

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**

МАТЕМАТИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ
Кафедра загальної та прикладної фізики

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА МАГІСТРА

на тему: «Розробка термічної обробки легованої
корозіонностійкої сталі 18X15H3M»

Виконала:

студентка

спеціальності

2 курсу, групи 8.1059

105 прикладна фізика

(шифр і назва спеціальності)

Оніщенко А.М.

(ініціали та прізвище)

Керівник

професор, д. техн. н. Міщенко В.Г.

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

Рецензент

доцент, канд. техн. н. Климов О.В.

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

Запоріжжя – 2020

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Факультет математичний

Кафедра Загальної та прикладної фізики

Рівень вищої освіти магістр

Спеціальність 105 прикладна фізика

(шифр і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ

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

Андреев А.Н.

(підпис)

« _____ » _____ 2020 р.

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

Оніщенко Анастасії Миколаївні

(прізвище, ім'я та по батькові)

1. Тема роботи Розробка термічної обробки легованої корозійностійкої сталі 18X15H3M

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

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

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

2. Строк подання студентом роботи 03.12.2020

3. Вихідні дані до роботи Зразки сплавів та технології виготовлення та переділу на деталі авіаційної техніки

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

1. Літературний огляд.

2. Матеріали та методи дослідження.

3. Результати та їх обговорення

4. Висновки

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

Презентація

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
1	Міщенко В. Г., д. техн.. н., проф.		
2	Міщенко В. Г., д. техн.. н., проф.		
3	Міщенко В. Г., д. техн.. н., проф.		

7. Дата видачі завдання 21.05.2020

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Розробка плану роботи.	30.05.2020	
2.	Збір вихідних даних.	01.06.2020-15.06.2020	
3.	Обробка методичних та теоретичних джерел.	16.06.2020-23.06.2020	
4.	Розробка першого та другого розділу.	24.06.2020-24.08.2020	
5.	Розробка третього розділу.	25.08.2020-31.10.2020	
6.	Оформлення та нормо контроль кваліфікаційної роботи	31.10.2020-01.12.2020	
7.	Захист кваліфікаційної роботи	17.12.2020	

А.М. Оніщенко

Студент

(підпис)

(ініціали та прізвище)

Керівник роботи

(підпис)

В.Г. Міщенко

(ініціали та прізвище)

Нормоконтроль пройдено

Нормоконтролер

(підпис)

В. І. Міняйло

(ініціали та прізвище)

РЕФЕРАТ

Кваліфікаційна робота магістра: «Розробка термічної обробки легованої корозіонностійкої сталі 18X15H3M». 50 с. 18 рис, 12 табл, 40 джерел

МАРТЕНСИТ, δ –ФЕРИТ, MARTENSITNI STALI, TERMICHNA OBROBKA, LIKVAZIYA, GOMOGENIZAZIYA, STABILNISTY, GARTUVANNYA, VIDPUK, TVERDISTY, UDARNA V'YAZKISTY, GRANIZIYA MICHNOSTI

Об'єкт дослідження – жароміцні сталі мартенситного класу з високою корозійною тривкістю - ЭИ961, ЭИ962, ЭИ736, 14x17н2, 18x15н3м-ш, 20x13, AISI 420.

Мета роботи: дослідити сталі, визначити їх стабільність, механічні властивості, обрати сталь з найбільш підходящими властивостями для експлуатації та обрати термічну обробку для сталі.

В роботі були досліджені сталі мартенситного класу, що використовуються для дисків лопаток компресорів двигунів літальних апаратів. На основі сталей ЭИ961 та 18X15H3M-ш був обраний найбільш раціональний склад нової дослідної сталі 19X14H2MB-ш, який давав сталі гомогенну структуру. Були проведені механічні випробування сталі при різних режимах термічної обробки, а саме при гартуванні 970°C та 1000°C і відпуск при різних температурах 560-660°C. На основі отриманих результатів механічних властивостей був обраний режим термічної обробки сталі 19X14H2MB-ш, який забезпечив необхідні експлуатаційні властивості.

Для попередження ліквідації був обраний режим гомогенізації дослідної сталі.

Режим термічної обробки для сталі 19X15H3M-ш був обраний у вигляді гартування з температури 1000°C, охолодження в оліві та відпуск при температурі 580°C.

SUMMARY

Qualification work of the master: "Development of Heat Treatment of Alloying Steels 18X15H3M". 50 s. 18 figures, 12 tables, 40 sources

MARTENSITE, δ -FERRITE, MARTENSITE STEEL, HEAT TREATMENT, TREATMENT, VACATION, HOMOGENIZATION, STABILITY, HARDENING, HARDNESS, IMPACT STRENGTH, DURABILITY LIMIT

The object of research - heat-resistant steels of martensitic class with high corrosion resistance - EI961, EI962, EI736, 14H17H2, 18X15H3M-III, 20X13, AISI 420.

Purpose: to investigate steels, determine their stability, mechanical properties, choose the steel with the most suitable properties for operation and choose heat treatment for steel.

The martensite steels used for the compressor blades of aircraft engine compressors were investigated in this work. On the basis of steels EI961 and 18X15H3M-III, the most rational composition of the new experimental steel was chosen, which gave the steels a homogeneous structure. Mechanical tests of steel were carried out at different modes of heat treatment, namely at hardening 970 °C and 1000 °C and tempering at different temperatures 560-660°C. Based on the obtained mechanical properties, the most suitable heat treatment of steel was selected.

To prevent liquation, the mode of homogenization of the experimental steel was chosen.

The heat treatment mode for steel 19X15H3M-III was chosen in the form of hardening from a temperature of 1000 °C, cooling in oil and tempering at a temperature of 580 °C.

ЗМІСТ

Завдання на кваліфікаційну роботу магістра.....	2
Реферат.....	4
Summary.....	5
Вступ.....	7
Розділ 1. Сучасні корозіонностійкі сталі мартенситного класу.....	10
1.1. Серійні і перспективні сталі.....	10
1.2. Вплив легувальних елементів на структуру і властивості корозіоннотривких сталей мартенситного класу.....	14
1.3. Термічна обробка мартенситних корозіоннотривких сталей.	
1.4 . Постановка мети і задачі дослідження.....	24
Розділ 2. Матеріали та методи досліджень.....	23
2.1. Матеріали досліджень: сталей ЭИ961, ЭИ962, EI736, 14X17H2-ш, 18X15H3M-ш, 20X13, AISI 420.....	23
2.2. Методи досліджень сталей сталі ЭИ961, ЭИ962, ЭИ736, 14X17H2-ш, 18X15H3M-ш, 20X13, AISI 420.....	25
Розділ 3. Вибір хімічного складу корозіонностійкої сталі за структурними діаграмами для забезпечення гомогенності мікроструктури.....	29
3.1. Вибір хімічного складу корозіоннотривких сталі із гомогенною структурою.....	29
3.2. Оцінка структурної стабільності сталі.....	31

3.2. Вибір режиму термічної обробки дослідної сталі для забезпечення заданих властивостей.....	структури	i
		35
Висновки.....		46
Перелік посилань.....		47

ВСТУП

При виборі матеріалів, що використовуються в авіаційно-космічній промисловості враховуються багато факторів, які включали в себе позиції від функціональних особливостей літального апарату, до економічних питань пов'язаних з зниженням витрат на виготовлення.

В авіації використовують конструкційні сталі, які відповідають всім необхідним характеристикам, а також мають високі показники міцності та питомої міцності. Всі сучасні розробки направлені на підвищення міцності сталей та вирішення проблем що виникають під час підвищення міцності: зниження пластичності, в'язкості, тріщинотривкості. Важливо підвищувати корозійну тривкість сталей та зробити максимально низьку масу деталей та частин корпусу, так як літальний апарат повинен бути максимально легким, також потрібно враховувати умови в яких буде знаходитися літальний апарат та підвищувати необхідні властивості матеріалів що використовуються для літальних апаратів.

Кожна сталь яка використовується в авіації повинна бути надійною, стабільною. Задача сучасного металознавства, виготовити її такою.

Для створення надійної сталі з стабільною структурою, з високими показниками механічних властивостей, потрібно враховувати всі чинники які формують сталь, всі її відповідні властивості та вміти виправляти всі проблеми, що виникають у процесі виготовлення, обробки та інших процесів, що проходять сталі.

А також потрібно враховувати фактор економічності та раціональності сталі. Сталь повинна бути не дорогою, а всі компоненти повинні бути доступними. Потрібно підвищувати механічні властивості сталі та зробити ці процеси максимально дешевими, враховуючи той фактор, що виготовлення та обробка сталей дуже витатний процес для будь-якого підприємства.

Об'єкт дослідження: процеси структурного утворення та формування корозіоннотривкої сталі при термічній обробці.

Предмет дослідження: жароміцні, корозіоннотривкі сталі мартенситного класу ЭИ961, ЭИ962, EI736, 14X17H2-ш, 18X15H3M-ш, 20X13, AISI 420.

Методи дослідження: МІМ – 8, Твердомір Роквелла.

Метою роботи є дослідження структурної стабільності сталей та її механічні властивості, виявлення слабких сторін досліджуваних сталей, знаходження методів посилення цих сторін. В роботі на основі двох сталей ЭИ961 та 18X15H3M-ш з найкращими властивостями було розроблено нову сталь 19X14H2M-ш, яка має високу корозійну тривкість та високі показники міцності. Для цієї сталі підібрано термічну обробку та режим гомогенізації.

Новизна роботи пов'язана з використанням діаграми стану Шефлера де Лонга та Потак-Сагалеви́ча для встановлення раціонального хімічного складу сталі, яка задовольняє водночас вимогам міцності і корозійної тривкості; розроблено режим гомогенізаційного відпалу та режими кінцевої обробки сталі (гартування 1000°C, охолодження в маслі, відпуск 580°C).

РОЗДІЛ 1. СУЧАСНІ КОРОЗИОННОСТІЙКІ СТАЛІ МАРТЕНСИТНОГО КЛАСУ

1.1. Серійні і перспективні сталі

В авіабудуванні використовують сталі різного структурного класу, але більшість цих сталей є конструкційними. Обирають сталь для тої чи іншої деталі в двигуні або для якоїсь іншої частини літального засобу в залежності від умов в яких буде знаходитися ця сталь та її експлуатаційних характеристик.

Такі сталі повинна мати:

- високу міцність та ударну в'язкість;
- мати стабільну структуру та механічні властивості при високих температурах;
- в залежності від кліматичних умов, мати високу корозійну тривкість та тривкість при низьких температурах;
- сталі, що використовуються в літальних апаратах повинні мати всі перелічені властивості перераховані вище і при цьому мати мінімальні допустиму густину і як наслідок- мінімальну масу.

Жароміцні сталі, це сталі що працюють при високих температурах, досить тривалий час, вище 550°C які при цьому є корозійнотривкі та окалинотривкі [1].

В місцях з підвищеною вологістю та концентрацією солей у середовищі де знаходиться сталь, обирати такі сталі що маюць високу корозійну тривкість. Наприклад, в морських містах де на узбережжі є заводи, металеві конструкції, судна відбувається такий процес: морська вода, бризки, що потрапляють на поверхню сталі, випаровуються. В результаті чого, на сталі залишаються із високою концентрацією розчини хлоридів. Ці розчини та

кисень у повітрі починають взаємодіяти з сталлю руйнуючи її, з'являються місця корозії (рис.1) [2, с.1-2].

В промисловості, а точніше в ракетній та космічній техніці, у виробництві та інших місцях де потрібно використовувати дуже низькі температури – використовують холодотривкі сталі. Такі сталі повинні бути дуже міцні та при цьому не руйнуватися крихко при температурах нище температури кипіння кисню (-183°) [3].

Стабільність сталі або сплаву. Це обумовлено тим, що сама сталь або сплав при високих температурах повинна зберігати свою структуру та властивості в допустимому діапазоні температур в яких може працювати ця сталь



Рисунок 1.1 – Корозія на двигуні морського судна [2, с. 3]

Розглянемо жароміцні сталі мартенситного класу які використовуються в авіабудуванні для деталей газотурбінних двигунів - валів та дисків: ЭИ961, ЭИ962, ЭИ736, 14x17н2, 18x15н3м-ш, 20x13, AISI 420.

Ці сталі, після проведення відповідних позначок, а аналізу їхнього хімічного складу були занесені до діаграм Шефлера де Лонга та Потак-Сагалевиц.

З діаграм можна побачити, що деякі сталі потрапляють в трьохфазну область – мартенсит+аустеніт+ферит та двофазну область мартенсит+ферит.

Сталь ЭИ736 при мінімальному своєму складі характеризуються мартенситною структурою, але при максимальному вмісті – сталь вже має трьохфазну структуру – мартенсит-аустеніт-ферит з вмістом фериту приблизно 7 %, так як аустеніт знижує механічні властивості сталі це робить таку сталь незадовільною у використанні, так як в результаті розпаду аустеніту при експлуатації деталь може збільшитись в об'ємі, а це неприпустимо - в авіаційних двигунах, сталі не повинні змінювати свої фізичні властивості.

Сталь ЭИ961 – при максимальному та мінімальному вмісті компонентів потрапляє до мартенситної області. Це забезпечує їй структурну стабільність, високу тривкість. Ця сталь із обраних є найбільш безпечною та має найкращі механічні властивості - мартенситна структура забезпечує необхідну міцність та вміст хрому приблизно 11 відсотків надає сталі необхідний рівень корозійної тривкості. Ця сталь допускається до роботи при температурах до 600°C та розрахована на термін роботи до 10 тис. годин. Окалина починає з'являтися при температурі 750°C. Але сталь має вміст хрому 11% до є недостатньою кількістю аби сталь набула високої корозійної тривкості [4].

Сталь ЭИ962 при мінімальному вмісті знаходиться в мартенситній області. При максимальному – в мартенітно-феритній області, тобто це може бути і двофазна сталь з мартенситною структурою та з включеннями δ -фериту – 6%.

Найкраще використовувати цю сталь при максимальному вмісті всіх елементів, так як включення фериту можуть знизити твердість, тому для такої сталі потрібно обрати термічну обробку яка виправить ці недоліки.

Сталь 14X17H2 при максимальному вмісті всіх елементів потрапляє до фази аустеніт+феррит+мартенсит, при мінімальному має мартенситно-феритну структуру. Фериту приблизно 10 %. Ця сталь має високий вміст хрому – 17% це надає їй високі показники корозійної тривкості.

Згідно з роботою Потак Я.М. та Сагалеви́ча Е.А. [5, с. 12-15] сталь 18X15H3M-ш має мартенсит+ферит з включенням δ -фериту 7%. Аналізуючи діаграму Шефлера де Лонга (див розділ 3) трьохфазну структуру – мартенсит-аустеніт-ферит при максимальному своєму складі. При мінімальному складі елементів це мартенсит+ферит з включенням δ -фериту 7%.

Сталь має високі показники міцності, але включення δ – фериту знижують твердість, а при максимальному вмісті легувальних елементів в сталі може виникнути аустенітна фаза, що зробить сталь не надійною та небезпечною у використанні. Основні властивості сталі наведені в роботі [6, с.159-162] приведені основні властивості сталі 18X15H3M-ш. Ця сталь має високі показники твердості та вміст хрому 15%, що надає їй високу корозійну тривкість. В порівнянні з 14X17H2-ш краще використовувати 18X15H3M-ш, так як сталь 14X17H2-ш має в структурі аустеніт, який може збільшитися в об'ємі з часом, не зважаючи на те, що 14X17H2-ш має більший вміст хрому.

При нагріванні або охолодженні в δ – фериті можуть відбуватися структурні зміни.

Сталь 20X13 при мінімальному вмісті легувальних елементів знаходиться в області мартенсит+ферит з включеннями δ -фериту приблизно 7,5%. А при максимальному вмісті – в трьохфазній області мартенсит+аустеніт+ферит. Найбезпечніше використовувати сталь із зниженим вмістом легувальних елементів так як в цьому випадку немає аустеніту, а невелика кількість δ -фериту знизить твердість сталі [7].

Сталь AISI 420 при мінімальному вмісті легувальних елементів має чисту мартенситну структуру. Це робить її найкращою та найбезпечнішою у

використанні. Сталь містить 12-14% хрому і тому має високу корозійну тривкість, достатню твердість та при цьому сталь буде стабільною. Сталь використовують для виготовлення деталей для машин, в харчовій промисловості, в гідравлічних пресах та в різних кислотних середовищах [8].

При максимальному вмісті легувальних елементів сталь потрапляє до області мартенсит+аустеніт, вище було сказано, що сталь з такою структурою небезпечно використовувати, так як якщо в структурі сталі є залишковий аустеніт, то при експлуатації, з часом, деталь може збільшитися в об'ємі, а це є неприпустимо [10, с. 56].

Згідно з роботою [11, с.1] і як було видно з діаграм в структури сталей 20X13 14X17H2-ш, ЭИ961 і 18X15H2М-ш в структурі є деяка кількість δ –фериту і відомо, що при нагріванні та охолодженні в цьому фериту можуть відбуватися структурні зміни, що є неприпустимо в експлуатації сталі, це є наслідком ліквідації [11, с. 1].

1.2. Вплив легувальних елементів на структуру і властивості корозійнотривких сталей мартенситного класу

Сталі що використовуються в авіації повинні бути дуже міцні. І тут стає проблема в тому, що при підвищенні міцності сталі, знижається пластичність, тріщиностійкість, також в'язкість. Тобто сталь стає крихкою та небезпечною в експлуатації.

Для покращення механічних властивостей, зміни структури сталей до них додають легувальні елементи. Також до сталей при виплавці можуть потрапити інші шкідливі домішки такі як сірка та фосфор – вміст цих елементів обумовлює якість сплаву.

В даний час ведеться створення нових конструкційних матеріалів, які будуть стійкі до низьких та високих температур, високого тиску і володіти певним комплексом фізичних і механічних властивостей. У зв'язку з цим актуального значення набуває підвищення міцності металів і надійності

деталей, виготовлених з них, що працюють в умовах високих швидкостей, тисків і температур. Введення у сталь певної кількості елементів, які називають легуючими, дозволяє усунути недоліки вуглецевих сталей, покращити механічні та експлуатаційні властивості. Додаючи легувальні елементи в різних кількостях можна підвищити твердість сталі, границю міцності, ударну в'язкість та пластичність, підвищити корозійну тривкість [12].

Легувальні елементи в сплаві можуть отворювати різні з'єднання наприклад інтерметалідні з'єднання. В роботі [13, с. 45] автор наголошує, що інтерметалідні з'єднання мають високу точку плавлення, високу міцність, а деякі мають високу кислотостійкість. Сплави на основі заліза мають схильність до утворення інтерметалідних структур.

Легувальні елементи вводять у сталь і вони взаємодіють з залізом та вуглецем. В основному цими легуючими елементами є метали, які з залізом утворюють тверді розчини заміщення [13, с. 47].

Залізо буває в двох модифікаціях: α -залізо з ОЦК-градкою та γ -залізо з ГЦК-градкою. І відповідно в α -залізі розчиняються елементи з ОЦК-градкою, а в γ -залізі елементи з ГЦК-градкою [14].

Елементи що утворюють ОЦК-градку з залізом це хром, вольфрам, ванадій, титан, кремній та молібден. Ці сплави описуються діаграмою стану з розширеною областю твердих α -розчинів, та малою областю твердих γ -розчинів. Сплави що не можуть переходити $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення називають феритними.

Елементи з ГЦК-градкою це марганець, нікель, та кобальт.

По виду взаємодії з вуглецем ділять сталі на карбідоутворюючі, графітоутворюючі та нейтральні [14].

Також легувальні елементи можуть утворювати інтерметалідні включення у сталі. Які утворюються через високий вміст цих елементів (легувальні елементи утворюють інтерметаліди між собою) або з феритом.

Вплив легувальних елементів на властивості механічні сплавів.

Легування фериту збільшує його твердість. Багато легувальних елементів знижують розмір зерна фериту, також за винятком кобальту вони підвищують критичну температуру гартування та підвищують прогартованість. На рис. 1.2 показана залежність твердості сплаву та ударної в'язкості від концентрації легуючого елементу. З цих залежностей можна зробити висновок, що найкраще всього зміцнюють кремній та марганець при невеликій своїй концентрації. Але на рисунку 1.2 показано що ці ж марганець та кремній при цій же концентрації знижують ударну в'язкість, тобто сплав може стати крихким. При цьому нікель помірно підвищує як твердість так і ударну в'язкість при концентрації до 3,5% [15].

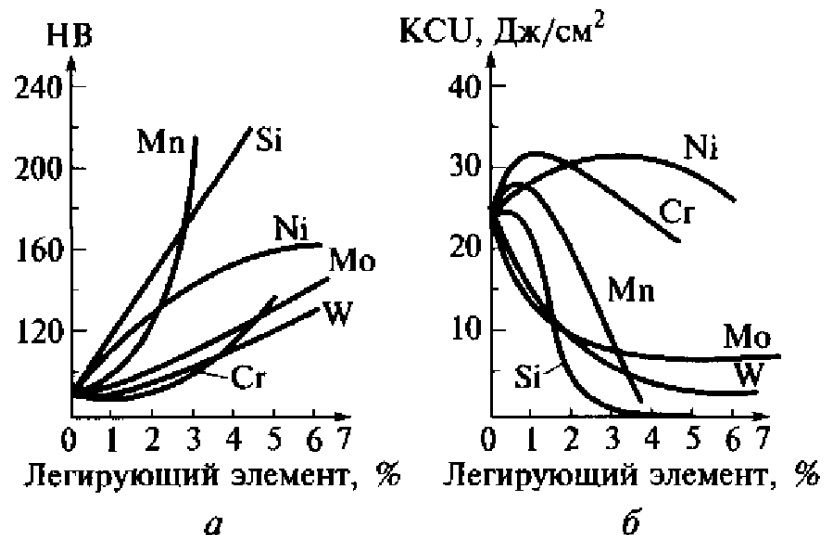


Рисунок.1.2 – Вив легувальних елементів на властивості фериту: а – зміна твердості, б – зміна ударної в'язкості [15]

Інші елементи молібден, хром, вольфрам потрібно вводити велику концентрацію для підвищення твердості і при цьому підвищення буде не значне, але при цьому впаде ударна в'язкість сплаву.

Розглянемо таблицю 1.1 - в якій приведені деякі властивості легувальних елементів [15].

Нікель використовують для підвищення корозійної тривкості сталей, він не утворює карбідів. При з'єднанні з хромом та молібденом, нікель підвищує здатність сталі зміцнюватися під час термічної обробки. Підвищує в'язкість фериту та жаростійкість. Але він сприяє утворенню аустеніту. А аустеніт є менш стабільним [15-16, с. 22].

Хром перш за все підвищує корозійну тривкість сталей та стійкість до окислення. Активно утворює карбіди. При додаванні до сплаву хрому, він вимушує домішки такі як, фосфор, олово, сурьма, миш'як сегрегувати до границь зерен, а це викликає відпускну крихкість [15,16, с. 23].

Таблиця 1.1 – Вплив легувальних елементів на властивості сталі [15]

Легувальний елемент	Зміцнює	Збільшує КСЧ	Сужує область аустеніту	Збільшує прогартованість	Утворює стійкі карбіди	Підвищує корозійну тривкість
Ni	+	-	-	+	-	+
Cr	+	-	+	-	+	+
Mn 1%	+	-	-	+	+	+
Si 0,8%	+	-	+	-	-	-
W	-	-	-	-	+	-
Cu (0,3-0,5%)	+	-	-	-	-	+

Марганець, як було сказано вище при невеликій своїй концентрації значно підвищує твердість сплаву, але при цьому сплав стає крихким. Як зазвичай марганець міститься в сплавах концентрацією від 0,3% і вище. Використовується для видалення з сплаву сірки та розкислення сплаву. Сприяє утворенню аустеніту [15-16].

Кремній та марганець в кількості 0,3-0,6 сприяють розкисленню сталі, тобто виводять кисень з сталі [15-16].

Купрум зміцнює сталь та підвищує корозійну тривкість та в сплавах завжди міститься в малих об'ємах [15-16].

Також у кожній сталі є шкідливі домішки, які погіршують механічні властивості сталей. Це сірка та фосфор.

Сірка при високих температурах робить сплав більш крихким, знижує опір втоми та корозійну тривкість, робить сплав крихким [15].

Фосфор утворює з залізом з'єднання Fe_3P яке має дуже крихку кристалічну ґрадку та при низьких температурах сплав стає крихким [15].

1.3. Термічна обробка мартенситних корозійнотривких сталей

Перший етап термічної обробки, яка проводиться для виготовленої сталі це така термічна обробка, яка усуває ліквіацію.

Ліквіація – це хімічна неоднорідність сплаву яка утворюється при застиганні металу. Це явище є наслідком того, що в сплавах які містять в собі легувальні елементи, ці елементи мають різні температури кристалізації. При знаходженні сплаву при цій температурі, хімічні елементи починають кристалізуватися, що приводить до ситуації, при якій сплав починає неоднорідно переходити в твердий стан, так як між дендридами або зонами, що вже кристалізувалися є рідка фаза з хімічними елементами які мають нижчу температуру кристалізації. Тому сплави повинні кристалізуватися в певному інтервалі температур [25, с. 3].

Ліквіація існує зональна та дендридна. Зональна – це хімічна неоднорідність певного об'єму сплаву, а дендридна – це такий вид ліквіації при якому починають утворюватися кристалічні зерна – дендриди (рис 4). Чим більша швидкість відводу тепла тим швидше відбувається зріст кристалів [26, с.1-2].

Причина дендритних ліквації - затвердіння сталей і сплавів в деякому інтервалі температур. На початку затвердіння утворюються осі дендритів першого порядку, збагачені компонентами, що мають більш високу температуру кристалізації. У ділянках, розташованих між осями дендритів, знаходиться рідина, збагачена легкоплавкими домішками. Рідкі ділянки тверднуть останніми [27, с. 41].

Під час кристалізації злитку виділяють три зони: затверділий метал, двофазна зона та рідний метал [28, с. 140].

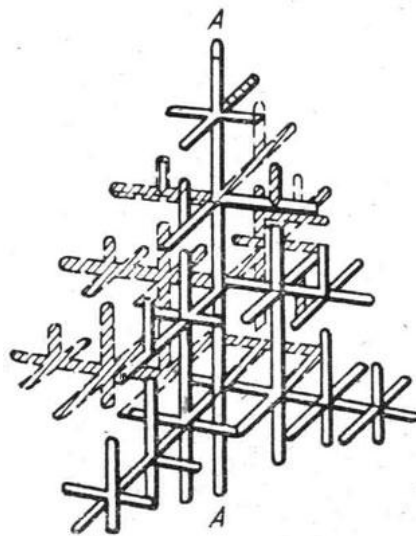


Рисунок.1.3 – Дендрид, А-вісь першого порядку [27]

В одній з робіт [27, с. 168-177] зазначається: «Структурна смугованість деформованого металу є наслідком дендритної ліквації в литому металі » і далі, «зниживши ступінь ліквації, можна підвищити структурну однорідність катаного металу». Звідси можна зменшити небезпеку поломок деталей машин при їх експлуатації.

Ліквація може значно погіршити механічні властивості сталей мартенситного класу, а саме знизити міцність, в'язкість, пластичність, жароміцність і найголовніше ліквація порушує структурну стабільність сталі. Утворення δ -фериту в сталях 18X15H3M-ш, ЭИ736, ЭИ962, 14X17H2, 20X13 є наслідком ліквації. Це підтвержує важливість контролювати процеси

утворення структури в сталях в цілях зниження кількості δ -фериту в структурі сталей [28, с. 168-170].

Попередити ліквідацію можна двома способами : змінити хімічний склад сталі для отримання гомогенної структури, якщо це природня ліквідація, або провести гомогенізацію – обрати відповідний режим термічної обробки сталі при якому в сталі рівномірно розташуються атоми [29, с. 5].

Дендритна ліквідація є дефектом який важко видалити з металу. У деяких випадках для усунення цього дефекту в злитках стали використовують дифузний відпал зливків перед прокаткою, який складається в тривалому нагріванні сталі при температурах 1000-1200 ° С – це збільшує швидкість дифузії в середині сталі, а тривала витримка при високій температурі забезпечить вирівнювання хімічного складу [30, с. 2].

Другой етап термічної обробки це вибір такого режиму термічної обробки, яка покращить властивості легованих сталей. Така термічна обробка включає в себе процеси нагрівання, витримки при даній температурі, охолодженні з певною швидкістю сплаву що призводить до певних змін в структурі сплаву.

Перед термічною обробкою ставлять дві цілі:

- отримання заданого рівня механічних властивостей;
- підвищення рівня корозійної тривкості.

Розглянемо термічну обробку яку роблять для корозійнотривких сталей мартенситного класу: ЭИ736, ЭИ961, ЭИ962, 14X17H2, 18X15H3M, 20X13, AISI 420.

Хімушин Ф.Ф. писав, що властивості хромистих сталей залежать від легувальних елементів, термічної обробки і структурного стану. Сталі мартенситного класу після проведеного гартування отримують високі показники міцності, твердості, але знижує пластичність. Відпуск сильно змінює ці властивості, підвищуючи пластичність і зменшуючи міцність і твердість. Сталі напівферитного феритного класу найкращі властивості

отримують в результаті високого відпуску при середніх температурах (760°C) з охолодженням на повітрі [17, с. 89].

В загартованому стані границя міцності, межа: плинності й твердість збільшуються з підвищенням вмісту хрому в сталі, а пластичність дещо зменшується, так як хром збільшує стійкість сталей [17, с. 95].

Для конструкційних сталей найчастіше використовують подвійну термічну обробку в режимі: гартування з охолодженням в олив'ї та відпуск. Середньовуглецевим сталям зазвичай проводять високий відпуск, а низьковуглецевим низькому [18, с. 326].

Термічна обробка гартування полягає у тому, як пишк Лахтін Ю.М. у нагріві сталі на $30-50^{\circ}\text{C}$ вище критичної точки, витримці до повного завершення всіх фазових перетворень і надалі проводиться охолодження з критичною швидкістю. В результаті гартування аустенітна фаза перетворюється в мартенсит. Далі проводиться відпуск для зняття залишкових напружень в сталі, які утворилися після гартування, зменшення крихкості [19, с.169].

Сталь ЭИ736 згідно з ОСТ 190090-79 оброблюється термічно гартуванням при температурі 1040°C , з подальшим охолодженням в маслі. Після цього проводиться відпуск в інтервалі температур $560-590^{\circ}\text{C}$ з витримкою 2 години з послідуочим охолодженням на повітрі [20, с. 8].

Сталь ЭИ961 обробляється згідно з ОСТ 190090-79, гартуванням при температурі 1010°C з подальшим охолодженням на повітрі або в маслі. Відпуск в інтервалах температур $560-590^{\circ}\text{C}$ з витримкою 1-2 години. Охолодження на повітрі [20, с. 10].

Сталь ЭИ962 згідно з ГОСТ 5949-75 обробляється двома способами:

1) проводять нормалізацію при температурах $1000-1020^{\circ}\text{C}$. Далі гартування в інтервалі температур $1000-1020^{\circ}\text{C}$, охолодження в маслі або на повітрі. Відпуск при температурі $540-590^{\circ}\text{C}$ з охолодженням на повітрі;

2) нормалізація з температури 1000-1020°C з послідуочим гартуванням при 1000-1020°C з охолодженням в маслі або на повітрі. Відпуск інтервалі температур 640-680°C з охолодженням на повітрі [21, с. 7-6];

Сталь 14X17H2 згідно з ГОСТ 5949-75 термічно обробляється двома шляхами:

1) гартування з 975-1040°C з охолодження в маслі. Проводиться відпуск в інтервалі температур 275-350°C з охолодженням на повітрі;

2) гартування з 1000-1030 з охолодженням в маслі. Відпуск в інтервалі температур 620-660°C з охолодженням на повітрі [21, с. 8];

Сталь 18X15H3M згідно з ТУ 14-1-3297-82 гартування при температурі 930-1000°C з охолодженням в маслі. Відпуск в інтервалі температур 560-640°C з послідуочим охолодженням в воді [22, с. 7].

Сталь 20X13 згідно з ГОСТ 5949-75 термічно оброблюється двома шляхами:

1) проводиться гартування при 1000-1050°C з послідуочим охолодженням на повітрі. Далі виконується відпуск в інтервалі температур 660-770°C з послідуочим охолодженням на повітрі, маслі чи в воді;

2) гартування при 1000-1050°C з послідуочим охолодженням на повітрі або в маслі. Далі проводиться відпуск при температурах 600-700°C з послідуочим охолодженням на повітрі або в маслі [23, с. 9].

Для сталі AISI 420 згідно з проводиться гартування з 950-1050°C з послідуочим охолодженням в маслі. Далі проводиться відпуск при температурі 200-300°C з послідуочим охолодженням в маслі або на повітрі [24, с. 6].

З огляду для сталей, що використовуються для дисків компресору газотурбінних двигунів обирають термічну обробку у вигляді гартування з послідуочим відпуском. Гартування використовують для отримання

мартенситної фази в структурі сталі. Відпуск покращує механічні властивості сталі. Також проводять гомогенізацію для попередження ліквіації.

1.4. Постановка мети і задачі дослідження

В результаті аналізу літератури, ми змогли побачити основні недоліки приведених сталей мартенситного класу. В результаті чого можна зробити висновки щодо цих сталей: безпечна для експлуатації в авіації сталь повинна бути стабільною, однофазною – без включень аустенітної фази або феритної та мати високу корозійну стійкість та високі показники тривкості і при цьому сталь повинна бути жароміцна і мати робочі температури в межах 500-600°C.

Для реалізації цих вимог до сталі треба вирішити так задачі:

- 1) обрати найбільш раціональний склад жароміцної сталі мартенситного класу, яка буде мати однофазну структуру – мартенсит;
- 2) визначити режим термічної обробки для нової сталі;
- 3) обрати режим гомогенізації для нової сталі;
- 4) дослідити вплив термічної обробки на стабільність та структуру сталі.

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ ЖАРОМІЦНОЇ, КОРОЗІОННОСТІЙКОЇ СТАЛІ МАРТЕНСИТНОГО КЛАСУ

2.1.Матеріали досліджень сталей ЭИ736, ЭИ961, ЭИ962, 14X17H2, 18X15H3M, 20X13, AISI 420

Досліджувані сталі: ЭИ736, ЭИ961, ЭИ962, 14X17H2, 18X15H3M, 20X13, AISI 420 – це жароміцні сталі мартенситного класу з високою корозійною тривкістю. Хімічний склад сталей наведений у таблиці 2.2.

Таблиця 2.1 – Механічні властивості сталей ЭИ736, ЭИ961, ЭИ962, 14X17H2, 18X15H3M, 20X13, AISI 420 [20, с. 5; 21, с. 4; 22, с. 8; 23 с. 5; 24, с. [30]

Сталь	Стандарт	Механічні властивості				
		σ_b , МПа	ψ , %	δ_5 , %	КСУ, МДж/	Твердість HRC
ЭИ736	ОСТ 190090-79	950	55	14	0,9	28
ЭИ961	ОСТ 190090-79	980	27	14	0,88	34
ЭИ962	ГОСТ 5949-75	930	26	15	0,68	30
14X17H2	ГОСТ 5949-75	1080	25	13	0,75	28
18X15H3	ТУ 14-1-3297-82	880	55	14	0,6	-
20X13	ГОСТ 5949-75	650	40	14	0,8	40
AISI 420	ASTM a240	550	40	26	0,8	40

Ці сталі є жароміцні, корозійнотривкі сталі мартенситного класу з структурою описаною в пункті 1.2. :

Таблиця 2.2 – Хімічний склад сталей ЭИ736, ЭИ961, ЭИ962, 14X17H2, 18X15H3M, 20X13, AISI 420 [31]

Сталь	Вміст легувальних елементів в %									
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	S	P
ЭИ961	0,1-0,16	До 0,6	До 0,6	10,5-12	0,3-0,5	1,5-1,8	1,6-2	0,18-0,3	До 0,03	До 0,03
ЭИ736	0,1-0,16	До 0,6	До 0,6	13-15	До 0,3	2,8-3,4	1,6-2,2	0,18-0,28	До 0,025	0,03
ЭИ961	0,09-0,13	До 0,6	До 0,6	10,5-12	0,3-0,5	1,5-1,8	1,6-2	0,18-0,3	До 0,015	0,03
14x17H2	0,11-0,17	До 0,8	До 0,8	16-18	-	1,5-2,5	-	-	До 0,025	0,03
Ди1-ш	0,15-0,21	До 0,6	До 0,6	14,5-16,5	0,3-0,5	2,5-3	0,5	0,18-0,3	0,015	До 0,03
20X13	0,16-0,25	0,8	До 0,8	12-14	-	-	-	-	0,025	0,03
AISI 420	0,25-0,35	До 0,8	До 0,8	12-14	-	До 0,6	-	-	0,025	0,03

Механічні властивості обраних сталей приведені у таблиці 2.2.

Приведені вище сталі використовуються для виготовлення дисків компресорів газотурбінних двигунів, навантажених деталей які працюють при температурах до 450°C.

В роботі проводилися дослідження зразків сталі з новим вмістом легуючих елементів та проведені дослідження твердості для різного вмісту вуглецю : 0,17% та 0,19%.

Зразки мали розмір – діаметр 24мм та 14мм відповідно.

Перед термічною обробкою зразки були прошліфовані та прополіровані.

Для зняття механічних напружень сталі, після кування провели термічну обробку на підприємстві в лабораторній печі СШОЛ 1.1.6, для отримання рівномірної структури.

2.2. Методи досліджень сталей ЭИ736, ЭИ961, ЭИ962, 14X17H2-ш, 18X15H3M, 20X13, AISI 420

Перед початком металографічного дослідження зразки були підготовлені спеціальною обробкою: проводилося шліфування зразків, полірування та послідує травлення поверхні зразка.

Шліфування та полірування проводилося на шліфувально-полірувальному стані марки Neris 3E881. Для шліфовки використовувалися абразивні круги, великозернистий папір з розміром зерна 125-80 мкм, та поступовим переходом до паперу з меншим розміром зерна – останній папір був з 14-20мкм. Подальше полірування проводилося з використанням паст в такому порядку: 14-10мкм, 5-3 мкм, 1мкм [32, с. 44; 33, с. 21].

Для виявлення структури обраних зразків використовувався травник марбле: 50 мл HCl, 2г CuSO₄, 50 мл спирту, 50мл H₂O [34, с 164].

Дослідження протравленої структури проводилося на металографі – МИМ-8(рис2.1)

Мікроскоп металографічний горизонтальний МИМ-8М призначений для візуального спостереження і фотографування мікроструктури металів і інших прозорих об'єктів в світлому полі при прямому і косому освітленні, в темному полі і в поляризованому світлі [35, с.2-3].

МИМ-8 використовують для таких операцій:

- визначити та розглянути структуру зразка;
- визначити величину зерна;

- зробити фото структури;

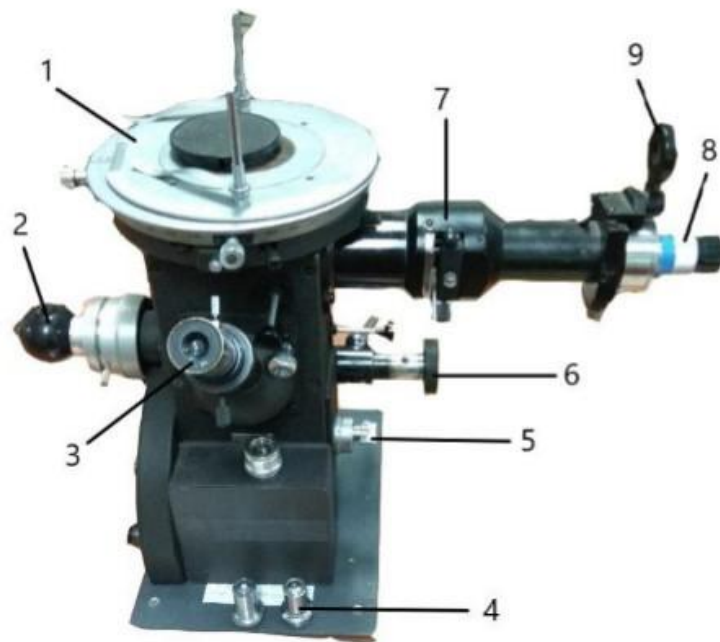


Рисунок 2.1 – Мікроскоп МІМ-8М: 1 – предметний столик; 2 – веб-камера; 3 – насадка-окуляр; 4 – об’єктиви; 5 – механізм мікрометричної подачі; 6 – механізму грубої подачі; 7 – пересувна рамка; 8 – освітлювальна LED лампа; 9 – поляризатор [35]

Визначення твердості матеріалів є одним з найпоширеніших методів механічного випробування. Перевагою цього метода є оцінка властивостей деталей без їх руйнування та можливість оцінки властивостей окремих фрагментів деталі і тонких поверхневих шарів. На сьогоднішній день існує багато методик розрахунку твердості (проекційна, поверхнева, об’ємна) і до кожної з них є певне визначення терміна «твердість». Всі ці методики об’єднує один процес – вдавнення індентора в поверхню матеріала. Тому під твердістю розуміють властивість матеріалів чинити опір проникненню при контактному впливі індентора на поверхневі шари матеріала [36, с.6].

Метод Роквелла використовують для твердих сплавів. На сьогоднішній день в Україні діє ДСТУ ISO 6508-1:2013, який складається з декількох частин. В даному стандарті описані вимоги до зразків, калібрування приладів

та еталонних мір, методика проведення випробування тощо [37]. Цей стандарт прийшов на заміну ГОСТ 9013-59, який мав широке застосування на підприємствах [38].

Дослідні зразки вимірювались методом Роквелла за шкалою HRC на твердомірі «Роквелл» Микротех, модель HRA-1.



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

Суть цього метода полягає у вдавлюванні у поверхню зразка сталюї сфери діаметром 1,588 мм під дією послідовно прикладених попереднього навантаження F_0 та основного навантаження F_1 та у визначенні глибини впровадження індендора після зняття основного навантаження. Сума попереднього і основного навантаження складає загальне навантаження F [39, с.34].

За різницею глибин вдавлювання індендора під дією двох послідовних навантажень F_0 і F_1 роблять висновок про твердість матеріалу. Стрілка індикатора приладу Роквелла по червоній шкалі В показує твердість яка розраховується за формулою.

Одиниця твердості за Роквеллом – безрозмірна величина, що відповідає осьовому переміщенню індентора на 0,002 мм. Перед вимірюванням твердості зразок потрібно підготувати таким чином, щоб не змінювались його властивості внаслідок механічної або іншого виду обробки, наприклад, нагрівання або деформація в площині яка буде досліджуватись. Зразок має відповідати певним вимогам: товщина зразка має дорівнювати як мінімум десятикратній постійній глибині відбитка від конусних інденторів та п'ятнадцятикратній постійній глибині відбитка для шарикових інденторів [40, с.35].

Шкала твердості поверхня зразка повинна бути рівною, з шорсткістю не більше 2,5 мкм, очищеною від окалини і сторонніх домішок (особливо від мастил). На результати дослідження в значній мірі впливає розмір зерна і його хімічна неоднорідність. Твердість може збільшуватись при попаданні індентора на границю зерен або на границю двох фаз. На величину твердості впливають вимірювання при різних навантаженнях. Тому ті виміри, які необхідно порівнювати, проводять при одному і тому ж навантаженні [37 с.3-7; 38 с.6-7].

Термічна обробка сталі проводилась в стандартній муфельній печі.

РОЗДІЛ 3. ВИБІР ХІМІЧНОГО СКЛАДУ КОРОЗІОННОСТІЙНОЇ СТАЛІ ЗА СТРУКТУРНИМИ ДІАГРАМАМИ ДЛЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ГОМОГЕННОСТІ МІКРОСТРУКТУРИ.

3.1. Вибір хімічного складу корозіоннотривкої сталі із гомогенною структурою

Розглянуті сталі мають деякі недоліки. Для виправлення цих недоліків та отримання сталі, яка буде задовольняти всі вимоги, а саме: мати достатню корозійну тривкість, міцність, та при всіх цих характеристиках бути ще й стабільною при високих температурах, оберемо найбільш раціональній склад нової сталі.

Найкращі показники мають ЕІ961 та 18Х15Н3М-ш. На основі цих двох сталей можна підібрати сталь з іншим вмістом легуючих елементів, але потрібно зберегти корозійну тривкість – вміст хрому повинен бути більше 12%, а всі інші легувальні елементи обрати так, використовуючи діаграми Потак-Сагалеви́ча та Шефлера де Лонга, щоб сталь потрапляла тільки в мартенситну фазу -це забезпечить сталі структурну стабільність.

Мікроструктура сталі 18Х15Н3М-ш приведена на рис.3.1, де можна побачити виражені включення зерен δ –фериту та мартенсит.

Мікроструктура сталі ЕІ961 зображена на рис.3.2 – структура являє собою мартенсит.

Хімічний склад нової сталі на основі сталей ЕІ961 та 18Х15Н3М наведений у таблиці 2.1 (див. 2 розділ). В новій сталі підвищити вміст хрому до 14%, а всі інші легувальні елементи обрали так, щоб сталь на діаграмі Шефлера де Лонга при мінімальному та максимальному вмісті була в мартенситній області.



Рисунок.3.1 – Мікроструктура сталі 18X15H2M-ш – включення фериту, аустеніту та мартенситу, x800



Рисунок. 3.2. – Мікроструктура сталі ЭИ961– мартенситна структура, x800

Марка отриманої сталі – 19X14H2M-ш.

З діаграми Шефлера де Лонга(рис3.3) та Потак-Сагалеви́ча (рис 3.2) можна побачити що сталь потрапила у мартенситну область і це свідчить про те що вона має структурну стабільність та вміст хрому є досить великий:13-14,5% - це забезпечує сталі високу корозійну тривкість.

Металографічне дослідження показало мартенситну структуру (рис.3.3)

Таблиця 3.1. – Хімічний склад нової сталі

Сталь		Вміст легувальних елементів в %							
Элементы		С	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	S	P
New	Max	0,19	0,2	0,4	14,5	0,2	2,5	0,015	0,011
	Min	0,17	0,1	0,3	13	0,1	2	0,005	0,005



Рисунок. 3.3 – Мікроструктура сталі 19X14H2M-ш після термічної обробки x800

Отже, обраний хімічний склад сталі відповідає встановленим параметрам і забезпечує структурну стабільність сталі 19X14H2M-ш.

3.2. Оцінка структурної стабільності сталі

Оцінку структурної стабільності сталі можна провести використовуючи діаграми Потак Сагалевич та Шефлера де Лонга. Діаграма потак Сагалевич покаже кількісну характеристику тої чи іншої фази в сталі в сталі, а діаграма Шефлера де Логнга покаже яка саме це сталь.

Для розрахунків використовують формули. Для діаграми Потак-Сагалевич (3.1 і 3.2.) [41, с.2-3]:

$$\begin{aligned} Cr_{eq}^{\phi} = & \%Cr - 1,5 * \%Ni + 2 * \%Si - 0,75 * \%Mn - \\ & k_{\phi} * (\%C + \%N) + \%Mo + 4 * \%Al + 4 * \%Ti + 1,5 * \%V \\ & + 0,5 * \%W + 0,9 * \%Nb - 0,6 * \%Co - 0,5 * \%Cu. \end{aligned} \quad (3.1)$$

$$\begin{aligned} Cr_{eq}^M = & 20 - [\%Cr + 1,5 * \%Ni + 0,7 * \%Si + 0,75 * \%Mn + \\ & k * (\%C + \%N) + 0,6 * \%Mo + 1,5 * \%V + 1,1 * \%W \\ & + 0,2 * \%Co + 0,2 * \%Cu + 1,9 * \%Ti - 0,1 * \%Al] \end{aligned} \quad (3.2)$$

Отримані данні після розрахунків, коефіцієнтів Cr_{eq}^{ϕ} та Cr_{eq}^M для сталей ЕИ736, ЕИ961, ЕИ962, 14x17н2, 18X15НЗМ, 20x13, AISI 420 наведені в таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 – Розраховані значення коефіцієнтів Cr_{eq}^{ϕ} та Cr_{eq}^M в діаграмі Потак-Сагалевич для сталей ЭИ736, ЭИ961, ЭИ962, 14X17Н2, 18X15НЗМ, 20X13, AISI 420

Сталь	ЕИ736	ЕИ961	ЕИ962	14x17н2	18X15НЗМ	20x13	AISI 420
Cr_{eq}^{ϕ}	6,5	5,3	6	10,7	7,5	7	5
Cr_{eq}^M	-6,7	-17	-0,8	-6,2	-1,8	-0,7	-3

Для діаграми Шефлера де Лонга використовують формули 3.3 та 3.4:

$$Ni_{eq} = \%Ni + 0,5 * \%Mn + 30 * \%C + 30 * \%N \quad (3.3)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5 * \%Si + 0.5 * \%Nb \quad (3.4)$$

Розрахунки коефіцієнтів для діаграми Шефлера де Лонга проводилися для мінімального та максимального вмісту легуючих елементів в сталі аби визначити граничні точки які покажуть структуру сталей, так як кожен виробник може використати різну кількість легувальних елементів і це може вплинути на структуру сталі. Отримані данні наведені в таблиці 3.3.

Таблиця 3.3 – Розраховані значення коефіцієнтів Ni_{eq} та Cr_{eq} для сталей ЭИ736, ЭИ961, ЭИ962, 14X17Н2, 18X15Н3М, 20X13, 30X13 в діаграмі Шефлера-Гуляєва

Сталь		ЭИ736	ЭИ961	ЭИ962	14X17Н	ДИ1	20X13	AISI42	19X14
Ma	Ni_{eq}	8,5	6,9	6,2	8	8	7,9	11,5	7,9
	Cr_{eq}	16,2	13,4	14,4	19,2	19,2	15,2	15,2	14,8
Mi	Ni_{eq}	5,9	4,6	4,2	4,9	4,9	4,9	8,1	7,8
	Cr_{eq}	13,5	11,2	10,4	16,3	16,3	12,3	12,1	13,1

Аналіз сталей по цим діаграмам наведений у розділі 1.2.

З цього аналізу можна зробити висновок що найбільш структурно стабільною сталлю є ЭИ961, так як вона при мінімальному та при максимальному вмісті легувальних елементів та після відповідної термічної обробки утворить мартенситну фазу – така сталь буде мати структурну стабільність.

Всі інші сталі потрапляли при максимальному та мінімальному вмісті легуючих елементів в двофазні або трьохфазні області - це свідчить про те, що сталь не буде мати стабільну структуру, а при високих температурах в сталі можуть починатися перетворення які можуть призвести до катастрофи.

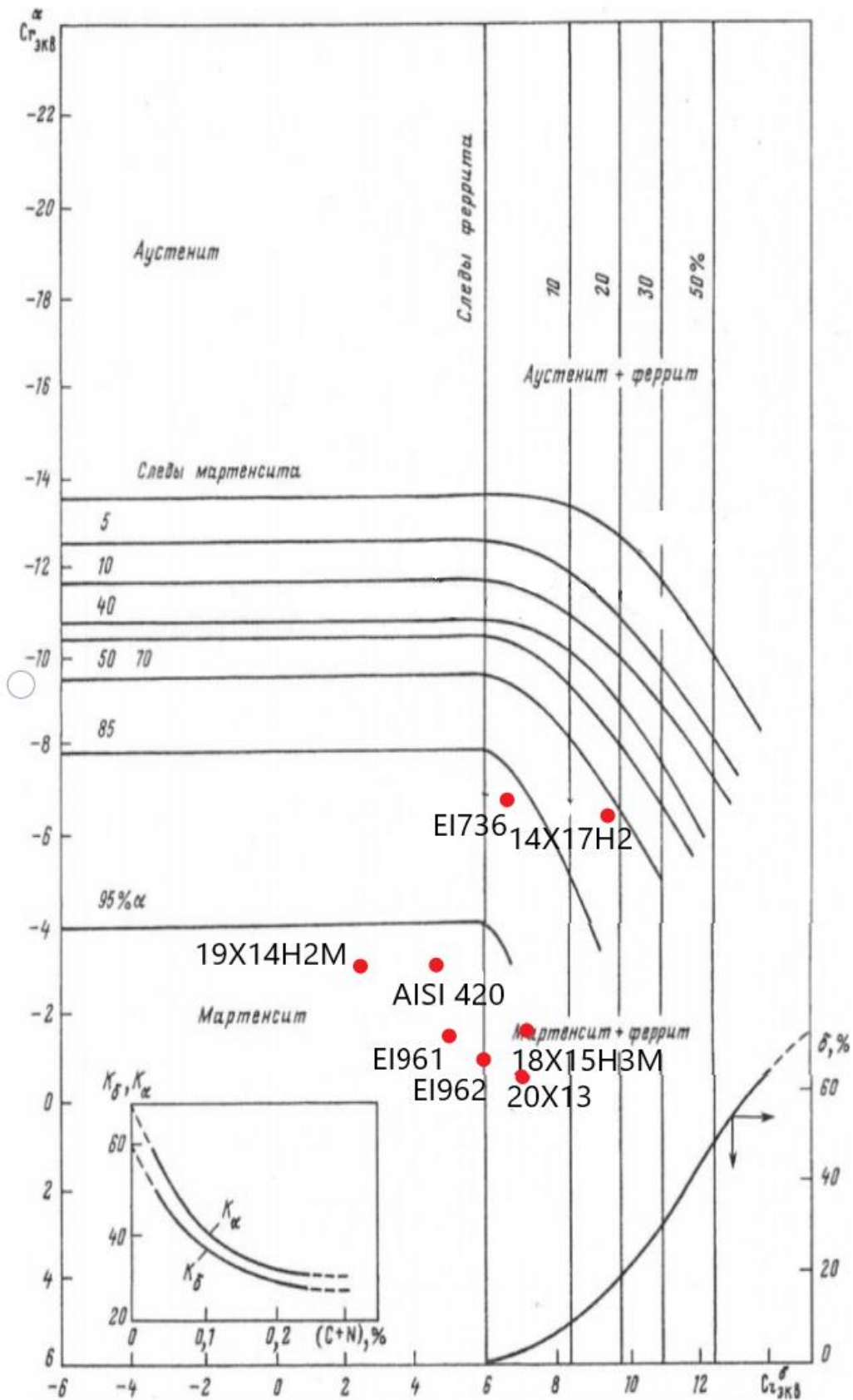


Рисунок. 3.4 – Диаграма Потак-Сагалевиц для сталей ЭИ736, ЭИ961, ЭИ961, 14X17H2, 18X15H3M-ш, 20X13, AISI 420 та 19X14H2M-ш [41, с. 4]

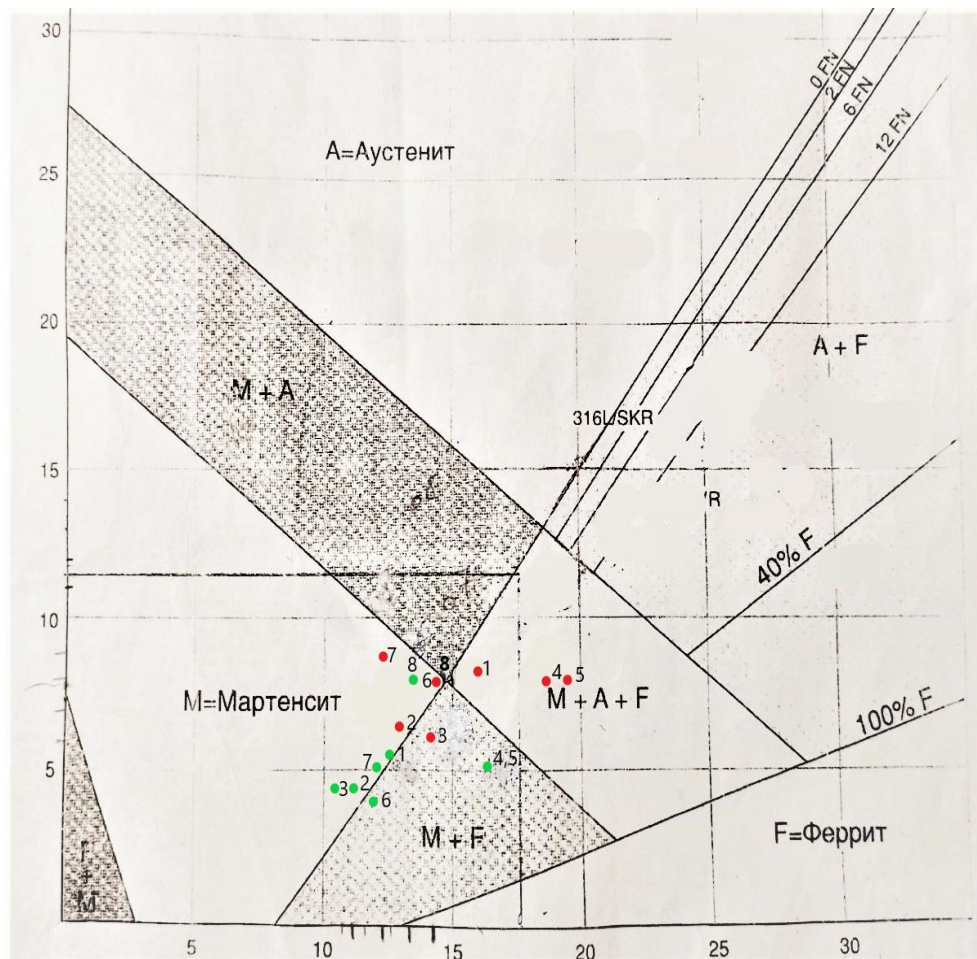


Рисунок 3.5 – Діаграма Шефлера де Лонга. Червоною точкою відмічений максимальний вміст елементів, зеленою мінімальний.
 1- ЭИ736, 2 – ЭИ961, 3 - ЭИ962, 4 – 14X17H2, 5 – 18X15H3M-ш, 6 – 20X13, 7 – AISI 420, 8 – 19X14H2M-ш [41, с. 8]

3.2. Вибір режиму термічної обробки дослідної сталі для забезпечення заданих структури і властивостей

По-перше для виготовленої сталі потрібно обрати режим гомогенізації для попередження ліквації - тобто хімічної неоднорідності, потрібно провести гомогенізацію сталі тобто обрати таку термічну обробку сталі, яка попередить ліквацію та забезпечить однорідність структури сталі та стабільність.

Сталь яку ми досліджуємо містить важкоплавкі легувальні елементи,

такі як молібден та хром. Для усунення ліквациї був обраний ступінчастий режим гомогенізації:

- 1) Проводять відпал при температурі 1150°C з витримкою 1 година;
- 2) Температуру відпалу знижують до 1100°C, витримують 1 годину;
- 3) Температуру відпалу знижують до 950°C, витримують 1 годину;
- 4) Після останнього етапу піч вимикають, сталь залишається в пічі і повільно охолоджується.

По-друге обрати режим термічної обробки сталі, для підвищення механічних та експлуатаційних властивостей. Для цієї сталі режим термічної обробки буде складатися з гартування та відпуску, але для визначення потрібної температури, проведено ряд дослідів при різних режимах термічної обробки.

Гартування зразків проводилось при температурах 970° та 1000°. Тривалість нагрівання для гартування – 1,5 години. Охолодження проводилося в маслі. Відпуск проводився при різних температурах від 560°C до 680°C. Тривалість відпуску – 2 години. Нагрівання зразків проводилося з дослідженням температури зразків в трьох точках садки. Показники термопар записувалися кожні 15-20 хвилин.

При відпуску температура кожної садки перевірялася контрольною термопарою. Результати механічних випробувань після проведеної термічної обробки приведені в таблицях 3.2 та 3.3. На підставі отриманих даних були побудовані криві, що описують зміну механічних властивостей в залежності від температури відпустки зразків попередньо загартованих до з температури 970°C та 1000.°C

Хід кривих(рис.3.1 рис. 3.2) показує, що міцність сталі знижується рівномірно з підвищенням температури відпуску та зразки загартовані при температурі 1000°C мають більш високі показники міцності в всьому інтервалі температур відпустки.(табл.3.2,табл 3.3)

Характеристики міцності зростають з збільшенням температури відпуску. В цьому випадку зразки, що загартовані з температури 1000°C,

мають більш високі показники – отже, для обробки цієї сталі найкраще проводити гартування при температурі 1000°C.

Перевірка впливу температури відпустки на механічні властивості проводилась також на зразках дисків компресорів різних плавок з вмістом вуглецю 0,17% та 0,19%, попередньо загартовані при температурах 970°C та 1000°C, витримкою 2 години та послідуочим охолодженням в маслі. Відпуск проводилась при різних температурах в інтервалі 560-670°C. Отримані данні наведені в таблицях 3.3, 3.4, 3.5, 3.6, а рисунках 3.5, 3.6, 3.7, 3.8 зображені результати вимірів твердості.

Найвищі показники твердості були отримані з вмістом вуглецю 0,19% в порівнянні з показниками отриманими з вмістом 0,17%.

Таблиця 3.4 – Механічні властивості, гарування 970°C, охолодження в маслі

Температура відпуски, °C	Межа тривкості, σ_b , МПа	Відносне видовження, δ , %	Ударна вязкість, КСУ, МДж/м ²	Твердість, НРС
560	1126	15,2	0,625	35,8
580	-	-	0,700	32,5
600	977	16	0,880	31,4
620	-	-	1,180	30,6
640	943	16	1,500	29,2
660	937	16	1,420	29,2
670	945	15,6	1,533	30,6
680	-	-	1,515	31,4

На всіх графіках, що описують залежність твердості від температурах відпуску та тривалості відпуску спостерігається особливість що, значення твердості зменшуються в залежності від того як довго проходить відпуск. Найбільш оптимальна тривалість 1 година.

Таблиця 3.5 – Механічні властивості, гартування 1000°C, охолодження в маслі

Температура відпуски, °С	Межа тривкості, σ_B , МПа	Відносне видовження, δ , %	Ударна вязкість, КСУ, МДж/м ²	Твердість, HRC
560	1195	15,6	0,837	36,3
580	-	-	0,755	32,5
600	1004	16,4	1,000	31,9
620	-	-	1,280	30,3
640	967	18	1,411	31,4
660	966	17,2	1,490	30,3
670	954	20	1,687	30,3
680	-	-	1,375	30,6

Також з рис. 3.5-3.8 можна побачити що показники твердості знижуються з підвищенням температури відпуску.

В усіх випадках були отримані аналогічні результати тим, які приведені вище, тобто спостерігалось підвищення пластичності та в'язкості та зниження міцності при підвищенні температури відпуски.

Основні зміни в сплаві проходять при температурі 640°C, тому підвищення температури відпуску дуже мало впливає на зміну властивостей. При цій температурі властивості стають стабільними.

Отже, аналізуючи отриманні данні та результати механічних випробувань, після проведеної серії цих випробувань, можна зробити остаточні висновки що до режиму термічної обробки: для дослідної сталі, опираючись на результати механічних випробувань, найкраще обрати режим термічної обробки у вигляді гартування при 1000°C - так, як найвищі показники як твердості так і інших властивостей були отримані саме при такій температурі гартування. Відпуск при температурі 580°C - результати випробувань показали, що показники міцності зростають з підвищенням температури відпуску, але при цьому твердість та межа тривкості зменшується з підвищенням температури відпуску в цій ситуації потрібно обрати таку температуру, яка б давала середні показники міцності і твердості з межею тривкості. Також, вміст вуглецю оптимально обирати 0,19% так як така кількість дає найвищі показники твердості.

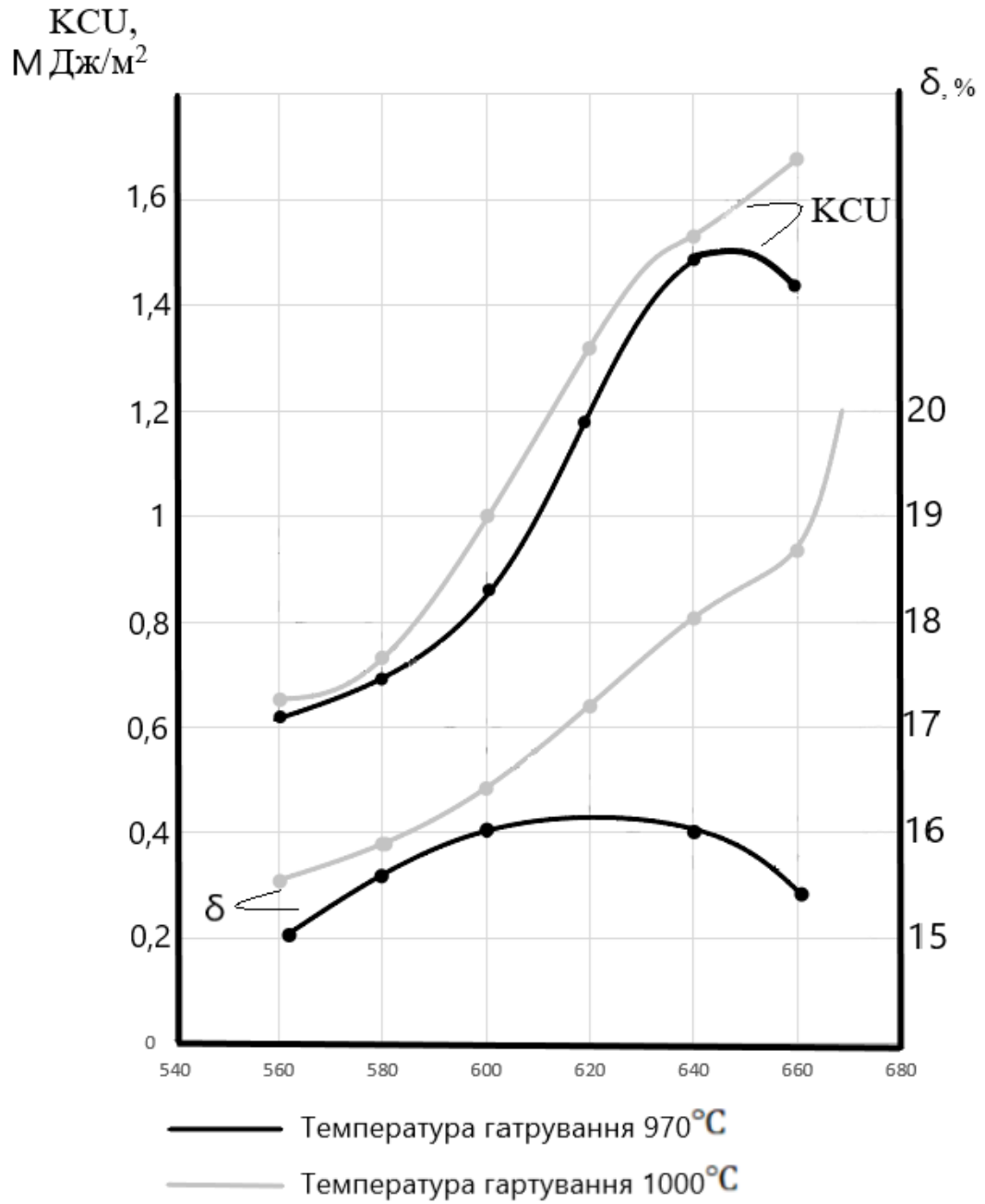


Рисунок. 3.6 – Залежність ударної в'язкості та відносного видовження сталі від температури відпуску

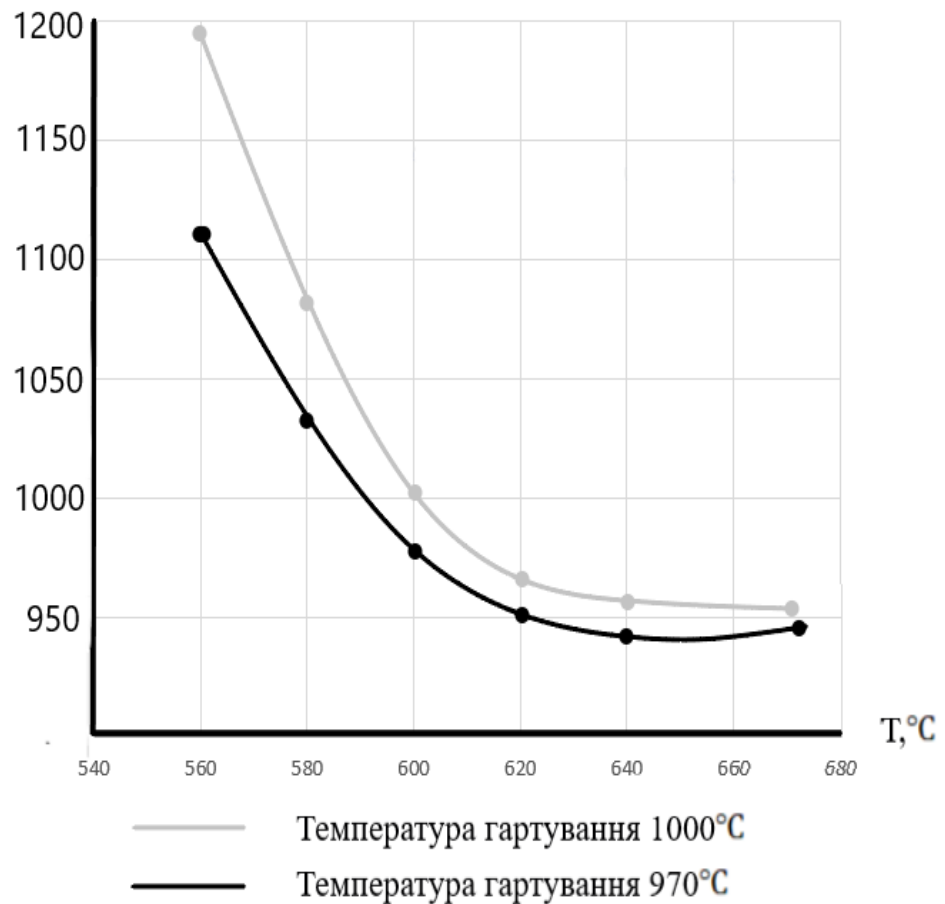
σ_B МПа

Рисунок.3.7 – Залежність межі тривкості від температури відпуску

Таблиця 3.6 – Стабільність показників твердості зразків з вмістом вуглецю 0,19% та гартуванні при 970°C, при різних значаннях температури відпуску(560-660°C), з різним часом витримки.

Час, год	Твердість, HRC				
	560°C	600°C	620°C	640°C	660°C
1	34,7	32,5	31,2	31,2	30,3
1,5	32,5	32	30,3	30	29,8
2	32,5	31,2	30,3	30	29,8
2,5	32,5	31,2	30,3	30	29,8
3	32,5	30,3	30,3	30	29,8

Таблиця 3.7 – Стабільність показників твердості зразків з вмістом вуглецю 0,17% та гартуванні при 970°C, при різних значаннях температури відпуску(560-660°C), з різним часом витримки

Час	Твердість, HRC				
	560°C	600°C	620°C	640°C	660°C
1	33,6	31,5	30,5	30,5	29,2
1,5	31,5	30,3	29,2	29,2	28,6
2	30,3	30,3	29,2	28,6	28,3
2,5	30,3	29,7	28,6	28,1	28
3	30,3	29,2	28,1	28	27,9

Таблиця 3.8 – Стабільність показників твердості зразків з вмістом вуглецю 0,19% та гартуванні при 1000°C, при різних значаннях температури відпуску(560-660°C), з різним часом витримки

Час, год	Твердість, HRC				
	560°C	600°C	620°C	640°C	660°C
1	35,8	32,5	31,5	31,5	31,5
1,5	33,6	31,9	30,5	30,3	30,5
2	32,5	31,5	30,3	29,6	30
2,5	32,5	31,5	30	29,4	29,2
3	32,5	31,5	30	29,2	28,9

На рисунках 3.8-3.11 зображено залежність показників твердості від часу тривалості відпуску. Кожна крива описує твердість при заданій температурі відпуску. На рисунку 3.8 можна побачити, що найбільші показники твердості дають нижчі температури відпуску. При температурі відпуску 560°C та витримці ми отримуємо найбільше значення твердості 34,7 HRC, але з подальшою витримкою значення твердості падає. що можна спостерігати і в ході інших кривих. Розглядаючи криву, що описує температуру відпуску 600°C можна побачити, що після витримки сталі 19X14H2MB-ш 1,5 години показники твердості стають постійними, це вказує на те, що сталь стала стабільною.

Таблиця 3.9 – Стабільність показників твердості зразків з вмістом вуглецю 0,17% та гартуванні при 1000°C, при різних значаннях температури відпуску(560-660°C), з різним часом витримки

Час, год	Твердість, HRC				
	560°C	600°C	620°C	640°C	660°C
1	33,6	31,5	30,3	30	29,2
1,5	31,5	30,3	29,2	29,2	28,6
2	30,3	30,3	29,2	28,6	28,1
2,5	29,2	29,7	28,6	28,1	28,1
3	29,2	28,6	28,3	27,7	27,4

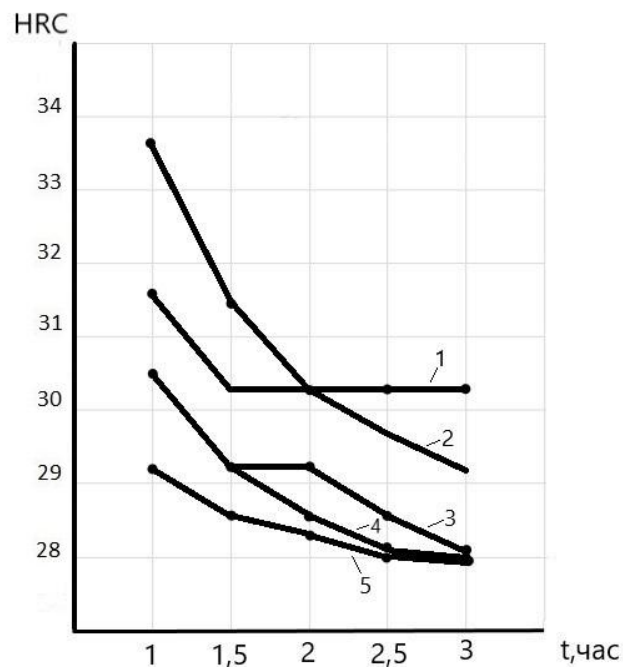


Рисунок 3.8 – Залежність твердості від тривалості відпуску при різних температурах. Вміст карбону 0,17%, гартування при 970°C, де температура відпуску: 1 - 560°C, 2 - 600°C, 3 - 620°C, 4 - 640°C, 5 - 660°C

На рисунку 3.9 режим термічної обробки гартування 970°C, можна побачити, що з витримкою сталі 19X14H2MB-ш стає стабільною і показники твердості не змінюються на всіх обраних температурах відпуску окрім 600°C, після витримки зразків 1,5 години. Найкращі показники твердості при температурі відпуску 560°C.

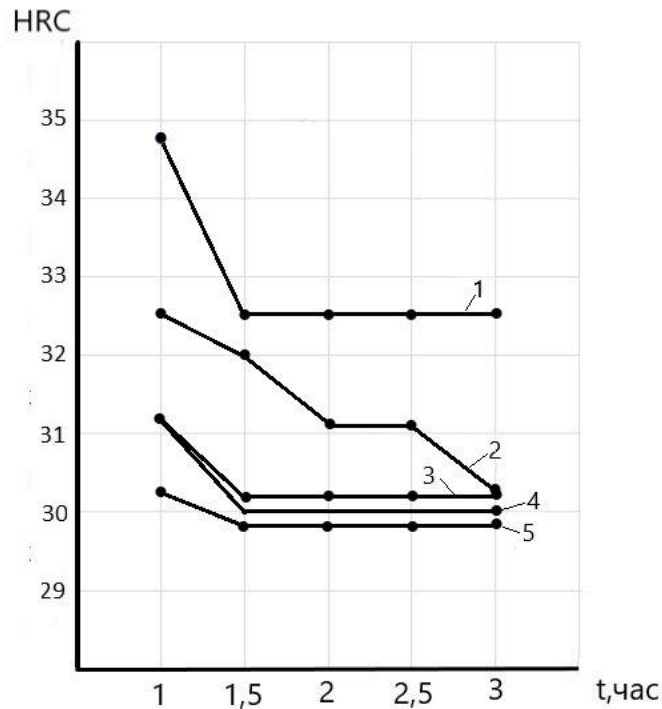


Рисунок 3.9 – Залежність твердості від тривалості відпуску при різних температурах. Вміст карбону 0,19 %, гартування при 970°C, де температура відпуску: 1 - 560°C, 2 - 600°C, 3 - 620°C, 4 - 640°C, 5 - 660°C

На рисунку 3.10 можна побачити хід кривих твердості при різних температурах відпуску зразків з 0,17% вуглецю та гартуванням з 1000°C. По ходу кривих можна сказати, що стабільність властивостей можна спостерігати тільки при витримці 1,5-2 години у зразків температура відпуски яких була 560°C та 620°C. У інших випадках спостерігається зниження твердості з витримкою.

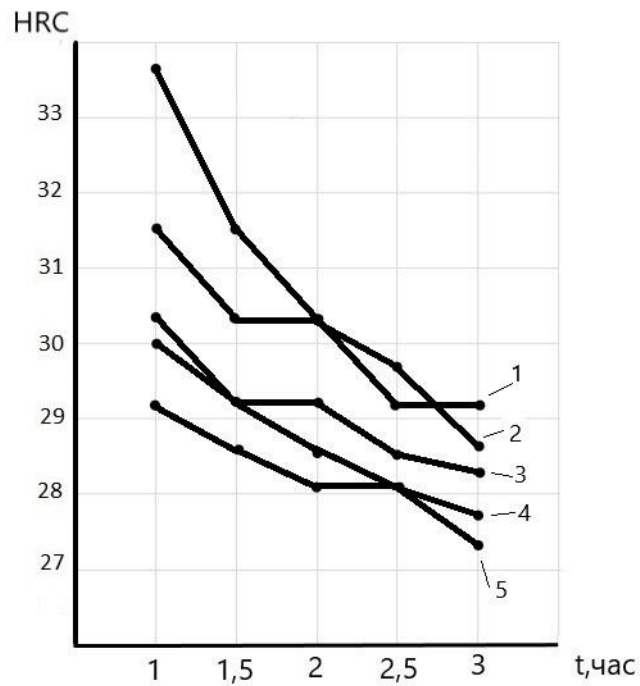


Рисунок 3.10— Залежність твердості від тривалості відпуску при різних температурах. Вміст карбону 0,17%, гартування при 1000°C, де температура відпуску: 1 - 560°C, 2 - 600°C, 3 - 620°C, 4 - 640°C, 5 - 660°C

На рисунку 3.11 можна спостерігати хід кривих, що описує твердість три вмісті вуглецю 0,19% та температурою гартування 1000°C. Стабільність властивостей можна спостерігати при витримці зразків від 2 годин при метретурі відпуску 560°C та 620°C

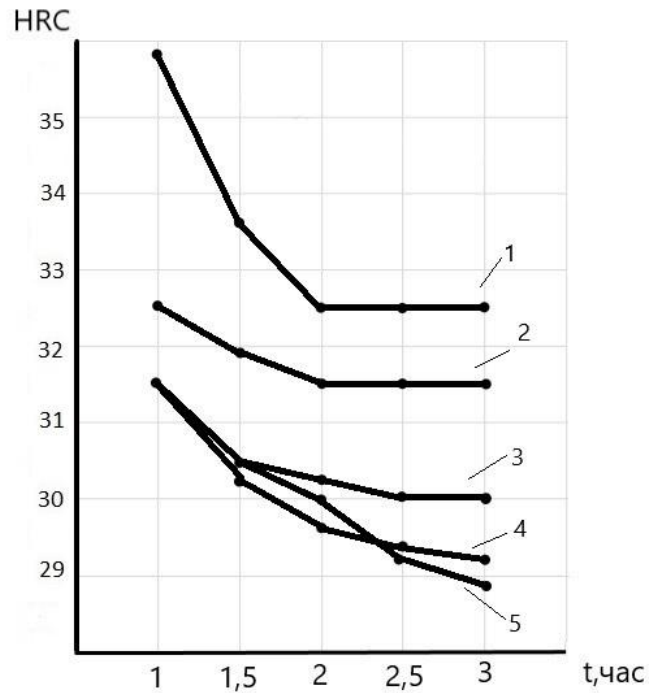


Рисунок.3.11 – Залежність твердості від тривалості відпуску при різних температурах. Вміст карбону 0,19%, гартування при 1000°C, де температура відпуску: 1 - 560°C, 2 - 600°C, 3 - 620°C, 4 - 640°C, 5 - 660°C

Отже,, термічна обробка сталі 19X14H2MB проводилась в двох режимах гартування 970°C та 1000°C. При температурі гартування 1000°C механічні властивості у сталі були більші у кожному випадку.

Випробування, що були проведені після різних температур відпуску, а саме 560°C, 580°C, 600°C, 620°C, 640°C, 660°C для границі міцності, уданої в'язкості, та відносного видовження показали, що найбільші показники границі міцності та твердості отримуються при 560°C, але з подальшим підвищенням температури відпуску показники зменшуються.

ВИСНОВКИ

1. На основі сталі ЭИ961 та 18Х15Н2М-ш розроблений найбільш раціональний склад нової, яка має гомогенну структуру та підвищені показники корозійної тривкості. Нова сталь має марку – 19Х14Н2М-ш.
2. Для усунення можливої зональної ліквіації для сталі 19Х14Н2М-ш обрано ступінчастий режим гомогенізаційного відпалу 1150°C, 1100°C, °C, 950°C для отримання однорідної структури сталі 19Х14Н2МВ-ш.
3. Розроблений режим термічної обробки для нової сталі 19Х14Н2МВ, відповідає: температура гартування 1000°C, охолодження в оліві; відпуск - 580°C.
4. Деталі з розробленої сталі можуть використовуватися в умовах тропічного клімату.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Жаропрочные стали. URL: <https://alfa-stl.ru/zharoprochnye-stali-i-splavy> . (дата звернення 20.06.2020)
2. John M. Drugli and Unni Steinsmo. Assessment of Susceptibility to Chloride Stress Corrosion Cracking of Highly Alloyed Stainless Steels. Part II: A New Immersion Test Method. 12с.
3. Криогенные стали. URL: <https://www.metalcutting.ru/content/kriogennye-stali> . (дата звернення 05.06.2020 р.)
4. Исмагалиев Р. К., Ганев Р. К., М. А. Никитина. Структура и свойства ультрамелкозернистой стали мартенситного класса. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/struktura-i-svoystva-ultramelkozernistoy-martensitnoy-stali/viewer>. (дата звернення 10.07.2020)
5. Потак Я. М. Сагалевиц Е. А. МиТом, 1971. №9. С 12-16.
6. Алексеенко М. Ф., Банас П. С. Бобков Т. М. Сталь. №2.1963 г.с. 159-162.
7. Савельев В. А. Сорогина Т. П. Влияние технологии обработки на структуру и свойства запорной арматуры из стали 20Х13. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/vliyanie-tehnologii-obrabotki-na-strukturu-i-svoystva-zapornoj-armatury-iz-stali-20h13/viewer>. (дата звернення 06.07.2020)
8. Сталь AISI 420. URL: https://emk24.ru/wiki/astm_steels/stal_aisi_420_7083940/. (дата звернення 15.07.2020)
9. Сталь 13X11H2B2MФ. URL: <http://stalmaximum.ru/13kh11n2v2mf/> . (дата звернення 10.07.2020)
10. Катаев В.А. Методы исследования углеродистой стали. Издательство уральского университета. 2016. 88 с. URL: https://elar.urfu.ru/bitstream/10995/40635/1/978-5-7996-1664-9_2016.pdf . (дата звернення 10.07.2020)

11. Василенко. Б. С., Натапов Г. И., Мищенко В. Г., Климова Н. С.. Структурные изменения в δ -ферите, нержавеющей стали 18X15H3M-ш. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 4 с.
12. Макеев В.Н. Влияние легирующих элементов на свойства стали. <https://cyberleninka.ru/article/n/vliyanie-vvodimyh-legiruyuschih-elementov-na-svoystva-stali> . (дата звернения 24.7.2020)
13. Рябов В. Р. Атилирование стали. М: Металлургия. 1973. 320 с.
14. Влияние легирующих элементов на структуру сталей URL: <https://ukrintech.com.ua/materialovedenie-metallООbrabotka/107-glava-6-stali/278-glava-6-4-vliyanie-legiruyushchikh-elementov-na-strukturu-i-svoystva-stalej/> . (дата звернения 10.06.2020)
15. Влияние легирующих элементов на свойства стали. URL: <https://tochmeh.ru/info/lego.php> . (дата звернения 15.06.2020)
16. Бигиев А. М. Металлургия стали. М: Металлургия. 1977.440 с.
17. Химушин Ф. Ф. Нержавеющая сталь. Металлургия. 1967г. 456 с.
18. Гуляев А. П. Металловедение. – Москва.: Металлургия, 1986. – 544.
19. Лахтин Ю. М, Основы металоведения. Металлургия. 1988 р. 320 с.
20. ОСТ 190090-79. URL: <https://files.stroyinf.ru/Data2/1/4293852/4293852754.pdf> . (дата звернения 20.06.2020)
21. ГОСТ 5949-75. Сталь сортовая и калиброванная коррозионнотойкая, жаростойкая и жаропрочная. Технические условия. Москва, 1975.22 с. URL: <http://docs.cntd.ru/document/gost-5949-75>. (дата звернения 21.07.2020)
22. ТУ 14-1-3297-82. URL: <https://meganorm.ru/Index2/1/4293777/4293777727.htm> . (дата звернения 21.07.2020)
23. ОСТ 108.961.05-80 Заготовки роторов и дисков стационарных газовых турбин и компрессоров. URL: <https://meganorm.ru/Data2/1/4293734/4293734722.pdf> . (дата звернения 21.07.2020)

24. ASTM a240. URL: https://ussa.su/gosts2/ASTM_A240.PDF. (дата звернення 07.07.2020)
25. Ликвация элементов в металлах – анализ расчетных формул, обобщение экспериментальных данных. Скребцов А. М. и др. Тези. Приазовский государственный технический университет, Мариуполь.
26. Мальцева Л. А., Гриб С. В., Столбовский В. А. Ликвация в сталях. Екатеринбург .2006. 21 с. URL: https://study.urfu.ru/Aid/Publication/406/1/Likvatsia_Vel.pdf . (дата звернення 09.08.2020)
27. Гайдук С. В., Кононов В. В., Налесный Н. Б. Исследование дендритной ликвации и фазовой неоднородности в жаропрочных коррозионностойких сталях. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/issledovanie-dendritnoy-likvatsii-i-fazovoy-neodnorodnosti-v-zharoprochnyh-korrozionnostoykih-nikelevyh-splavah/viewer> . (дата звернення 20.07.2020)
28. Мизинзон Р. Д., Вульфович М. С., Мошкевич Е. И. Исследование степени дендритной ликвации шарикоподшипниковой стали // Проблемы стального слитка. – М.: Металлургия. 1969. – с.168-170.
29. Гасанов Б. Г., Жердицкий Н. Т., Сиротин П. В., Юханов А. М. Гомогенизация среднелегированной порошковой стали. Металургия. Технические науки. 2013. №3. 12 с.
30. Ефимов В.А. Влияние условий затвердевание на образование и распределение неметаллических включений в стали. М: Наука. 1977. С.136-197
31. Марочник сталей и сплавов .В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин и др; Под ред. В. Г. Сорокина. М.: Машиностроение, 1989. — 640 с.
32. Вашуль Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов, пер. с нем. / Х. Вашуль. Москва: Металлургия, 1988. 320 с.
33. Беккерт М. Способы металлографического травления: справочник, пер. с нем. Москва: Металлургия, 1988. 400 с.

34. . Беккерт М. Клемм Х. Справочник по металлографическому травлению. Справочник. Metallurgiya. Москва. 1988 г. 336 с.
35. Мікроскоп металлографічний горизонтальний МІМ-8. Інструкція до використання. URL: <https://asma.com.ua/files/282/1511943583mim-8-to.pdf>. (дата звернення 25.07.2020)
36. Мощенок В.И. Новые методы определения твердости материалов: монография. Харьков : ХНАДУ, 2013. 323 с.
37. ДСТУ ISO 6508-1:2013 (ISO 6508-1:2005, IDT) Національний стандарт України. Металеві матеріали. Визначення твердості за Роквеллом. Частина 1. Метод випробування (шкали А, В, С, D, Е, F, G, Н, К, N, Т). Київ, 2013. 22 с.
38. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. Москва, 1959. 10 с. URL: <http://docs.cntd.ru/document/1200004663>. (дата звернення 07.07.2020)
39. Твердомер Роквелла. Інструкція до використання. URL: <https://vostok-7.ru/upload/iblock/001/001fa2db4a801de851d93e8c62fb241f.pdf>. (дата звернення 22.07.2020)
40. Определение механических свойств металлов по твердости. М.: *Машиностроение*, 1979. - 191 с. .
41. Сокол И. Я. Двухфазные стали. Москва: «*Металлургия*». 1974г. 320с.