскор і твердих часток. Застосовується в ливарних цехах, при зварювальних роботах у важкодоступних й слабоосвітлених місцях.

Засоби захисту очей:

- Захисні окуляри (ГОСТ 12.4.003-80 ССБТ). Тип О - відкриті захисні. Окуляри з безбарвного скла. Використовуються при зачищенні лиття. Тип Г - герметичні захисні. Окуляри з безбарвного скла. Використовуються при виготовленні форм і стрижнів у ливарному виробництві. Тип Л - захисний лорнет. Окуляри зі світлофільтрами. Використовуються при плавці металів для умов короткочасної роботи. Тип К - козиркові захисні. Окуляри зі світлофільтрами. Використовуються при плавленні, розливанні, транспортуванні металу в умовах роботи в захисному головному уборі.

- Світлофільтри скляні для захисту очей від шкідливих випромінювань на виробництві (ГОСТ 12.4.080-79 ССБТ). Темне скло, тип В, Г, Е. Темне скло, типи С-3 - С-13. Використовуються при виконанні зварювальних робіт, при газовому і плазменному різанні, при роботі в нагрівальних печах. Синє скло, типи НКП, Д-1 - для робіт у нагрівальних печах.

Засоби захисту органів слуху (протишуми) - навушники (ГОСТ 12.4.051-78 ССБТ). Використовуються в ливарному виробництві для обрубників, при

зварювальних роботах, механічній обробці, при складальних роботах.

Захисні дерматологічні засоби (ГОСТ 12.4.068-79 ССБТ): захисні креми; відмивочно-захисні пасти; мило ДНС-АК; засіб чищення для важкорозчинних забруднень «ЗОР».

Загальні вимоги до персоналу ливарних цехів:

- до роботи допускаються особи не молодше 18 років;
- при надходженні на роботу необхідний попередній медичний огляд, а потім - періодичні медичні огляди відповідно до порядку, установленому Мінздравом України;
- повторний інструктаж робітників повинен проводитися не рідше одного разу на квартал;
- для електротехнічного персоналу, що обслуговує електроплавильні й електротермічні установки, наявність кваліфікаційної групи не нижче третьої, для операторів-термістів - не нижче другої; цей персонал зобов'язаний пройти стажування на робочому місці протягом 6.11 днів;
- до робіт з обслуговування парових котлів, посудин, що працюють під тиском, і підйомно-транспортного устаткування допускаються особи, що мають необхідну теоретичну й практичну підготовку й відповідне посвідчення на право обслуговування зазначених об'єктів.

Жінки не допускаються до робіт, що пов'язані:

- з обслуговуванням плавильних агрегатів;
- з обслуговуванням установок електротермічного нагрівання (при використанні генераторів УВЧ і СВЧ);
- з розливанням металу;
- з вибиванням і обрубанням виливків [38].

### **6.3 Засоби очищення газоповітряних викидів ливарних цехів**

Підприємства, діяльність яких пов'язана з викидами забруднюючих речовин в атмосферу, повинні бути оснащені спорудженнями, устаткуванням і апаратурою для очищення викидів в атмосферу, засобами контролю за

кількістю й складом забруднюючих речовин.

Основні вимоги при виборі апаратурного оформлення для процесів газоочищення:

- максимальна ефективність при малих енерговитратах;
- простота конструкції й нескладність її обслуговування;
- компактність;
- можливість виготовлення окремих вузлів з полімерних матеріалів;
- максимально можливе утримання шкідливих речовин і теплоти;
- повернення неочищених газів, теплоти в технологічний процес.

Сучасні ливарні цехи мають загальнообмінну вентиляцію, а найбільш запилені й загазовані ділянки оснащені індивідуальними установками, що забезпечують місцеве всмоктування газів.

Очищення ваграночних газів. Найбільша кількість пилу й шкідливих речовин виділяється при ваграночній плавці металу. Це пояснюється тим, що у вагранках спалюється кокс, який є джерелом пилу, окису вуглецю, двоокису сірки та інших газів.

Ваграночні гази доцільно очищати за дві стадії. На першій стадії - вагранки оснащують іскрогасниками й установками для допалювання окису вуглецю. Це дозволяє у 8...10 разів зменшити викид пилу й в 40.100 разів - окису вуглецю. На другій стадії - для вагранок із холодним дуттям використовують циклони різних конструкцій, а при гарячому дутті - пінні апарати або скрубери Вентурі.

Для вагранок з гарячим дуттям, гази яких містять більш дрібні частки пилу, циклони й мультициклони можна використовувати для попереднього очищення газових потоків. Це дозволяє поліпшити умови роботи й подовжити термін служби дорогих апаратів, що застосовуються на другій стадії очищення.

Найбільш ефективними пиловловлювачами є скрубери Вентурі з фільтрами або електростатичними пастками, які разом з дезінтегратором забезпечують ступінь очищення ваграночних газів 95...99%.

Видалення пилу з електропечних газів здійснюють за допомогою



матерчатих фільтрів. Якщо в цеху є централізована система шламовидалення, застосовують апарати мокрого очищення.

При використанні матерчатих фільтрів варто контролювати температуру газів, що відходять, і, якщо буде потреба, охолоджувати їх. Засобів охолодження три: змішування з повітрям, що всмоктується з навколишнього середовища (для печей малої місткості при непрямому засобі відбору газів); поверхневе - у холодильниках або газоходах (для великих печей із прямим відбором газів); водяне (для будь-яких печей).

Видалення абразивно-металевого пилю. При очищенні виливків виділяється значна кількість абразивно-металевого пилю із частками розміром від 40 до 200 мкм.

Для видалення пилю із зони обдирково-шліфувальних верстатів застосовують кожух-пиловловлювач. Принцип роботи пиловловлювача наступний. Через центральне всмоктувальне вікно повітря надходить у верхню й нижню частини кожуха. У верхній частині під дією розрідження, що створюється аспіраційною системою, він проходить у торцеві відсмоктувальні канали, а звідти через витяжний патрубок - у вентиляційну систему. У нижній частині кожуха повітря, що відсмоктується, надходить у вертикальний канал. Саме цей потік повітря захоплює із зони різання абразивно-металевий пил, що утворюється під дією абразивного кола, яке обертається. У вертикальному каналі великі частки пилю випадають й осідають у висувний ящик. Дрібний пил разом з повітрям, що відсмоктується, попадає через витяжний патрубок в аспіраційну систему [38].

#### **6.4 Вибір схеми та засобів очищення стічних вод ливарних цехів**

Для очищення ВСВб застосовуються механічні, хімічні, фізико-хімічні (флотаційні, екстракційні, електрохімічні, сорбційні), термічні й комбіновані методи.

Одним з найбільш перспективних напрямів раціонального рішення проблеми очищення стічних вод є організація системи оборотного водо-

постачання підприємств. У кожному конкретному випадку до цієї системи включається низка очисних споруджень і установок, що дозволяє організувати замкнений цикл використання виробничих вод.

У сучасний час застосовують в основному двоступінчасту схему очищення стічних вод: спочатку в заглиблених відстійниках у виді ям гідроциклонного типу, а потім - у горизонтальних відстійниках. При підвищених вимогах до якості очищеної води використовують три- і чотириступінчасті схеми. У цьому випадку друга ступінь - це відстійники із вбудованою камерою флокуляції, а третя й четверта - фільтри різних конструкцій або один з фізико-хімічних методів.

Осади з відстійників рекомендується видаляти гідротранспортом у шламонакопичувателі, розташовані поблизу території заводу. Відходи виробництва вивозять автомобільним або залізничним транспортом у місця, що визначені органами санітарного нагляду. Обов'язково повинна бути розглянута можливість використання відходів для власних потреб виробництва або для галузей народного господарства. Наприклад, у цехах точного лиття при зневоднюванні осаду стічних вод після вилудження залишків кераміки застосовують вакуум-фільтрувальні установки, за одну годину роботи яких, з вакуум-фільтра знімається до 10 кг осаду наступного хімічного складу, %: волога – 85,14; Fe – 1,53; Ni – 0,26; Cr – 0,35; Ca – 14,4; Mg – 0,72; SiO<sub>2</sub> – 7,6. Після сушіння в камері склад осаду змінюється, %: вологи – 3,78; Fe – 21,85; Ni – 5,5; Cr – 6,65; Ca – 27,22; Mg – 17; SiO<sub>2</sub> – 18.

За один рік на одному заводі може накопичитися до 6 т таких відходів. На підставі проведених експериментів зроблено висновки, що осади з таким хімічним складом можна застосовувати в якості розкислювальної лігатури в металургійному виробництві [38].

## ВИСНОВКИ

1. Аустенітно–мартенситні сталі знайшли своє застосування у хімічній, тепловій і атомній енергетики, целюлозно-паперовій, нафтогазодобувній, медичній, суднобудівній, автомобільній, харчовій, в промисловому та громадянському будівництві.

2. Властивості сталі обумовлені вибором режиму термічної обробки. Для отримання високих показників в'язкості рекомендується проводити гартування при температурі від 1000°C. Для отримання високих показників міцності при другорядних пластичних характеристиках температура гартування повинна бути зниженою до 800°C.

3. Термічна обробка разом з комплексним легуванням забезпечує отримання високих фізико-механічних та корозійних властивостей сталі.

4. В ході роботи для дослідження заданих марок сталей були використані структурні методи (мікро-, макро- електрографічні аналізи), а також методи дослідження механічних, фізичних і хімічних властивостей.

5. Сталі аустенітно-мартенситного класу типу ВНЛ-6 після стабілізуючої термічної обробки мають в структурі аустеніт з деякою кількістю мартенситу.

6. Сталі після дестабілізованої термічної обробки мають максимальну твердість і більш повне перетворення аустеніту в мартенсит.

7. Швидке охолодження після аустенізації ініціює мартенситне перетворення в ізотермічних умовах і при нагріванні, що підвищує міцність сталі.

8. При стабілізації сталі злами загартованої сталі мають в'язкий злам з характерною ямковою будовою.

9. При дестабілізації сталі основною рельєфною складовою зламів є сплющені ямки з окремими фасетками квазісколу.

10. Виготовлені дослідно-експериментальних колеса підтвердили працездатність матеріалу.

11. За даними комплексного оцінювання продукції найбільш економічно обгрунтованим є застосування сталей ВНЛ-6 для виготовлення робочого колеса відцентрового насосу.

12. Для безпечної роботи при виробництві слід застосовувати індивідуальні та загальні засоби захисту та дотримуватися правил техніки безпеки.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРИ

1. Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы : справочник / А.П. Шлямнев, Т.В. Свистунова, О.Б. Лапшина и др. — М. : «Интермет Инжиниринг», 2000. — 232 с.
2. Вознесенская Н.М. Высокопрочные коррозионностойкие стали аустенитно-мартенситного класса / Н.М. Вознесенская Е.Н. Каблов, А.Ф. Петраков // *Металловедение и термическая обработка металлов.* — 2002. — № 7. — С. 55 — 64.
3. Дегтярев А.Ф. Исследование свойств новых высокопрочных кавитационно-стойких сталей мартенситно-аустенитного класса для рабочих колес гидротурбин / А.Ф. Дегтярев, В.Н. Скоробогатых, Ю.В. Чечин // *Насосы. Турбины. Системы.* — 2014. — №3 (12). — С. 44–48.
4. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства особо высокопрочной коррозионностойкой мартенситно-аустенитной стали / О.А. Банных, В.М. Блинов, А.Б. Шалькевич [и др.] // *Металлы.* — 2005. — № 3. — С. 28 — 46.
5. Потак Я.М. Высокопрочные стали / Я.М. Потак. — М. : *Металлургия*, 1972. — 208 с.
6. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов* / Ю.М. Лахтин. — 3-е изд. — М. : *Машиностроение*, 1983. — 359 с.
7. Химушин Ф.Ф. *Нержавеющие стали* / Ф.Ф. Химушин. - М. : *Металлургия*, 1967. — 800 с.
8. Савченко В. С. *Аустенитно-мартенситные стали* / В. С. Савченко // *Сварка и свариваемые материалы.* — М. : *Металлургия*, 1991. — С. 290 — 296.
9. Шапиро М.Б. Новые коррозионностойкие стали повышенной прочности / М.Б. Шапиро // *Металловедение и термическая обработка металлов.* —1977. — № 10. — С. 45 — 58.
10. Гуляев А.П. Мартенситное превращение, механические свойства и структура нержавеющих сталей аустенитно-мартенситного класса / А.П. Гуляев, В.М. Макаров // *Металловедение и термическая обработка металлов.* — 1960. — №8. — С. 3 — 9.

11. Малинов Л.С., Малинов В.Л. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. — Мариуполь : ПГТУ, 2009. — 265 с.
12. Структура и коррозия металлов и сплавов : Атлас. Справочник / И.Я. Сокол, Е.А. Ульянин, Э.Г. Фельдгандлер [и др.] — М. : Metallurgiya, 1989. — 400 с.
13. Тарасенко Л.В. Фазовый состав и упрочнение сталей системы Fe-Cr-Ni-Co-Mo с мартенситно-аустенитной структурой / Л.В. Тарасенко, А.Б. Шалькевич // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. — 2007. — №4. — С. 32 — 37.
14. Потак Я.М. Высокопрочные нержавеющие стали переходного аустенитно-мартенситного класса / Я.М. Потак, В.В. Сачков, Л.С. Попова // MiTOM. — 1960. — №5. С. 24 — 26.
15. Кубышкина Т.Д. Мартенситные превращения нержавеющих сталей аустенитно-мартенситного класса / Т.Д. Кубышкина, к.т.н. Л.М. Певзнер, Я.М. Потак // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. — 1960. — №8. — С. 23 — 30.
16. Гольдштейн М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. — М. : Metallurgiya, 1985. — 408 с.
17. Неклюдов И.М., Нетесов В.М. О некоторых возможных путях влияния на фазовый состав, структуру и свойства аустенитных сталей / И.М. Неклюдов, В.М. Нетесов // Вопросы атомной науки и техники. — 2005. — №5. — С. 146 — 167.
18. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов : учебник / И.И. Новиков. — 3-е изд., испр. и доп. — М. : Metallurgiya, 1978. — 392 с.
19. Меськин В.С. Основы легирования стали / В. С. Меськин. — М. : Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1959. — 689 с.

20. Андреев Н.Х. Новые материалы в технике : учеб. пос. / Н.Х. Андреев, А.И. Малахов, Л.С. Фуфаев. — М. : Высшая школа, 1968. — 368 с.
21. Оборин Л.А. Термические превращения литейных высокопрочных сталей (ВНЛ) и жаропрочных сплавов (ВЖЛ) при плавлении и кристаллизации / Л.А. Оборин, Н.А. Бабицкий, В.П. Жереб // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. — 2012. — №7. — С. 724 — 730.
22. Термодинамика сплавов железа / Б.М. Могутнов И.А. Томилин, Л.А. Шварцман. — М. : Metallurgy, 1984. — 238 с.
23. Тарасенко Л.В. Влияние легирующих элементов на процесс старения с образованием фазы Лавеса, сигма-фазы, эр-фазы в многокомпонентных сплавах на основе ОЦК-Fe. Часть 2. Фазовый состав и термодинамические параметры твердых растворов / Л.В. Тарасенко // Металлы. РАН. — 1996. — №2. — С. 51 — 57.
24. Грибанов А.С. Влияние прессованного порошка-модификатора  $ZrO_2$  на структуру и свойства высоколегированной коррозионностойкой стали 08X14H7MЛ в литом состоянии / А.С. Грибанов, В.В. Логачёв, Ю.А. Юраков // Механические свойства современных конструкционных материалов : сборник материалов. — 2014. — С. 113 — 114.
25. Карелин В.Я. Износ лопастных гидравлических машин от кавитации и наносов / В. Я. Карелин. — М. : Машиностроение, 1970. — 184 с.
26. Кукинова Галина Вячеславовна. Износостойкость рабочих органов гидроагрегатов химических производств при гидроэрозии в неоднородных агрессивных жидких средах : дис. канд. техн. наук : 05.02.04 / Кукинова Галина Вячеславовна. — Невинномысск, 2006. — 153 с.
27. Карелин В.Я. Насосы и насосные станции : учебник / В.Я. Карелин, А.В. Минаев. — 2-е изд., перераб. и доп. — М. : Стройиздат, 1986. — 320 с.
28. ОСТ 1 90090-79 Отливки фасонные из высоколегированной стали со специальными свойствами : действительный от 1980-07-01. — М. : ВИАМ, 1979. — 25 с.
29. Худяков М.А. Материаловедение : учеб. пособие / М.А. Худяков. — Уфа : Изд-во УГНТУ, 1999. — 162 с. — ISBN 5-7831-0282-2.

30. Мухин Г.Г. Нержавеющие стали аустенитно-мартенситного класса / Г.Г. Мухин // МиТОМ. — 1960. — №8. — С. 57 — 63.
31. Самойлов Н.С. Металлографические исследования / Н.С. Самойлов. — М. : Металлургия, 2006. — 120 с.
32. Лаборатория металлографии : учеб. пос. / Е.В. Панченко, Ю.А. Скаков, Б.И. Кример и др.; Под ред. Б.Г. Лившица. — 2-е изд., испр. и доп. — М. : Металлургия, 1965. — 440 с.
33. Богомолова Н.А. Практическая металлография : учебник / Н. А. Богомолова. — М. : Высшая школа, 1978. — 272 с.
34. Шиліна О.П. Технологія конструкційних матеріалів. Лабораторний практикум : навчальний посібник / О. П. Шиліна, А. Ю. Осадчук. — Вінниця: ВНТУ, 2010. — 107 с.
35. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов : монография: в 2-х частях Ч.2 : Механические испытания. Конструкционная прочность / Я.Б. Фридман. — 3-е изд., перераб. и доп. — М. : Машиностроение, 1974. — 368 с.
36. Пчелінцев В.О. Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів : навч. посіб. / В.О. Пчелінцев, А.І. Дегула. — Суми : СумДУ, 2012. — 247 с.
37. Структурний аналіз металів. Металографія. Фрактографія : підручник / О.М. Бялік, С.Є. Кондратюк, М.В. Кіндрачук, В.С. Черненко. — К. : ВПІ ВПК «Політехніка», 2006. — 328 с.
38. Глиняна Н.М. Охорона праці у ливарному виробництві: курс лекцій для студентів вищих навчальних закладів напряму 0904 «Металургія» / Н.М. Глиняна. — Краматорськ : ДДМА, 2009. — 184 с.

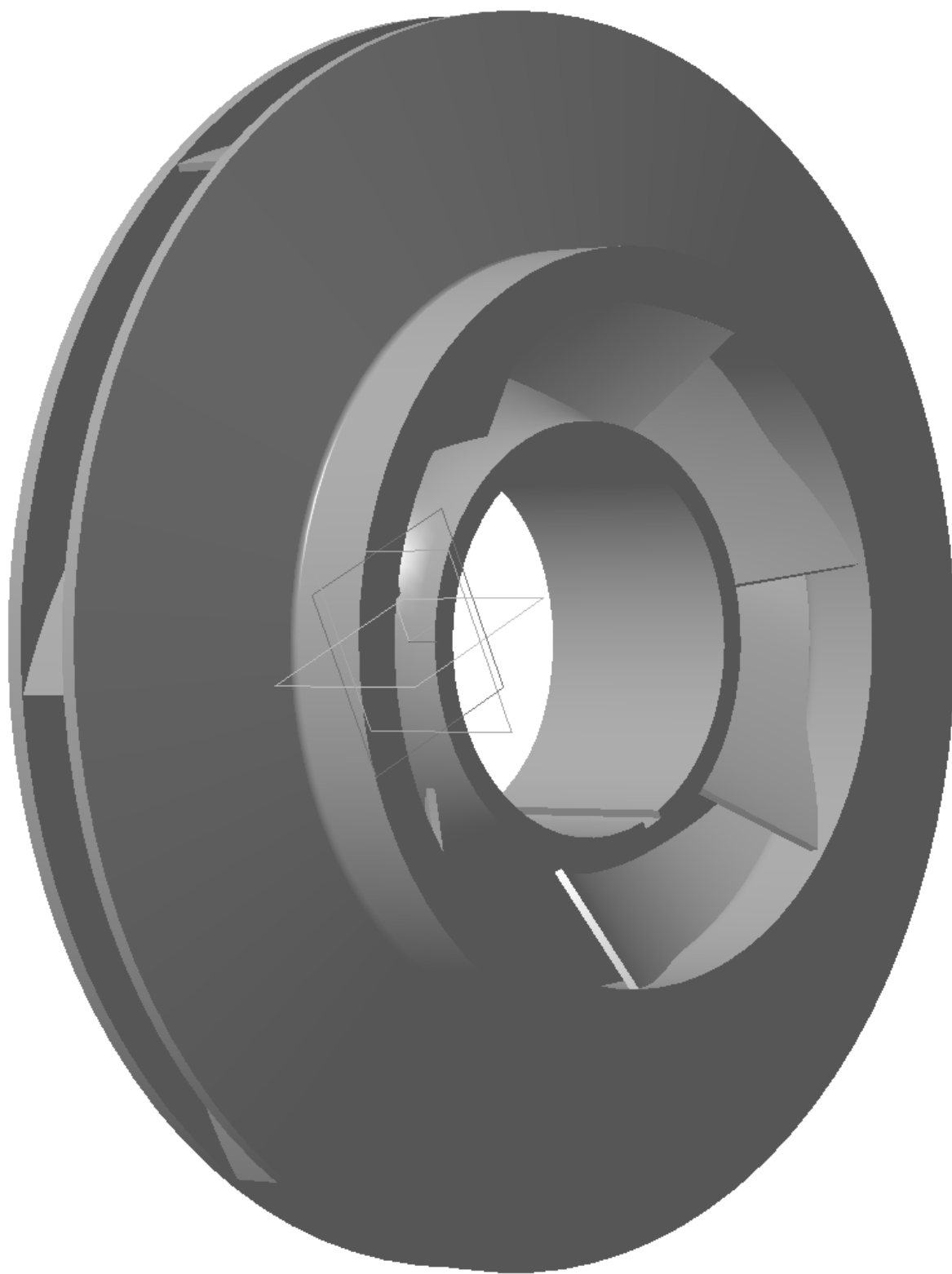
ДОДАТОК А

САНД



## ДОДАТОК Б

3D модель колеса ротора відцентрового насосу, виконана за допомогою програмного забезпечення КОМПАС-3D



## ДОДАТОК А

Схема робочого колеса, виконана за допомогою програмного забезпечення КОМПАС-3D

СІМД

