

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

ЗНТУ Інженерно-фізичний
(повне найменування інституту, назва факультету)
Фізичного матеріалознавства
(повна назва кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

Магістр

(ступінь вищої освіти (освітній ступінь))

на тему Вплив хімічного складу на
структуру та властивості економікологічних
хромистих жаростійких сталей

Виконав: студент 6 курсу, групи ІФЗ 212 М
спеціальності (напряму підготовки)

132 Матеріалознавство

(код і назва напряму підготовки, спеціальності)

Забуга Д.О.

(прізвище та ініціали)

Керівник Климов Д.В.

(прізвище та ініціали)

Рецензент Климов М.М.

(прізвище та ініціали)

м.Запоріжжя
2017 рік

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Запорізький національний технічний університет
 (повне найменування вищого навчального закладу)

Інститут, факультет Інженерно - срізигний
 Кафедра Фізичного матеріалознавства
 Ступінь вищої освіти (освітній ступінь) Магістр
 Спеціальність 132 Матеріалознавство
 (код і назва)
 Напрямок підготовки Тришадне матеріалознавство
 (код і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

"12" 12 2017 року

З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЕКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТУ

Забуга Дмитро Олександрович
 (прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема проекту (роботи) Вплив хімічного складу на структуру та властивості експлоатуваних хромистих марганцевих сталей

керівник проекту (роботи) Клишів О.В. к.т.н. доцент кафедри Р.М.
 (прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом вищого навчального закладу від " " 20 року №

2. Строк подання студентом проекту (роботи) 10.12.2017

3. Вихідні дані до проекту (роботи) Матеріали досліджень; методи досліджень; опрацьовані результати досліджень

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1. Хімічний склад; 2. Матеріали та методика досліджень; 3. Особливості виробництва листової металопродукції в умовах металургійного підприємства "Запоріжсталь"; 4. Особливості отримання дослідних марок сталі на підприємстві "Запоріжсталь"; 5. Хіміз результатів досліджень; 6. Експлуатація гаснища; 7. Скорочення праці та безпека в кожд. ситуац.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)
1. Дослідження впливу легируючих елементів на фазовий склад марганцевих сталей, що містять 3-8% хрому; 2. Хімічний склад, механічні та експлуатаційні властивості сталей, марок ОХХ8СЮТ4, ОХХЗСЮ та ОХХ8СЮВМБФ; 3. Результати рентгеноструктурних досліджень фазового складу структури сталі марки ОХХЗСЮ; 4. Мікроструктури зразків дослідних сталей марки ОХХЗСЮ; 5. Мікроструктури зразків дослідних сталей марки ОХХЗСЮ; 6. Гістограми корвієвських показників жаростійкості і жароміцності сталей марок ОХХ8СЮТ4, ОХХЗСЮ та ОХХ8СЮВМБФ; 7. Клітв; 8. Пігв.

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1 - 5	Климов О.В. доцент каф. РМ.		
6	Кругликова В.В. доцент		6.12.17
7	Нестеров О.В., доцент каф. ОПіНС		
Н. Контроль	Климов О.В. доцент		

7. Дата видачі завдання 15.09.2017

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1.	Аналітичний огляд	25.09.2017	
2.	Матеріали та методи досліджень	15.10.2017	
3.	Особливості виробництва листової металопродукції в умовах металургійного підприємства "Запоріжсталь"	22.10.2017	
4.	Можливості отримання дослідних марок сталей на підприємстві "Запоріжсталь"	10.11.2017	
5.	Аналіз результатів досліджень	15.11.2017	
6.	Економічна частинка	20.11.2017	
7.	Охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях	27.11.2017	
	Затвердження роботи до захисту	10.12.2017	

Студент

Забуга Д.О.

Керівник проекту (роботи)

Климов О.В.

РЕФЕРАТ

ПЗ: 151 с., 37рис., 34табл., 64джерела.

В результаті виконання даної дипломної роботи проаналізовано результати комплексних випробувань експлуатаційних властивостей обраних сталей. Проведено порівняльні випробування жаростійкості та корозійної стійкості в різних середовищах. А також проведено більш глибоке вивчення поведінки сталі в умовах газової корозії, яке включає в себе дослідження складу оксидних шарів та прогнозування граничних термінів експлуатації при різних температурах. Жаростійкість та корозійна стійкість сталі 08Х8СЮТч оцінено в порівнянні з цими ж властивостями сталей 03Х3СЮ, 03Х8СЮВМБФ.

КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ, ЖАРОСТІЙКІСТЬ, ГАЗОВА КОРОЗІЯ, ОКСИДНІ ПЛІВКИ, ШПІНЕЛІ, ПАСИВАЦІЯ, МЕТОДИКА, КАМЕРА СОЛЬОВОГО ТУМАНУ.

ЗМІСТ

РЕФЕРАТ.....	4
ЗМІСТ.....	5
ВСТУП.....	8
1. АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД.....	10
1.1 Дослідження впливу легувальних елементів на фазовий склад жаростійких сталей, що містять 3 – 8% хрому	10
1.2 Структурні особливості феритних жаростійких сталей.....	17
1.3 Вплив легувальних елементів на феритну структуру та властивості.....	35
1.3.1. Вплив легувальних елементів на жаростійкість.....	35
1.3.2. Вплив легувальних елементів на жароміцність.....	37
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	41
2.1 Матеріали.....	41
2.2 Методика досліджень	42
2.2.1 Математичний аналіз впливу легувальних елементів на отримання феритної структури.....	43
2.2.2 Математичний аналіз впливу легувальних елементів на експлуатаційну надійність.....	45
2.2.3 Ділатометричний аналіз.....	47
2.2.4 Металографічний аналіз.....	52
2.2.5 Мікрорентгеноструктурний аналіз.....	53
2.2.6 Випробування механічних властивостей.....	53
2.2.7 Випробування жаростійкості.....	53
3 ОСОБЛИВОСТІ ВИРОБНИЦТВА ЛИСТОВОЇ МЕТАЛОПРОДУКЦІЇ В УМОВАХ МЕТАЛУРГІЙНОГО ПІДПРИЄМСТВА “ЗАПОРІЖСТАЛЬ”.....	59
3.1 Технологічна схема виготовлення холоднокатаного листа.....	64
3.2 Обладнання що використовується.....	73

4	МОЖЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ДОСЛІДНИХ МАРОК СТАЛЕЙ НА ПІДПРИЕМСТВІ “ЗАПОРІЖСТАЛЬ”.....	80
5	АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕНЬ	84
5.1	Результати математичного аналізу комплексного впливу легувальних елементів на структуру і властивості жаростійких сталей марок 03ХЗСЮ та 03Х8СЮВМБФ.....	85
5.1.1	Результати математичного аналізу комплексного впливу легувальних елементів на структуру і властивості жаростійкої сталі марки 03ХЗСЮ	85
5.2	Аналіз результатів металографічних, рентгеноструктурних та ділатометричних досліджень	98
5.2.1	Металографічні дослідження фазових перетворень.....	98
5.2.2	Результати рентгеноструктурних досліджень фазового складу структури дослідної сталі.....	103
5.2.3	Ділатометричні дослідження фазових перетворень.....	105
5.3	Аналіз впливу рівня легування на отримання оптимального рівня механічних властивостей сталей марок 03ХЗСЮ та 03Х8СЮВМБФ.....	107
5.4	Аналіз впливу рівня легування на отримання оптимального рівня експлуатаційних властивостей сталей марок 08Х8СЮТч, 03ХЗСЮ та 08Х8СЮВМБФ	112
5.4.1	Результати випробувань стійкості до газової корозії зразків з дослідної сталі при температурі 400°С в окислювальному середовищі.....	112
5.4.2	Результати порівняльних випробувань стійкості до атмосферної корозії прискореним методом.....	113
5.5	Перспективи використання економно легованих жаростійких сталей феритного класу.....	115
6	ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА.....	118
6.1	Характеристика ринку економно-легованих жаростійких сталей	118
6.2	Розрахунок кошторису витрат на проведення ндр.....	122
6.2.1	Розрахунок вартості матеріалів.....	123

6.2.2 Спеціальне устаткування для науково- експериментальних робіт.....	124
6.2.3 Розрахунок заробітної плати.....	124
6.2.4 Єдиний соціальний внесок.....	125
6.2.5 Витрати на відрядження.....	125
6.2.6 Витрати на послуги сторонніх організацій.....	126
6.2.7 Накладні витрати.....	126
6.2.8 Бальна оцінка економічної ефективності науково-дослідної роботи.....	126
6.3 Конкурентноспроможність економно-легованих жаростійких сталей..	128
7 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ...	132
7.1 Аналіз потенційних небезпек	132
7.2 Заходи по забезпеченню загальної безпеки	133
7.3 Заходи із забезпечення виробничої санітарії і гігієни прац.....	135
7.4 Заходи щодо забезпечення пожежної безпеки.....	139
7.5 Заходи з цивільної оборони.....	139
7.6 Висновки з розділу «Охорони праці та безпека в надзвичайних ситуаціях.....	140
ВИСНОВОК.....	142
ЛІТЕРАТУРА.....	144
ДОДАТКИ.....	150

ВСТУП

Деталі машин, споруд та інші вироби сучасної техніки виготовляються головним чином з металів і їх сплавів, одержуваних на металургійних заводах.

Основними методами виготовлення металевих деталей і їх напівфабрикатів є лиття, обробка тиском і обробка різанням. Особливе місце займає обробка тиском, що полягає в пластичній зміні форми металу за допомогою його деформування. У процесі пластичного деформування змінюється структура металу й підвищуються його механічні властивості. Тому найбільш навантажені деталі машин виготовляють обробкою тиском.

Обробка тиском дозволяє одержувати деталі або їхні напівфабрикати у вигляді заготівель, близьких за формою до готових деталей, великою продуктивністю й малими відходами. Метал піддається пластичній деформації як у холодному, так і у гарячому стані [1].

Очевидно, що подальший процес машинобудування буде тісно пов'язаний із вдосконаленням способів обробки тиском. У технологічних циклах обробки тиском важливе місце займають допоміжні процеси, такі, як нагрівання, термічна обробка, очищення поверхні виробів, нанесення покриттів і т.п., тому вдосконалення технологічних процесів обробки тиском потребує одночасного вдосконалювання й допоміжних процесів [2].

У даний час спостерігається певний прогрес у розвитку ефективних технологій прокатного виробництва [8], сформовані устояні напрямки в області удосконалення механічного обладнання прокатних станів і їх ремонтів [9]. Разом з тим фахівці в області прокатки сьогодні визнають незаперечним той факт, що без ефективної системи автоматичного управління прокатним станом одержати якість металевого листа, що задовольняла б сучасним вимогам, неможливо [10, 14]. Це, в першу чергу,

пов'язано з необхідністю узгодження роботи декількох механізмів стану, що впливають один на одного.

Досліджуються показники статичної міцності і витривалості з виявленням найбільш слабких місць проектного прокатного обладнання. Останнім часом обсяг замовлень на розрахунки міцності валкових систем "Кварто" і станів існуючих станів зріс, що пов'язано з прагненням замовників розширити виробляємий сортамент, збільшити навантаження на стан і продуктивність при мінімальних вкладеннях в реконструкцію [12].

Стрімкий розвиток високотехнологічних виробничих галузей, таких як автомобілебудування і виробництво побутової техніки, супроводжується зростанням попиту на високоякісний холоднокатаний і гарячеоцинкований сталевий лист з регламентованими показниками мікротопографії поверхні, що в свою чергу потребує підвищення якості обробки поверхонь робочих валків [15].

Реконструкція цехів холодної листопрокатки з метою виробництва продукції, що задовольняє сучасним вимогам автомобільної, електротехнічної, харчової, машинобудівної, електронної та інших галузей народного господарства, є найважливішою задачею металургійної промисловості як міста Запоріжжя так і всієї України. Модернізація прокатних станів дозволить українським підприємствам ефективно конкурувати зі світовими виробниками, що особливо актуально при членстві України у ВТО, тому що значення якості продукції на зовнішніх ринках неухильно зростає.

АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД

1.1 Дослідження впливу легувальних елементів на фазовий склад жаростійких сталей, що містять 3 – 8% хрому.

Основною вимогою до легувальних елементів, які доцільно вводити до хімічного складу жаростійких сталей феритного класу, є їх хімічна спорідненість до кисню, що повинно відіграти позитивну роль на формування щільних жаростійких плівок на поверхні матеріалу.

Згідно існуючим теоріям можна виділити три принципи жаростійкого легування.

Перший принцип. Іони легувального елементу входять в кристалічну ґратку оксиду основного металу, які зменшують його дефектність і, відповідно, швидкість дифузії, і утворюють легувальний оксид. Цим пояснюється підвищена жаростійкість низьколегованих сталей і сплавів.

Другий принцип. Легувальний компонент утворює власний оксид, який має кращі захисні властивості, ніж оксид основного металу. Цим пояснюється висока жаростійкість високолегованих сталей і сплавів.

Третій принцип. Легувальний елемент з основним металом утворює подвійний оксид з кристалічною ґраткою типу шпінелю, яка має підвищенні захисні властивості. На жаростійких сплавах знайдені подвійні оксиди – шпінелі: $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, $\text{NiO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ і інші. З цим пов'язана висока жаростійкість високолегованих сплавів і сталей [1,2].

Вивчення впливу легувальних елементів на опір газової корозії дозволило встановити, що жаростійкість заліза, нікелю, кобальту і їх сплавів можна підвищити легуванням їх хромом, алюмінієм і кремнієм. При цьому встановлено, що чим більший вміст цих елементів в сталях і сплавах, тим вище їх опір окисленню [3].

Хром – основний елемент, який входить до складу жаростійких сплавів і сталей. Підвищений його вміст в залізі зміщує початок інтенсивного окислення сталі в бік високих температур. Із** цього виходить, що зі

збільшенням вмісту хрому зменшується товщина плівки, яка утворюється на полірованій поверхні сталі. На рисунках 1.1 – 1.2 показано вплив хрому на жаростійкість зразків сталі і сплавів при різних температурах нагріву в атмосфері повітря. З підвищенням вмісту хрому при всіх температурах кількість окалини, яка утворилася зменшується. Для кожної температури потрібна певна кількість хрому, яка б забезпечувала жаростійкість і подальше його збільшення в залізі несуттєве. Тому для різноманітних робочих температур рекомендується застосовувати сталі з різним вмістом хрому.

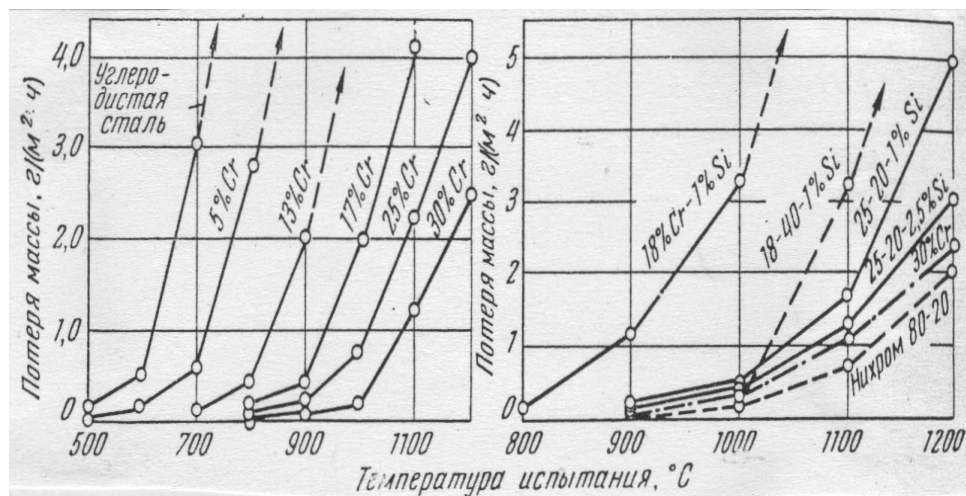


Рисунок 1.1 - Жаростійкість хромистих та хромонікельових сталей в залежності від температури випробування

Висока жаростійкість сталей і сплавів, які містять хром, обумовлена утворенням на їх поверхні дуже міцного тугоплавкого окису хрому Cr_2O_3 або окису шпінельного типу.

Металічний хром при нагріванні окисляється з утворенням єдиного окису – типу Cr_2O_3 . Цей окисел дуже стійкий в широкому інтервалі температур і має добрі захисні властивості. Відмічено, що окисна плівка, яка утворилася на поверхні металу при окисленні хрому не змінює своїх властивостей навіть при охолодженні в атмосфері водню.

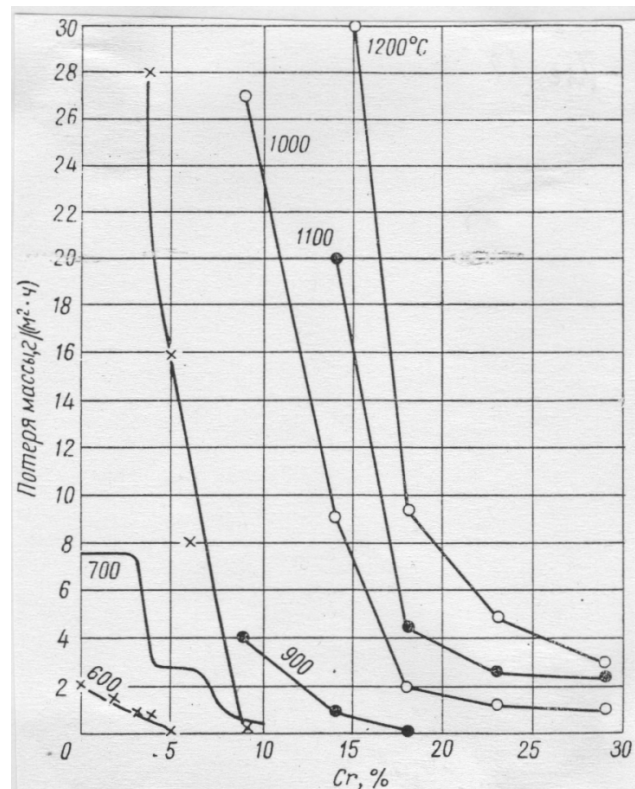


Рисунок 1.2 – Вплив хрому на втрату маси при окисленні залізохромистих сплавів (тривалість нагріву 200 год.)

В. І. Архаров [4], вивчаючи побудову окисної плівки на хромі рентгенівським методом, встановив, що в зовнішній зоні окалини при високотемпературному окисленні текстури немає, а на рентгенограмі, знятої з внутрішньої сторони, є додатковий діатропний максимум оксидної фази, який відрізняється по структурі від $\alpha\text{-Cr}_2\text{O}_3$ і від хрому. Цей максимум пов'язаний зі структурою оксидного прошарку між металом і зовнішньою поверхневою окалиною. У випадку окислення не текстурованого хрому цього максимуму при різних рівних умовах не спостерігалось. Тому В. І. Архаров вважає, що діатропний максимум пов'язаний з текстурою металу і обумовлений орієнтаційним співвідношенням між окисленим металом і утвореним окислом. Це свідчить про те, що фронт реакції при окисленні хрому – границя окалини з металом, а первинний продукт реакції – проміжна оксидна фаза. Вона утворюється внаслідок впорядкованої перебудови ґратки

метала при втіленні в неї кисневих атомів, які дифундують крізь окалину. Ця проміжна фаза, аналогічно окисненням алюмінію і заліза, була названа γ - Cr_2O_3 . Висувають пропозицію, що при окисненні хрому утворюється проміжна фаза, яка обумовлює порівняно високу його жаростійкість [1].

В залізохромистих сплавах чистий окис хрому утворюється тільки при дуже високих його вмістах, порядку 30% і вище, а при менших вмістах хрому окалина має складний склад. При окисненні 13%-вої хромистої сталі перетворення шпінелі в α - Fe_2O_3 проходить не при 225°C, а при 400 – 450°C. При дослідженні тоненьких плівок методом електронної дифракції до 700°C вюстити в окалині не знайдено. Очевидно, температури перетворення $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}_2\text{O}_3$ значно збільшуються.

Враховуючи, що α - Fe_2O_3 і Cr_2O_3 мають близькі параметри решітки, а також ідентичність формули типу Me_2O_3 , стверджують, що Fe_2O_3 і Cr_2O_3 утворюють твердий розчин. Опір окисненню залізохромистих сталей порівняно мало залежить від вмісту вуглецю. При вмісті його $\sim 0,8\%$ у сталі з 10–18% Cr спостерігається максимум жаростійкості, який пов'язаний з температурами перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$. Цей максимум знаходиться у сталях напівферитного, мартенситного класу і його майже нема у сталях феритного класу. Залізохромисті сплави більш стійкі, чим хромонікелеві сталі, проти корозії в продуктах згорання палива, яке містить сірку. В інших умовах, при одночасній дії газового і рідкого середовища при перегонці нафти, хромисті сталі мають високу стійкість.

Опір газовій корозії сплавів заліза з хромом можливо додатково підвищити шляхом додаткового легування алюмінієм, кремнієм і нікелем [5].

Вміст марганцю і кремнію складав 0,75 і 1,25% відповідно. Зразки нагрівали у муфельній електричній печі з неперервним поповненням повітря, витримували при різних температурах на протязі 100 і 1000 годин. При цьому випробування проводили за трьома варіантами: неперервно, перервно і перервно зі страхуванням. Всі зразки після дослідження ретельно оглядали

для визначення характеру окалини і потім встановлювали жаростійкість за втратою маси.

Результати випробування показали, що максимальний опір окисленню в області 870 – 1200°C у хромонікелевих сплавах може бути отримано в дуже широкому діапазоні складів. Тому, коли кількість хрому в сплаві збільшується, мінімальна кількість нікелю, яка потрібна, обов'язково зменшується, і навпаки, коли в сплаві збільшується кількість нікелю, то кількість хрому, необхідного для отримання максимального опору корозії, зменшується. З підвищенням температури мінімальна кількість хрому або нікелю, яка потрібна для максимального опору окисленню, також збільшується. Наприклад, щоб отримати достатню стійкість проти окислення при 870°C, в сплав з 40% Ni необхідно додати близько 11% Cr, аналогічно при 980°C при тій же кількості нікелю вміст хрому повинен бути ~16%, при 1100°C – не менше 18%.

Кремній має гарний вплив на жаростійкість, коли виріб нагрівається в окисному середовищі. При нагріві у відновлюючій атмосфері, наприклад в продуктах горіння колосникового або світильного газів, вплив легування кремнієм може бути незначний. В наявності водяного пара або газів, які містять велику кількість парів води, при високих температурах хромокремністі сплави підлягають руйнуванню в більш сильному ступені, ніж чисті хромисті і хромонікелеві сплави. Кремній має гарний вплив на жаростійкість хромонікелевих сталей (рис. 1.3) [6]. Легування кремнієм ніхромів типу 80 – 20 в кількості 2 – 2,5% дуже добре, як при цьому збільшується тривалість експлуатації нагрівальних елементів. При введенні кремнію у великій кількості цей термін скорочується, так як знижується температура плавлення захисних окислів, які містять малу кількість кремнію. Кисень в окисній плівці розподіляється відповідно його хімічній спорідненості з елементами, тому в окисному шарі вміст окису кремнію відносно більше, ніж окису хрому і окису нікелю.

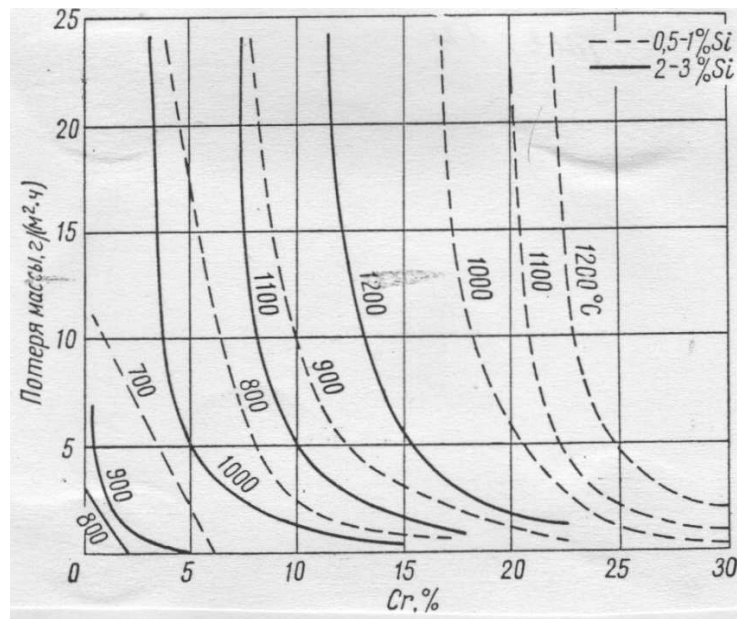


Рисунок 1.3 – Вплив кремнію на жаростійкість сталей з різним вмістом хрому

Легування 2-3% кремнію сталі 25 – 20 значно збільшує опір окисленню цих сталей в окисному середовищі продуктів горіння палива з підвищеним вмістом сірки, а також у відновлюючому середовищі конверсії металу при температурах до 1200°C.

Алюміній – найбільш ефективний легуючий елемент, який підвищує жаростійкість заліза і залізохромистих сплавів. Додавання алюмінію до заліза сприяє утворенню на поверхні сплаву окисної плівки, яка при великих вмістах алюмінію складається переважно із Al_2O_3 . При введенні 7-8% алюмінію залізоалюмінієві сплави мають таку ж жаростійкість, яку мають ніхроми типу 80 – 20.

Подвійні сплави заліза з алюмінієм майже не знайшли застосування, оскільки вони важко оброблюються, а оксидна плівка, яка утворюється на їх поверхні, що покриває вироби білим шаром і складається із Al_2O_3 , чутлива до пошкоджень. На рис. 1.4 приведено залежність жаростійкості деяких потрійних сплавів від температури в інтервалі 800-1400°C, по даним І.І. Корнілова [7].

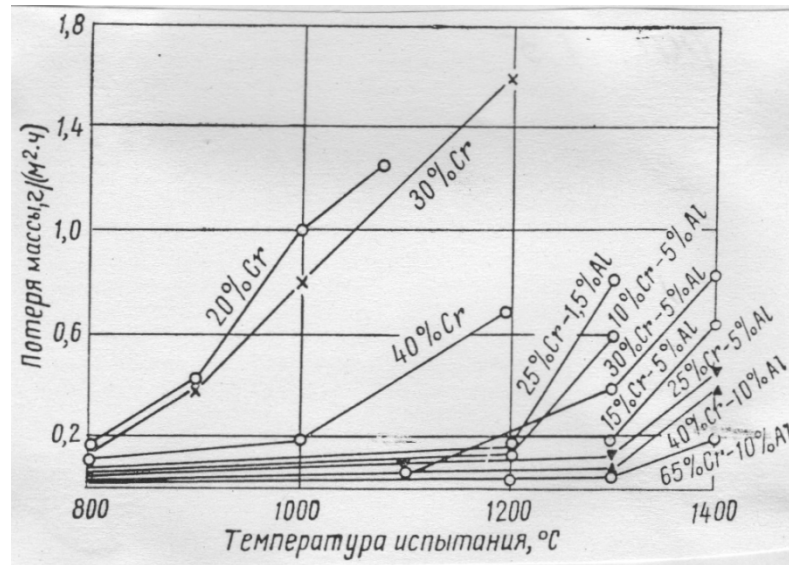


Рисунок 1.4 – Температурна залежність жаростійкості залізохромоалюмінієвих сплавів

Потрібно зауважити, що характеризувати жаростійкість залізохромоалюмінієвих сплавів тільки по втраті ваги недостатньо, так як при незадовільних співвідношеннях алюмінію і хрому на поверхні їх може виникнути місцева газова корозія у вигляді чорних точок, наприклад при 1200°C на сплавах з 10- 13% хрому і 3-3,5% алюмінію [8]. Швидкість корозії в цих містах досить велика і призводить до руйнування поверхні. В цьому випадку шар чорної окалини легко відлітає при ударі, і утворює глибокі раковини. Підвищення вмісту алюмінію при тому ж вмісті хрому зменшує схильність сплавів до утворення чорної окалини: при введенні 5-6% Al у сплави з 10-13% Cr, навіть при довгому нагріві, цього не спостерігається. Підвищення вмісту хрому має відповідний вплив, і сплав з 25% хрому і 3% алюмінію після довготривалого нагріву при 1200°C має міцну сірого кольору окисну плівку. Дослідження окисних плівок рентгенівським методом дозволило встановити, що порошок сірого кольору, який осипається нічим не відрізняється від синтетичної окисі алюмінію. Цей порошок містить 98,72% окису алюмінію, 0,68% окису хрому і 0,80% окису заліза.

1.2 Структурні особливості феритних жаростійких сталей

Одним із суттєвих недоліків феритних сталей є феритна крихкість (ФК), яку пояснюють багатьма причинами. Однак за інших рівних умов головну роль у цьому питанні багато дослідників відводять впливу атомів впровадження (вуглець і азот), їх кількості в сталі і видам стану: присутність у твердому розчині, або у фазах впровадження (карбіди, нітриди). Не останню роль при цьому відіграє форма останніх, дисперсність і розподіл у структурі сталі. Надійно встановлено, що високохромистий ферит (ВХФ) не окрихчується навіть при від'ємних температурах, якщо вміст вуглецю й азоту не перевищує 0,002 % для кожного [1]. Про вирішальну роль атомів впровадження в процесі окрихчення ВХФ зазначено також у фундаментальній роботі А.П.Гуляєва [2]. Варто мати на увазі, що окрихчення металів, які мають ОЦК ґратку, взагалі може не відбуватися, якщо в них немає домішок впровадження. Яскравим прикладом у цьому плані є лужні метали, що мають подібний тип ґратки, але не утворюють твердих розчинів впровадження [3].

Причиною такої посиленої дії домішок впровадження на ФК є мізерно мала розчинність їх в ОЦК-ґратці при кімнатних температурах.

Аналіз політермічного розрізу діаграми Fe-C-Cr з 17% хрому показує, що у випадку вмісту в цих сталях 0,1% С при досягненні температури біля 900°C в них при вихідній ферито-карбідній структурі відбувається $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворення. Це також має підтвердження при дослідженні напівферитної сталі ДИ5 [4], у якої критична температура цього перетворення відповідає температурі 875 °C. Нагрів до температури 1000 °C приводить до закінчення розчинення карбідів $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$. Причому, починаючи з 920°C, при підвищенні температури до 1150 °C зменшується концентрація вуглецю в α -фазі, тобто лінія сольвусу приймає ретроградний характер (рис. 1.5) [5]. З цих причин при нагріванні кількість γ -фази безперервно збільшується, досягає максимуму при температурі 1080-1150°C, а потім зменшується, тому що

вище цієї температури лінія сольвусу знову приймає нормальний вид і вміст вуглецю у фериті зростає з підвищенням температури нагріву.

У такий спосіб найбільш характерна риса потрійного сплаву Fe-C-Cr при 17% хрому і 0,1% вуглецю пірамідальне злиття сольвусів при температурах 920°C і 1150°C, в результаті чого вміст вуглецю у фериті спочатку зростає, потім зменшується в цьому температурному інтервалі і з подальшим підвищенням температур знову збільшується. Наявність зворотного (ретроградного) сольвусу в розглянутих сталях ще більш чітко видно на ізотермічних розрізах при температурах 1000 °C и 1150 °C (рис. 1.6) [2].

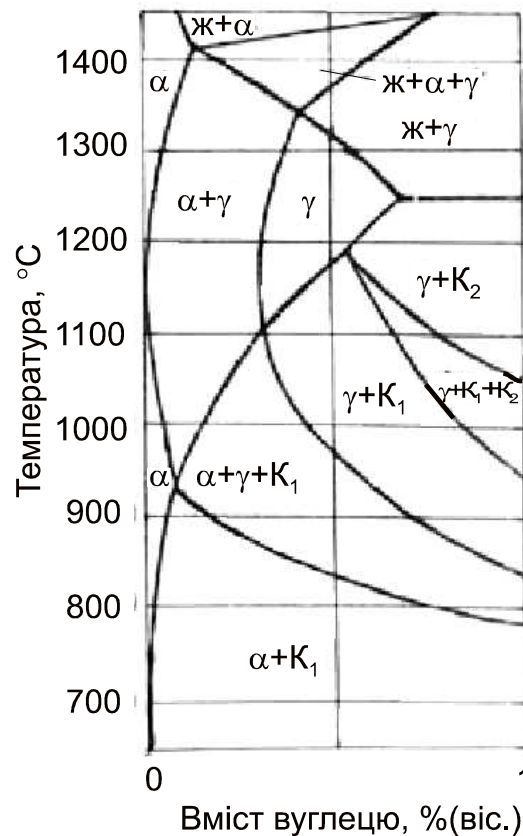


Рисунок 1.5 – Політермічний розріз діаграми Fe-C-Cr з 17 % хрому

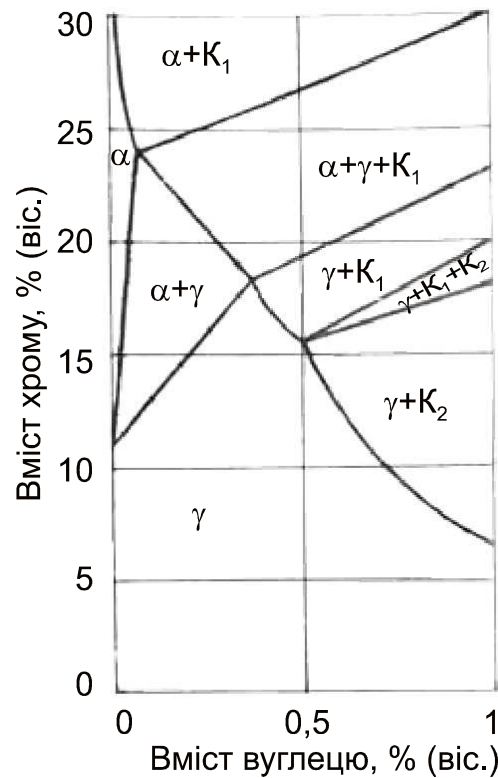


Рисунок 1.6 – Ізотермічний розріз діаграми Fe-C-Cr при 1150°C

З огляду на те, що сталі марок 08X18T1, 15X25T є по суті четверними системами Fe-C-Cr-Ti, то наявність титану в них істотно впливає на фазовий склад. Так при 0,7% Ti у потрійній системі Fe-C-Ti при такому ж вмісті вуглецю (0,1%), як і в системі Fe-C-Cr, має місце ретроградний сольвус (рис. 1.7) [2]. Починаючи з температури 720°C, розчинність вуглецю в α -фазі зменшується до температури 1150°C, нагрів вище якої знову приводить до підвищення його розчинності, тобто з'являється новий прямий сольвус. Причому, вище температури 1000°C, карбід Ti зникає, з'являється γ -фаза і структура аж до 1250°C складається з фазової суміші $\alpha + \gamma$. Кількість γ -фази спочатку наростає, досягає максимуму при 1150°C, а потім зменшується. Тобто в інтервалі температур 820-1000°C поява карбідів TiC принципово неможлива згідно положення ліній потрібної діаграми.

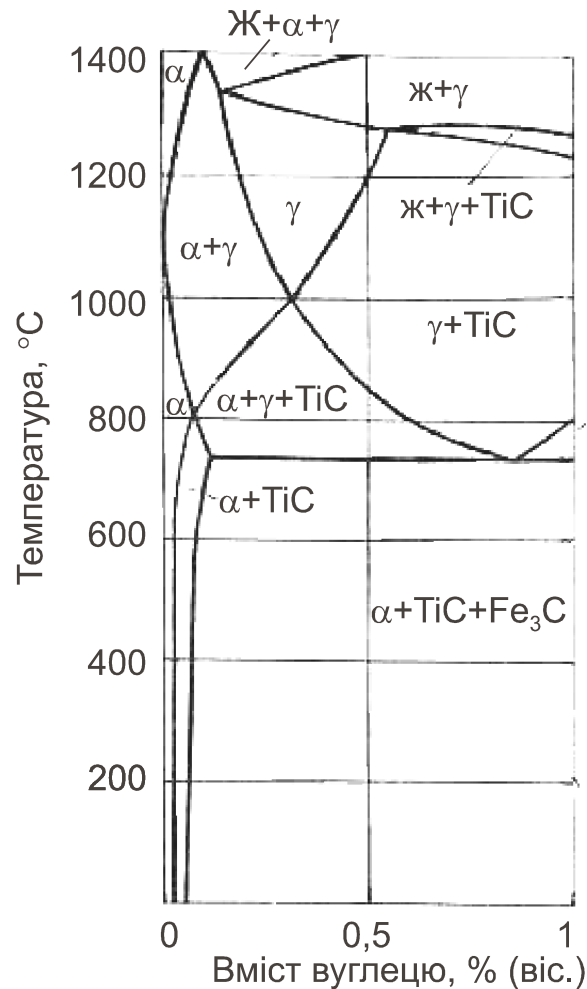


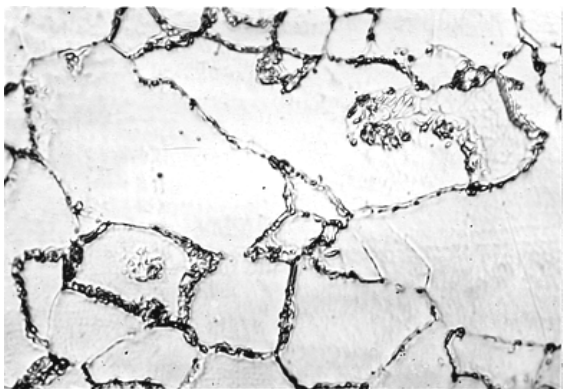
Рисунок 1.7 – Політермічний розріз діаграми Fe-C-Ti з 0,7% титану

У відпаленому стані структура в хромистих сталях, наприклад у сталі 08X18T1, при температурах 820-1000°C повинна складатися з фериту і карбідів $(\text{Fe, Cr})_{23}\text{C}_6$. При нагрівах відповідно до ходу ліній фазової рівноваги вище температури 900°C може з'явитися γ -фаза при одночасному розчиненні зазначених карбідів. Однак, у зв'язку з присутністю у твердому розчині такого сильного феритизатора як титан, утворення аустеніту пригнічується, а вуглець, що звільнився, адсорбується на дефектах і, в першу чергу, з'являється по межах зерен, що призводить до формування прошарків. Товщина цих прошарків та об'ємний вміст збільшуються до температур нагріву 1000°C, після чого змінюється їх морфологічний характер (рис. 1.8). З огляду на те, що нагрів вище 1000°C повинен призводити до появи γ -фази у системі Fe-C-Ti з 0,1 % C, треба зазначити, що у хромистому фериті титан діє вже як його стабілізатор, а це пригнічує її утворення. Варто мати на увазі, що

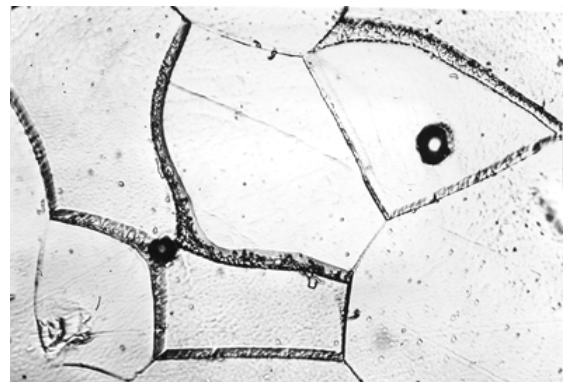
при цих температурах система вже знаходиться в області температур ретроградного сольвуса, які приводять до зниження розчинності вуглецю в α -фазі.

Таким чином, корозійностійкі феритні сталі мають схильність до ФК, яка підсилюється при збільшенні розміру зерен [6]. Основна роль у розвитку ФК належить домішкам впровадження і, в першу чергу, атомам вуглецю та азоту, розчинність яких у твердому розчині невелика і змінюється з температурою. Це призводить до несприятливих структурних змін при нагріві й охолодженні, через утворення рівноважних сегрегацій на межах зерен і субзерен або формування примежових прошарків, природа яких не визначена остаточно [4, 7]. Відпал подібних сталей приводе довиділення карбонітридів, що й сприяє зменшенню ФК, але тільки тоді, якщо карбонітридна фаза не розташовується на межах зерен. В іншому випадку внаслідок послаблення металевого зв'язку між зернами ФК може навіть підсилитися.

Раніше [8] уперше були проведені фундаментальні дослідження з ізотермічного розпаду стабілізованих титаном феритних корозійностійких сталей, з урахуванням виявлених [4] зерен прошарків, і побудовано діаграму ізотермічного перетворення переохолодженого твердого розчину (рис. 1.9).



а



б

а – 900 °С; б – 1100 °С

Рисунок 1.8 – Структура сталі марки 08X18T1 після відпалу, $\times 1000$

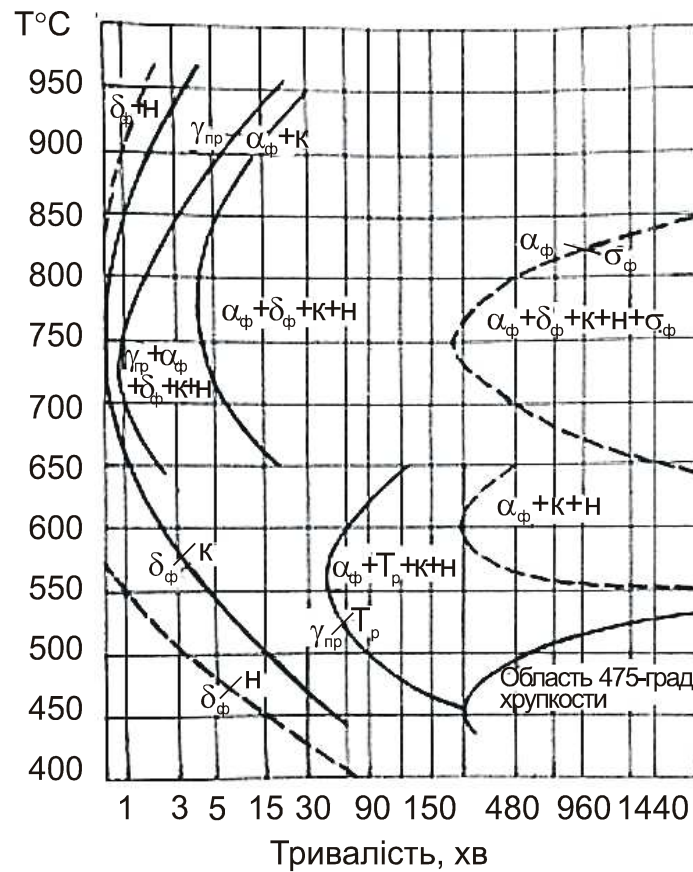
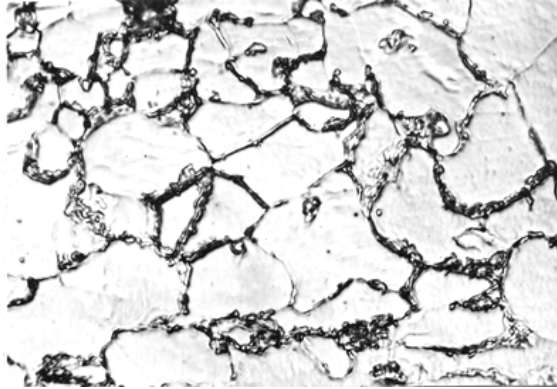


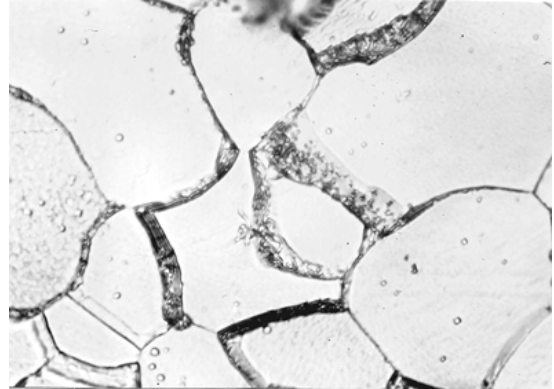
Рисунок 1.9 – Діаграма ізотермічного перетворення переохолодженого твердого розчину в сталі типу X17T

З наведених даних видно, що з фериту в першу чергу виділяються нітриди, а потім карбіди. Найбільша швидкість розпаду фериту спостерігається при температурі 750°C. Тільки потім з часом відбувається розпад прошарків, з яких на межах зерен виділяється карбід $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$. Зазначається, що в залежності від ступеня переохолодження структура продуктів розпаду прошарків неоднакова. До температур вигину С-кривої вона являє собою грубу ферито-карбідну суміш. Такий структурний стан меж зерен також було встановлено нами і під час відпалу сталі марки 08X16AMT (ДИ11) (рис. 1.10). Причому, при менших ступенях переохолодження розпад прошарків закінчується швидше, ніж при великих. Наприклад, при температурі 650 °C і нижче перетворення в прошарках не закінчується навіть за 48 годин, а самі продукти розпаду являють дисперсну ферито-карбідну суміш, котра трактується автором [8], як троостит, що підтверджено також і в

наших дослідженнях. Кінцева структура при температурах розпаду 650-450 °С складається з цього трооститу і карбідів, які виділилися з фериту раніше.



а



б

а – відпал 800 °С; б – гартування 950 °С, відпуск 400 °С – 1 год

Рисунок 1.10 – Структура сталі марки 08X16AMT, $\times 1000$

Усе це вказує на те, що ферит, який притерпів ізотермічне перетворення, є пересиченим атомами впровадження (вуглецем і азотом) твердим розчином. З огляду на С-образну форму кривих перетворення його розпад підкоряється сигмадальному (σ) закону, тобто на швидкість розпаду впливає як термодинамічний (вільна енергія Гіббса), так і кінетичний фактор (швидкість дифузії). Саме з цієї причини криві ізотермічного перетворення і набувають С-образної форми. Переохолодження до кімнатних температур твердого розчину високотемпературного складу є по суті гартування високохромистого фериту на пересичений твердий розчин, термодинамічна стійкість якого буде визначатися різницею вільних енергій Гіббса при початковій температурі нагріву T_n і кінцевій температурі T_k . З огляду на те, що розчинність вуглецю й азоту при низьких температурах є мізерно малою [9], а дифузійна рухомість у порівнянні з домішками заміщення великою, то в

такому пересиченому твердому розчині почнуться процеси розпаду (термічне старіння).

Таким чином, у неіржавіючих сталях феритного класу при нагріві й охолодженні йдуть активні процеси розчинення-виділення карбонітридної фази, що повинно впливати на механічні і технологічні властивості металопродукції.

Систематичні дослідження процесів розчинення-виділення і визначення границі розчинності вуглецю у високохромистому фериті з залученням методу внутрішнього тертя виконані на фехралі X15Ю5 [9] і сталі X25 [10, 11]. У сталі X15Ю5 встановлено наявність вуглецевого піка на кривій температурно-залежного внутрішнього тертя (ВТ) при температурі 260 °С при частоті 1Гц. На підставі величини піку ВТ показано, що гранична розчинність вуглецю при температурі 1050°С складає 0,03%, а при температурі 1150°С – 0,13%.

Ізотермічний розпад твердого розчину при температурах 950-250 °С, попередньо гомогенізованого при 1250 °С, показав, що його перетворення описується сигмадальною залежністю, а сама крива ізотермічного розпаду, як і в роботі [8], має С-образну форму. Мінімальна стійкість переохолодженого твердого розчину відповідає температурі 750 °С, коли концентрація вуглецю в ньому складає 0,003 %. При подальшому зниженні температури тривалість ізотермічного розпаду зростає в зв'язку із зменшенням швидкості дифузії. Навіть при витримці 24 год, судячи з висоти піку ВТ, перетворення повністю не завершується.

Температурні залежності процесів розчинення-виділення, близькі до розглянутих, спостерігалися в роботі [11], з тією лише різницею, що мінімум розчинності вуглецю у твердому розчині був виявлений при 650 °С і складав 0,001%С, виходячи з висоти піка ВТ при температурі 275 °С. Залежність концентрації вуглецю у твердому розчині від температури розпаду носить С-образний характер. Нижня частина цієї кривої нестабільна і зі збільшенням

тривалості ізотермічної витримки концентрація вуглецю у високохромистому фериті зменшується.

Для високохромистого фериту характерні два типи карбідів: тригональний $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ і кубічний $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$. У процесі ізотермічної витримки поступово йде карбідне перетворення – $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ у $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ – зі збільшенням температури нагрівання під гартування до 900-1100 °С. Первинні карбіди $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ починають розчинятися лише при температурі 1150 °С. Після гартування з температури 950°С виникає маса вторинних карбідів і по межах зерен утворюються характерні обійдки в результаті коагуляції вторинних примежових карбідів.

Годинна витримка при температурі 450 °С приводить до виділення з твердого розчину дисперсних карбідів $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ і $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$, а також нітридів CrN, які підвищують міцність і зменшують пластичність. Зі збільшенням температури нагріву від 550 до 850°С процес формування карбонітридної фази інтенсифікується. У цьому температурному інтервалі знаходиться мінімум розчинності вуглецю у твердому розчині (650 °С). Пластичність при цьому трохи зростає. При температурах вище 850°С карбіди і нітриди починають розчинятися, причому розчинення нітридів йде швидше [13]. Розчинення надлишкових фаз завершується при температурах вище 1050 °С. Це супроводжується підвищенням міцності і деяким зменшенням пластичності.

Динаміка структурних змін загартованого з області гомогенного стану твердого розчину (1250 °С), що не має у своєму складі титану, складається з таких структурних змін при наступному нагріві протягом однієї години:

а) при 350 °С виявляються тонкі межі зерен, вільні від виділень надлишкової фази, і збіднена на атоми впровадження примежова зона. Дрібнодисперсні виділення надлишкової фази чітко проглядаються в тілі зерна;

б) подальше підвищення температури приводить до зміни структури: по межах феритних зерен в окремих місцях починають утворюватися ланцюжки карбідів. Йде активізація процесів дифузії. За даними ВТ вуглецевий максимум зменшується з підвищенням температури аж до 650 °С, тобто вуглець виходить з твердого розчину у вигляді карбідів хрому;

в) збільшення температури відпалу до 850-950 °С призводить до утворення по межах зерен білих обійдок карбідної фази;

г) при підвищенні температури до 1050-1150 °С сітка по межах зерен розчиняється і залишаються там лише окремі округлі карбіди.

Для стабілізації феритної структури більшість феритних корозійностійких сталей у своєму складі мають такий сильний карбідоутворювач, як титан. Це змінює весь процес карбідоутворення, тому що цей елемент є не тільки карбідоутворювачем, а ще і нітридоутворювачем [14].

Якщо в системі існують умови для досягнення стану, досить близького до рівноважного, то ступінь розчинення карбідів і нітридів (фаз впровадження) визначається їх діаграмною розчинністю, тобто умовами рівноважного їхнього існування з твердим розчином. Розчинність таких фаз при обраних температурах характеризується:

- ступенем переходу елементів, що входять до складу тієї чи іншої фази, у твердий розчин, який, в свою чергу, залежить від природи карбідоутворюючого елемента;

- кількістю надлишкової фази при відповідній температурі в умовах рівноваги;

- температурою повного розчинення другої фази.

Перший з факторів залежить від хімічної природи карбідів і нітридів. Міцність зв'язку між атомами металу і неметалу в карбідах і нітридах характеризується теплотою утворення цих з'єднань при відповідній температурі, що є від'ємною складовою в рівнянні загальної зміни енергії Гіббса для реакції розчинення і, таким чином, чим більшою є теплота

утворення, тим меншим буде термодинамічний виграш при розчиненні фази впровадження. У зв'язку з цим усі карбідоутворювачі розташовуються в ряд за ступенем спорідненості до вуглецю й азоту, міцності і стійкості карбідів і нітридів, їхньої стійкості до розпаду. Титан тут посідає третє місце, поступаючись лише гафнію і цирконію.

Склад твердого розчину, в якому розчиняються карбіди і нітриди, впливає на розчинність через зміни в ньому термодинамічної активності компонентів. Карбідоутворювачі, що знаходяться у твердому розчині, збільшують міцність зв'язку вуглецю з атомами легувального елемента. Вони «притягують» до себе атоми вуглецю і зменшують його рухомість у твердому розчині. Некарбідоутворюючі елементи, навпаки, «відштовхують» від себе атоми вуглецю і підвищують його рухомість. Чим більша карбідоутворююча спроможність легувального елемента, тобто чим більше зсунутий ліворуч відносно заліза перехідний метал у періодичній системі Д.І.Менделєєва, тим у більшій мірі він знижує термодинамічну активність.

У розглянутій системі Fe-C-Cr-Ti, у відповідності до наведених міркувань, як виділення карбідів хрому з твердого розчину, так і їхнє розчинення в ньому передують з'єднанням титану у визначених температурних інтервалах і особливо при температурах нижче 800 °C, коли дифузійна рухомість атомів заміщення ще невелика, але вуглець і азот уже досить рухомі. Оскільки кількість хрому значно перевищує вміст титану в сталі, то при цих температурах відбувається переважне утворення карбідів хрому, які при більш високих температурах розчиняються, а залишаються карбіди титану. Це явище було відзначено в роботі [15], але його систематичне вивчення проведено лише в дослідженнях А.Д.Постнової із співробітниками [16]. Основні результати цих досліджень наведені в табл. 1.1.

Таблиця 1.1 – Перебіг процесів розчинення-виділення у хромистій сталі з титаном

№ п/п	Температура обробки	Процеси, що відбуваються	Способи фіксації процесів	Примітка
1	2	3	4	5
1	Безупинний нагрів промислового металу	Розчинення карбонітридів		
2	Гартування 1250 °С. Повторний нагрів 100-800 °С	Перерозподіл атомів С і N у твердому розчині, виділення з нього карбонітридів		Виходячи зі зміни розчинності виділення карбонітридів, розпочинається при температурі 450-500 °С
3	Гартування 700-1250 °С. Повторний нагрів 780 °С	Фіксація залишкового мінімально вмісту С=0.015-0.025%.		Вивчалися сталі з вмістом вуглецю 0,04-0.15%. Виділяється багато дрібних карбідів d=0,3-1,5 мкм і менше великих. Йде коагуляція дрібних карбідів.
4	Гартування 900-1280 °С.	Фіксація $C_{\max}$ у твердому розчині.	Пік Q максимальний при $t_3=1150^\circ\text{C}$	Вище за $t_3>1150^\circ\text{C}$ атоми вуглецю переходять на дислокації, виділяється карбонітридна фаза. Кількість дрібних карбідів зменшується і після гартування 1100-1150°C вони відсутні. Залишаються тільки карбіди розміром d=3-5 мкм. Вище $t_3=1250$ -1280°C виділяються карбіди d=0.2 мкм.

Продовження табл. 1.1

1	2	3	4	5
5	Гартування 1280 °С. Повторний нагрів 200- 800°С	Вивчення розпаду твердого розчину	$t_H=200-400^{\circ}\text{C}$ $\tau=15\text{хв.}$ $Q=\text{const.}$ $t_H=450^{\circ}\text{C}$ $\tau=15\text{хв.}$ $Q -$ $t_H=500-800^{\circ}\text{C}$ $\tau=15\text{хв.}$ Q зникає	Змін в структурі не виявлено. Виділення карбонітридів Виділення карбонітридів

З таблиці видно, що в феритних сталях з титаном, як і у чистохромистих, при нагріванні й охолодженні проходять процеси розчинення-виділення карбонітридної фази і дифузійний перерозподіл вуглецю у твердому розчині. Усунення поліморфізму при повному розчиненні карбонітридної фази в сталі обумовлено тільки феритоутворюючою дією хрому і титану, які пригнічують аустенітоутворюючий вплив вуглецю і азоту.

Таким чином, в залежності від температурно-часових умов обробки вуглець і азот у високохромистому фериті можуть знаходитись в різних формах:

– у твердому розчині. Прискорене охолодження може привести до його пересичення. Відбудеться гартування на твердий розчин;

– як карбонітридні фази різного складу (Me_7C_3 , Me_{23}C_6 , MeC , MeN), ступеня дисперсності, характеру розташування в структурі сталі (по межах, по зерну), щільності розподілу і різному залишковому, в залежності від температури нагрівання, вмісту атомів вуглецю і азоту у твердому розчині (різного ступеню його пересичення).

Усе це здійснює істотний, якщо не основний, вплив на пластичність і схильність до окрихчення феритних хромистих сталей, у порівнянні із впливом розміру феритного зерна. Тобто ріст зерна фериту супроводжується значною зміною структури, пов'язаною зі зміною форми стану домішок впровадження. Так, зіставляючи розмір зерна фериту та механічні

властивості після нагріву до 800-1250 °С, показано [17], що після гартування з температури 1250 °С та відпалу розмір зерна однаковий, але механічні властивості відрізняються на 15-20 %. Повторний нагрів загартованої з 1250 °С сталі призвів до збільшення ударної в'язкості на 20-25 %, а глибина витиску за Еріксоном зросла у два рази.

Важливим моментом при вивченні впливу температури нагріву на процеси розчинення-виділення є виявлення виділень зі стабілізованого титаном фериту субмікронних включень з розміром меншим за 0,2 мкм при нагріві вище температури 1250-1280 °С, кількість таких виділень зростає з підвищенням температури гартування. Вперше це було виявлено в роботі [18] і свідчить про те, що навіть при швидкому охолодженні у воді при гартуванні з температур вище 1250 °С із твердого розчину встигають виділитися включення карбонітридів. Це пов'язано зі зниженням розчинності вуглецю й азоту при температурі 1150 °С.

Аналогічне явище було виявлено у феритних хромистих сталях з ніобієм [19]. Найбільша дисперсність і щільність у розташуванні карбідів ніобію спостерігалася після гартування з температури 800 °С. Були виявлені також так звані «плівкові карбіди» на межах феритних зерен, які ідентифіковано за допомогою електронограм як карбіди хрому типу Me_{23}C_6 . Вони найбільш інтенсивно виділяються після гарячої прокатки і після гартування з температур вище 1200 °С.

Структурною умовою максимальної пластичності двофазних полікристалів, згідно робіт В.А.Мовчана, зі статично безладним розподілом частинок другої фази незалежно від властивостей матриці є умова рівності середньої відстані між частинками з їх середнім розміром. У зв'язку з цим для отримання максимальної пластичності феритних нержавіючих сталей відкритої дугової плавки має значення не тільки розмір зерна фериту, а також щільність і рівномірність розподілу вторинних виділень. Причому вплив карбонітридних виділень має переважаюче значення в порівнянні з розміром

зерна фериту [20]. Вторинні фази впровадження при цьому повинні мати розмір 1,25-2,0 мкм [21]. За умов приблизно таких же розмірів частинок карбідів і щільності їхнього розподілу ($2,8 \cdot 10^3 \text{ см}^3$) ударна в'язкість феритних сталей з ніобієм складає 1000-1600 кДж/м² [19]. Однак в цих випадках автори не вказують якою повинна бути температура нагріву для отримання вторинних фаз з такими параметрами, хоча і відзначається, що в металі з високою пластичністю ($3 \cdot 10^3 - 3 \cdot 10^4 \text{ см}^3$) і зі змішаним розміром частинок (0,2-0,7 мкм і 1-2 мкм) ударна в'язкість зменшується до 1000 кДж/м², а при утворенні по межах зерен плівкових карбідів типу Me_{23}C_6 , ударна в'язкість складає всього 60 кДж/м². З огляду на те, що плівкові карбіди з'являються при нагріванні понад 1200 °С, а мінімальна концентрація домішок впровадження у твердому розчині за даними внутрішнього тертя знаходиться при температурі 1150 °С [16], варто сподіватись, що зазначені оптимальні параметри карбонітридних фаз відповідають температурам нагріву не більших за 1000 °С. Слід зазначити, що технологічна пластичність при кімнатній температурі є високою і при розмірі вторинних фаз понад 0,3 мкм. Тільки у випадку вкрай дисперсної фази впровадження (0,1-0,2 мкм і менше) пластичність різко знижується.

Таким чином, проведений аналіз показав, що розмір зерна фериту є лише одним з декількох структурних факторів, на підставі якого намагаються судити про властивості (пластичність, в'язкість, крихкість) феритних корозійностійких сталей. В реальних умовах нагріву і визначеної швидкості охолодження крім зміни розміру зерна проходять також досить складні процеси розчинення-виділення карбонітридних фаз, які власне і впливають на зазначені властивості. Багато з цих процесів відбуваються за границями чутливості світлових мікроскопів, тому для їхнього виявлення необхідно використання більш “тонкої” експериментальної техніки.

Корозійностійкі сталі дуже часто проявляють схильність до крихкого руйнування, що пов'язують з фазовими перетвореннями: виділенням карбідів, σ -фази, утворенням мартенситу, впорядкуванням та ін. На рис. 1.11 і 1.12 приведена структурна діаграма для хромонікелевих корозійностійких сталей, на якій області вмістів з можливим проявом крихкості після тривалих витримок в інтервалі температур 700-800°C заштриховані. Аустенітні корозійностійкі сталі схильні до крихкості, пов'язаної в основному з утворенням карбідів і σ -фази. Пластичні характеристики аустенітних сталей знижуються при надмірному зростанні аустенітного зерна. Крім того, в сталях аустенітного класу може бути присутньою помітна кількість δ -ферита і утворюватися мартенситні фази, що також значно впливає на опір крихкості цих сталей. В двофазних аустеніто-феритних сталях співвідношення фазових складових фериту і аустеніту міняється в широких межах, тому проблема крихкості для цих сталей також дуже актуальна.

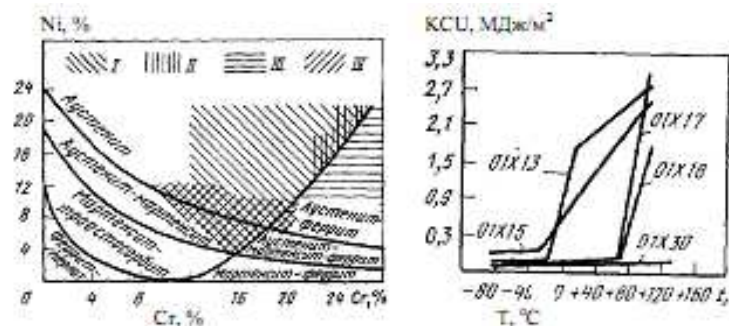


Рисунок 1.11 – Поява крихкості в хромонікелевих сталях: I-через виділення карбідів, II-виділення σ -фази із аустеніта, III- виділення σ -фази із ферита, IV-через утворення мартенситу

Найбільш схильні до різних видів крихкості хромисті стали феритного класу. Розрізняють наступні види крихкості цих сталей: холодноламкість, яка проявляється при випробуваннях на ударну в'язкість (ці сталі особливо чутливі до надрізу); крихкість після низького відпуску ("крихкість 475°C"), яка відзначається після тривалого відпуску або уповільненого

охолодження в інтервалі до 450-500°C; крихкість після тривалих витримок при температурах 600-800°C.

Холодноламкість хромистих сталей проявляється в падінні ударної в'язкості при випробуванні зразків з надрізом. У сталей промислових плавок перехід в крихкий стан спостерігається при температурах, близьких до кімнатної, зі збільшенням змісту хрому перехід в крихкий стан зміщується у бік більш високих температур. Холодноламкість цих сталей посилюється їх схильністю до надмірного зростання зерна при нагріві вище температур 850-900°C, причому крупнозернистість не усувається подальшою обробкою, оскільки в сталях відсутні фазові перетворення.

Сильний вплив на холодноламкість феритних сталей мають елементи впровадження - вуглець і азот, а також домішки - кисень, сірка і фосфор, марганець і кремній.

При високотемпературному нагріві відбувається розчинення карбідних фаз у фериті і одночасно дуже швидко росте зерно. Після швидкого охолодження ферит пересичений вуглецем, який нерівномірно розподілений в ґратці, це призводить до виникнення значних напружень і є причиною крихкості. Відповідно до висловлюваної гіпотези вуглець, азот і інші елементи при нагріві можуть скупчуватися в приграничних зонах, що супроводжується утворенням аустеніту і мартенситним перетворенням при охолодженні.

Відпал сталей при 730-780°C не усуває крупнозернистості, але зменшує крихкість завдяки утворенню і коагуляції хромистих карбідів і карбонітридів.

Введення сильних карбідоутворювальних елементів (титану, ніобію) сприяє утворенню спеціальних карбідів і перешкоджає зростанню зерна і розвитку холодноламкості феритних сталей. Позитивно впливає також застосування сучасних методів виплавки (вакуумна, ЕШП та ін.), які дозволяють швидко зменшити вміст шкідливих домішок.

Крихкість 475°C проявляється в різкому зниженні пластичності і в'язкості при одночасному підвищенні твердості і міцності (рис. 1.12). Розвиток крихкості при 475°C пов'язують з процесами впорядкування (надструктура типу Fe_3Cr) і розшарування α -твердого розчину. При розшаруванні твердого розчину відповідно до механізму спінодального розпаду утворюються когерентні частки високохромистої α' -фази. Ця фаза виділяється у вигляді дисперсних сферичних зон, які потім перетворюються в диски з габітусом, паралельним (100) фериту.

Явище сигматизації. Крихкість виникає при високому відпуску, як наслідок утворення σ -фази, яке супроводжується зменшенням магнітної проникності, зміною об'єму, ударної в'язкості і інтенсивним підвищенням твердості. Ця фаза крихка, має високу твердість, при її виділенні відбувається збіднення фериту хромом, що знижує корозійну стійкість сталі. Легування сталей кремнієм, марганцем, молібденом, титаном розширює області існування σ -фаз як за концентрацією хрому, так і за температурою утворення. Збільшення вмісту нікелю в сталях зсуває утворення σ -фази до більш високого вмісту хрому. Так, в сталі з 8% Ni σ -фаза утворюється при 18% Cr, а при 20% Ni необхідно мати 21% Cr.

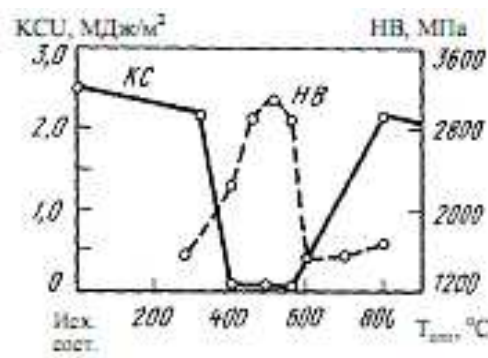


Рисунок 1.12 – Зміна ударної в'язкості і твердості сталі X25T залежно від температури відпуску

Збільшення вмісту хрому в сталях сприяє утворенню σ -фази і одночасно зміщує область її існування до більш високих температур. Попередня холодна пластична деформація сприяє виділенню σ -фази.

Швидкість утворення σ -фази з фериту значно більше, ніж з аустеніту, тому феритні і аустеніто-феритні сталі більше схильні до крихкості, пов'язаної з сигматизацією.

З питання про механізм утворення σ -фази в літературі немає єдиної думки. Передбачається, що δ -ферит може розпадатися при ізотермічній витримці з утворенням вторинного аустеніту і σ -фази. За експериментальними даними, при розпаді фериту ведучою являється σ -фаза, зростання часток якої призводить до збіднення фериту хромом і $\delta \longleftrightarrow \gamma$ – перетворенню.

Утворення σ -фази в чисто аустенітних сталях пояснюють виділенням з аустеніту карбідних фаз типу $Me_{23}C_6$, які можуть перетворюватися на σ -фазу, або можливістю безпосереднього утворення цієї фази з аустеніту. Процес утворення σ -фази протікає дуже повільно (десятки і сотні годин), проте в складнолегованих і, зокрема, в двофазних аустеніто-феритних сталях швидкість утворення σ -фази і пов'язаного з ним окрихчування може бути дуже великою.

1.3 Вплив легувальних елементів на феритну структуру та властивості

1.3.1. Вплив легувальних елементів на жаростійкість.

В якості легувальних елементів, що підвищують стійкість матеріалу до газової корозії, відомі такі як хром, кремній, алюміній. Оскільки хром є основним легувальним елементом усіх жаростійких сталей та сплавів, то його вміст відіграє найважливішу роль при утворенні оксидної плівки. Опір газовій корозії тим вищий, чим більший вміст хрому в хімічному складі сталі. Так, вже при 5% хрому сталь є жаростійкою в окислювальному середовищі до температури 600°C, а при 10% хрому – до 700-750°C.

Легування залізо хромового сплаву кремнієм позитивно впливає на жаростійкість. Утворення захисних оксидних плівок відбувається в інтервалі температур 700-900°C. На початку процесу кремній і хром окислюються

одночасно з утворенням шпінелі $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, SiO_2 і силікатів, а потім відбувається ущільнення захисного шару, внаслідок спікання оксидів кремнію і силікатів.

Алюміній найбільш ефективний легувальний елемент, який підвищує жаростійкість. Додавання алюмінію до заліза сприяє утворенню на поверхні сплаву окисної плівки, яка при великих вмістах алюмінію складається переважно із Al_2O_3 . Вміст алюмінію в складі феритних жаростійких сталей має бути обмеженим. При завищеному його вмісті, внаслідок великої хімічної активності алюмінію, відбувається складний відновний процес по відношенню до оксидів заліза і хрому. Це призводить до збагачення оксидних плівок оксидами алюмінію (Al_2O_3), що проявляється в утворенні плівок, які відшаровуються.

Таким чином, одним з найбільш ефективних способів захисту сталей і сплавів від газової і атмосферної корозії є їх легування елементами, які створюють на поверхні металу щільні захисні оксидні плівки при високотемпературному окисненні, і пасивні плівки в умовах атмосферної корозії.

Основним легувальним елементом, що підвищує жаростійкість і корозійну стійкість сплавів на основі заліза є хром. Цей елемент утворює при високотемпературному окисненні металу тугоплавкий оксид Cr_2O_3 і підвищує пасивність металу в атмосферних умовах.

Додаткове легування залізохромистих сплавів алюмінієм і кремнієм істотно підвищує їх жаростійкість. Ефект досягається за рахунок утворення оксидів Al_2O_3 і SiO_2 , які в поєднанні з оксидом хрому формують на поверхні металу захисні плівки шпінельного типу.

Слід зауважити, що вуглець значно розширює область існування аустеніту. Так, сучасне виробництво легованих сталей дозволяє зменшити вміст вуглецю до 0,02-0,04%, що в свою чергу дозволило зменшити вміст феритоутворюючих елементів, в першу чергу саме хрому

1.3.2. Вплив легувальних елементів на жароміцність.

Вольфрам і молібден в низьколегованих сталях підвищують короточасну і довготривалу міцність, а також опір повзучості сталей і фериту. У сталях аустенітного класу вольфрам і молібден підвищують тривалу міцність і опір повзучості. Наявні експериментальні дані показують, що вплив молібдену і вольфраму на жароміцність, якщо порівнювати сталі з рівною атомною концентрацією цих елементів, виявляється приблизно однаковим. Проте сталі з молібденом отримали більше поширення, і можна безпомилково вважати, що молібден є єдиним елементом, який використовується для підвищення жароміцності залізних сплавів, у тому числі і високо хромистих сталей. Ефективність легування сталей і сплавів молібденом визначається тим, що він збільшує корозійну стійкість в середовищах підвищеної агресивності, наприклад в умовах дії органічних кислот, морської води і т. д.

Позитивний вплив молібдену і вольфраму на жароміцні властивості тісно пов'язаний з їх впливом на температуру рекристалізації. Відомо, що молібден і більшою мірою вольфрам підвищують температуру рекристалізації твердого розчину, ускладнюючи тим самим дифузійні переміщення і сприяючи збереженню зміцнення сталей і сплавів при високих температурах. Швидкість дифузії молібдену і вольфраму в твердих розчинах α і γ дуже мала, причому, як і у інших елементів, вона більше у фериті, ніж в аустеніті.

Молібден має значно більшу спорідненість до вуглецю, ніж вольфрам, і утворює з вуглецем прості карбіди Mo_2C і MoC і складні карбіди самих різних складів. Здатність молібдену утворювати карбіди залежить від вмісту в сталі вуглецю. Відомо, що в сталях, що містять навіть невелику кількість вуглецю (до 0,1 %) і що не містять більше інших карбідоутворюючих елементів, ніж молібден (наприклад, Nb, Ti, V), при високих температурах і тривалому нагріванні (чи експлуатації)

відбувається перерозподіл молібдену між твердим розчином і карбідною фазою. Під дією дифузійних процесів молібден переходить з твердого розчину в карбідну фазу і в деяких випадках навіть увесь молібден, що зміцнює твердий розчин, переходить в карбідну фазу, утворюючи карбід Mo_2C . Проте завдяки збідненню твердого розчину молібденом спостерігається прискорена повзучість.

Таким чином, молібден не можна розглядати як панацею жароміцності. Використання його у збільшених кількостях при відсутності зв'язку з вмістом інших легуючих елементів може не привести до бажаного збільшення міцності і погіршити технологічні властивості таких матеріалів.

Жароміцні властивості сталі з 12% Cr зі збільшенням вмісту вольфраму і молібдену понад 0,65% знижуються або залишаються без зміни, що можна пояснити впливом цих елементів на збільшення кількості структурно вільного фериту, що різко знижує тривалу міцність.

Проте, введення у високо хромисту сталь до 4% W підвищує її опір повзучості і тривалу міцність. При тривалому нагріві такого металу з α -твердого розчину виділяється фаза Fe_2W , завдяки чому відбувається дисперсійне твердіння і підвищення жароміцності. Враховуючи це, не можна забувати, що високо хромиста сталь з 4% вольфраму є феритною і має усі недоліки цих сталей - низьку ударну в'язкість при кімнатній температурі і низькі технологічні властивості в холодному стані. Аналогічна сталь, але з 2% W містить до 50% фериту і завдяки цьому має нижчі жароміцні властивості, ніж сталі, більш економно леговані і що містять 10-15% фериту.

В сталях, одночасно легованих вольфрамом і молібденом, є присутньою фаза Лавеса, що містить одночасно вольфрам і молібден типу $\text{Fe}_2(\text{Mo}, \text{W})$. Причому вміст вольфраму і молібдену у фазі визначається їх вмістом в сталі: чим більше вміст вольфраму і молібдену в сталі, тим більша кількість фази Лавеса.

Ванадій ще більшою мірою, ніж молібден і вольфрам, звужує γ -область. Область γ в сплавах Fe - V обмежена $\sim 1\% \text{ V}$, але це значення, задані різними дослідниками, різне, що, мабуть, є наслідком неоднакової чистоти досліджених сплавів. Область $\alpha + \gamma$ тягнеться до $1,1\% \text{ V}$. Атомний радіус ванадію на 6% більший, ніж заліза, тому ванадій із залізом утворює безперервний ряд твердих розчинів за типом заміщення.

Легування фериту ванадієм дещо підвищує його твердість і міцність при кімнатній температурі. При підвищених температурах ванадій не належить до числа легуючих елементів, що зміцнюють твердий розчин. Присутність атомів ванадію в ґратці твердого розчину α призводить не до посилення, а до послаблення міжатомних сил зв'язку і не сприяє підвищенню температури початку рекристалізації.

Зміцнюючий вплив ванадію як в перлітних, так і в аустенітних сталях полягає в основному в його здатності утворювати термічно стійкі високодисперсні карбіди, що перешкоджають розвитку зсувних процесів при пластичній деформації.

У присутності вуглецю утворюються карбіди ванадію і межа існування γ -фази зрушується в область більш високого вмісту ванадію. В літературі найчастіше згадуються карбіди VC і V_4C_3 . Обидва ці карбіди мають однакові кубічні ґратки. Карбід ванадію має дуже міцні міжатомні зв'язки, внаслідок чого він дуже стійкий. Карбіди ванадію спостерігались навіть в сталях, що містять 0,01-0,02%V.

Ванадій також має велику хімічну спорідненість до азоту. Найчастіше в літературі згадується нітрид ванадію VN(21,56 %N). Цей нітрид також має кубічну ґратку. Карбід VC і нітрид VN мають однотипні ґратки з близькими параметрами, тому їх дуже важко розділити звичайним рентгенографічним дослідженням. У плавках сталі, що містить ванадій, виплавленою відкритим способом, фазовим хімічним аналізом найчастіше виявляється карбонітрид ванадію V(CN).

Дуже ефективні добавки ванадію в термічно поліпшених низьколегованих хромомолібденових сталях перлітного класу. Будучи присутнім в таких сталях в певному співвідношенні до вуглецю, ванадій зв'язує вуглець в стійкі карбіди, звільняючи тим самим молібден і сприяючи його переходу в твердий розчин.

Особливо сприятливий вплив ванадію як легуючого елементу в сталі, стійкій проти дії водню. Внаслідок великої стабільності карбіду ванадію в порівнянні з карбідом заліза межа стійкості проти дії водню зрушується до підвищених температур і підвищених тисків. Оскільки ванадій не утворює твердого розчину з карбідом заліза, повна стійкість проти дії водню досягається тільки в тому випадку, коли увесь вуглець зв'язаний з ванадієм, при меншому вмісті ванадію частина вуглецю знаходитиметься у вигляді карбіда заліза, на який водень діє більше інтенсивно. В сталях з недостатнім вмістом ванадію дія водню настає після гартування і відпуску при нижчих температурах, ніж в відпаленому стані.

Ванадій широко використовується в 12%-вих хромистих жароміцних сталях. У таких сталях, незважаючи на великий зміст інших карбідоутворюючих елементів, утворюється також карбід ванадію або карбонітрид ванадію, сприяючи тим самим їх зміцненню.

Найбільш скромну роль грає ванадій в сталях аустенітного класу. У жароміцних аустенітних сталях його вміст не перевищує 0,25-0,35%. Головною причиною цього можна вважати його негативний вплив на жаростійкість.

Ніобій є феритоутворюючим елементом, карбіди ніобію зменшують схильність сталі до росту зерна. Ніобій має високу корозійну стійкість в розчинах сірчаної кислоти будь-якої концентрації при кімнатній температурі та при 94°C в 20%-ій сірчаній кислоті. Додавання ніобію до хромонікельових сталей забезпечує захист від міжкристалічної корозії. В більшості середовищ додавання ніобію до сталі не впливає на корозійну стійкість.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Матеріали

На підставі літературних даних [2, 3], серед багатьох марок сталей, які випускають вітчизняні та закордонні промисловості, визначили номенклатуру легованих сталей, які в тих чи інших випадках використовують для виготовлення деталей, які працюють в умовах високотемпературного окислення. Для оцінки впливу хімічного складу хромистих сталей на фазовий склад були використані сталі марок 08Х8СЮТч, 03ХЗСЮ та 03Х8СЮВФМБ. Експлуатаційні характеристики сталі 03Х8СЮВФМБ оцінювали в порівнянні зі сталями марок 03ХЗСЮ та 08Х8СЮТч. Хімічний склад цих сталей за даними аналізу лабораторних плавок наведено в таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад сталей 08Х8СЮТч, 03ХЗСЮ, 03Х8СЮВФМБ

Марка сталі	Масова частка елементів, %									
	C	Cr	Si	Al	Ti	W	V	Mo	Nb	Fe
08Х8СЮТч	0,08	7,5	1,2	0,57	0,4	-	-	-	-	решта
03ХЗСЮ	0,03	3,6	1,2	0,57	-	-	-	-	-	решта
03Х8СЮВФМБ	0,03	8,1	1,0	0,63	-	0,55	0,47	0,55	0,57	решта

2.2 Методика досліджень

Метою досліджень була розробка хімічного складу сталі феритного класу, що володіє високою жаростійкістю, достатньою корозійною стійкістю і технологічністю при виробництві холоднокатаного листа та виготовлення з нього деталей шляхом штампування - витяжки.

У ході роботи досліджувався вплив ряду легуючих елементів на структуру і властивості сталі, що містить 7-10% хрому.

Для встановлення оптимального змісту цих легуючих елементів, були виплавлені дев'ять лабораторних плавок змінного хімічного складу, на матеріалі яких проведено комплекс випробувань службових властивостей.

У ході експерименту розглядався вплив Si, Al, Ti, W, V, Mo, Nb на основний параметр оптимізації - жаростійкість та контролюючі параметри оптимізації - відносне подовження і твердість. Крім цього проведено дослідження структури сплавів. Обробку результатів досліджень проводили за допомогою методу математичного планування експерименту, методика якого докладно викладена в роботі Спиридонова і Васильєва [73].

Виходячи з поставленого завдання основним параметром оптимізації є отримані значення жаростійкості матеріалу, а контролюючими параметрами оптимізації - відносне подовження і твердість.

При проведенні експериментів у цій роботі, були використані сучасні методи досліджень структури, фізико-механічних, експлуатаційних і технологічних властивостей матеріалу. Проведено стендові і ходові випробування експлуатаційних властивостей вузлів системи вихлопного тракту автомобілів.

Результати досліджень дозволили визначити хімічний склад жаростійкої сталі феритного класу, що володіє оптимальним поєднанням експлуатаційних і технологічних властивостей.

2.2.1 Математичний аналіз впливу легувальних елементів на отримання феритної структури

В основу науково-технічної розробки поставлено завдання створення низькохромистої та низьковуглецевої сталі з оптимальними експлуатаційними властивостями: достатнім рівнем корозійної стійкості в атмосферних умовах та жаростійкості в агресивних середовищах.

Зменшення вмісту вуглецю до 0,02-0,04 % дає можливість, при збереженні схеми легування економно легованих жаростійких сталей, розробити та отримати матеріали, що найбільш ефективно відповідають умовам експлуатації конкретних виробів. Під впливом підвищених температур та агресивного середовища на поверхні сталі утворюються тонкі щільні плівки, де вміст легувальних елементів значно перевищує їх вміст у складі сталі. Основними елементами, які забезпечують жаростійкість, є хром, кремній та алюміній. Помітний ефект утворення жаростійких плівок спостерігається при вмісті хрому, починаючи з 2%, кремнію – з 1 %, алюмінію – з 0,6 % [6].

На підставі аналізу хімічного складу, механічних та технологічних властивостей листових матеріалів, які застосовуються у конструкціях виробів, що працюють в агресивних середовищах при температурі до 400°C, були визначені границі вмісту легувальних елементів при розробці хімічного складу низькохромистої сталі для глушників автомобілів та інших виробів.

Для визначення раціональної схеми легування було створено лінійний план експерименту. Згідно цього плану були отримані плавки з різним вмістом таких легувальних елементів як хром, кремній та алюміній. З урахуванням трьох факторів впливу, було отримане лінійне рівняння в кодовому масштабі зі множинним коефіцієнтом кореляції, який був більше за 0,95; крім цього була знайдена середньоквадратична похибка коефіцієнтів цього рівняння з урахуванням рототабельності дисперсії дослідів. Відповідна інформація щодо цих дій наведена у табл. 2.3 та 2.4.

Таблиця 2.3 – Кодування факторів ортогонального центрального плану експериментів 2^3

Інтервал варіювання рівень факторів	X_1 (Cr, %)	X_2 (Si, %)	X_3 (Al, %)
Верхній рівень (+)	5,0	2,1	1,1
Нульовий рівень (0)	3,0	1,4	0,75
Нижній рівень (-)	1,0	0,8	0,4
Інтервал варіювання, Δ	2,0	0,6	0,35

Для переводу факторів у кодований масштаб використовували стандартне співвідношення (2.1)

$$X_j = \frac{X_j \pm X_j^0}{\Delta_j}, \quad (2.1)$$

де індекс j відповідає певному фактору впливу, а позначення $\pm$ – обраному рівню (верхньому – (+), нижньому – (-))

Кількість дослідів, необхідна для побудови плану склала: $N = 2^{k-p}$,

де k – число незалежних змінних;

p – кількість взаємодій у повному факторному експерименті типу 2^k , замінена новими факторами.

Таблиця 2.4 – Ортогональний центральний план експериментів 2^3

№ досліджу	X ₁ (Cr, %)	X ₂ (Si, %)	X ₃ (Al, %)	X ₁ * X ₂ (Cr * Si, %)	X ₂ * X ₃ (Si * Al, %)	X ₁ * X ₃ (Cr * Al, %)	y $\Delta m \cdot 10^{-4}$
1	+	+	+	+	+	+	2,2
2	+	-	+	-	-	+	2,1
3	-	+	+	-	+	-	2,0
4	-	-	+	+	-	-	2,4
5	+	+	-	+	-	-	2,8
6	+	-	-	-	+	-	3,2
7	-	+	-	-	-	+	2,7
8	-	-	-	+	+	+	3,4

2.2.2 Математичний аналіз впливу легувальних елементів на експлуатаційну надійність

Для визначення раціональної схеми легування було створено лінійний план експерименту. Згідно цього плану були отримані плавки з різним вмістом таких легувальних елементів як вольфрам, ванадій, молібден та ніобій. З урахуванням чотирьох факторів впливу, було отримане лінійне рівняння в кодовому масштабі зі множинним коефіцієнтом кореляції, який був більше за 0,95; крім цього була знайдена середньоквадратична похибка коефіцієнтів цього рівняння з урахуванням рототабельності дисперсії дослідів. Відповідна інформація щодо цих дій наведена у табл. 2.4 та 2.5.

Таблиця 2.5 – Кодування факторів ортогонального центрального плану експериментів 2^4

Інтервал варіювання рівень факторів	X_1 (W, %)	X_2 (V, %)	X_3 (Mo, %)	X_4 (Nb, %)
Верхній рівень (+)	0,8	0,9	1,5	0,8
Нульовий рівень (0)	0,65	0,75	1,25	0,65
Нижній рівень (-)	0,5	0,6	1,0	0,5
Інтервал варіювання, Δ	0,15	0,15	0,25	0,15

Для переведу факторів у кодований масштаб використовували стандартне співвідношення (2.2)

$$X_j = \frac{X_j \pm X_j^0}{\Delta_j}, \quad (2.2)$$

де індекс j відповідає певному фактору впливу, а позначення $\pm$ – обраному рівню (верхньому – (+), нижньому – (-))

Кількість дослідів, необхідна для побудови плану склала: $N = 2^{k-p}$,

де k – число незалежних змінних;

p – кількість взаємодій у повному факторному експерименті типу 2^k , замінена новими факторами.

Таблиця 2.6 – Ортогональний центральний план експериментів 2⁴

№	X ₀	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	X ₁ X ₂	X ₁ X ₃	X ₁ X ₄	X ₂ X ₃	X ₂ X ₄	X ₃ X ₄	y
												Δm_{**1}
1	+	-	-	-	-	+	+	+	+	+	+	2,6
2	+	+	-	-	+	-	-	+	+	-	-	3,6
3	+	-	+	-	+	-	+	-	-	+	-	2,5
4	+	+	+	-	-	+	-	-	-	-	+	3,4
5	+	-	-	+	+	+	-	-	-	-	+	2,7
6	+	+	-	+	-	-	+	-	-	+	-	3,8
7	+	-	+	+	-	-	-	+	+	-	-	2,8
8	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	3,7

2.2.3 Ділатометричний аналіз

Випробування на ділатометрі Шевенара

Нагрівання супроводжується термічним розширенням, яке пов'язано із збільшення міжатомної відстані в кристалічній ґратці металів і сплавів. Різниця питомих об'ємів фаз і структур також супроводжується розширенням або стискуванням. Розширення або стискування за рахунок фазових перетворень часто превалює над змінами об'єму за рахунок термічного впливу. В зв'язку з цим при температурах фазових перетворень спостерігається стрибкоподібна зміна об'єму, лінійних розмірів коефіцієнта розширення. Це дозволяє виявити температури фазових перетворень (критичні точки), об'ємні ефекти, які при цьому спостерігаються, розрахувати коефіцієнти термічного розширення.

Вивчення лінійних змін (довжини) зразків проводиться за допомогою спеціальних приладів - ділатометрів, а метод дослідження одержав назву ділатометричного. В сучасній дослідницькій практиці найбільше розповсюдження знайшли оптичні кварцові ділатометри.

Кварцові ділатометри використовують до температури 1100°C . Для кращого виявлення навіть незначних лінійних ефектів фазових перетворень оптичні ділатометри, як правило, працюють за диференціальною схемою. З цією метою вони комплектуються набором головок, котрі дозволяють в тому числі змінювати збільшення по координатним осям.

Для компенсації термічного розширення зразка, котре може приховати невеликі ефекти фазового перетворення, використовують еталони. При визначенні КТР заліза, нікелю і їх сплавів застосовують еталон із сплаву пірос.

Будова приладу

Одним з найбільше розповсюджених в заводських лабораторіях приладів для визначення критичних точок і коефіцієнта термічного розширення є ділатометр Шевенара (рис. 2.1).

Прилад має дві основні частини: головку і реєструючий апарат (фотокамера). В головці ділатометра є дві кварцові трубки T_1 і T_2 . Один її кінець впаяний у фланець, котрий пригвинчується гвинтами M_1 і M_2 до металевої підставки. В трубку T_1 вміщується еталон E_1 , а в трубку T_2 зразок, який досліджується. Розмір еталону і зразка: діаметр 3,5 мм, довжина 50 мм. Основне призначення еталону компенсувати повністю або частково термічне розширення зразка. При цьому краще помітити наявність фазового перетворення.

Зразок і еталон одним кінцем спираються в закриті кінці кварцових трубок T_1 і T_2 , а другим - в кварцові стрижні (t_1 і t_2). Термічне розширення зразка і еталона при нагріванні передається кварцовим стрижням t_1 і t_2 і металевим стрижням C_1 і C_2 із сплаву інвар і далі рухомим опорам P_1 і P_2 оптичного важеля L , на котрому укріплено увігнуте дзеркальце M . Оптичний важіль L виконаний у вигляді металевої пластинки з трьома гострими виступами, які розташовані по вершинам прямокутного трикутника. Два вістря спираються

на рухомі стрижні C_1 і C_2 , а третє на нерухомий стрижень C . При розширенні зразка або еталона оптичний важіль L під їх тиском відходить від свого початкового положення, а при їх скороченні - рухається в зворотному напрямку під дією пружини. Попередньо на трубки T_1 і T_2 з еталонами і зразком насувається трубчаста піч, яка рухається на полозках.

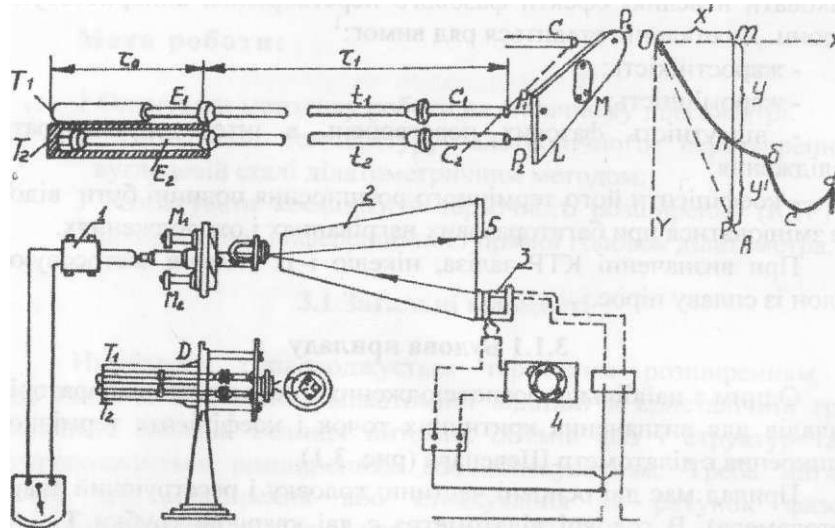


Рисунок 2.3 - Принципова схема ділатометра Шевенара

Перед початком досліду головку ділатометра з боку дзеркальця присувають до камери. З другого кінця камери від електричної лампочки направляється через діафрагму пучок світла. Після проходження через лінзу він попадає на дзеркальце головки ділатометра і, відбившись від нього, утворює на матовому склі 5 світлову точку. При нагріванні зразок і пірос розширюються і тим самим через всю рухому систему приводять до руху дзеркальце. Світлова точка при цьому зміщується.

Досліджуваний зразок і еталон розширюються в більшості випадків по різному і в зв'язку з цим світлова точка від кожного з них рухається в протилежні боки (рис. 2.3). Тому крива, яку описує світлова точка при спільному розширенні еталона і зразка буде мати складний характер, котрий визначається різницею їх коефіцієнтів розширення.

Методика визначення коефіцієнта температурного лінійного розширення:

Перед початком роботи необхідно:

-помістити в верхню трубку еталон, а в нижню зразок, який випробується;

-тупими кінцями кварцових стрижнів пересунути еталон і зразок до упору в самі кінці кварцових трубок (для уникнення пошкодження дна кварцових трубок переміщення зразка і еталона шляхом нахилу трубок категорично забороняється);

-вістря кварцових стрижнів помістити в заглиблення, які є в металевих стрижнях. За допомогою гвинтів M_1 і M_2 приєднати фланець до корпусу металевої підставки;

-дзеркальце M разом з оптичним трикутником помістити на рухомі важелі P_1 P_2 і нерухомий важіль P_3 ;

-за допомогою гвинтів, які є на опорах P_1 і P_2 , установити дзеркальце так, щоб світлова точка на матовому склі знаходилась в лівому верхньому куту екрана. Для зняття ділатограми матове скло можна замінити фотокасетою з плівкою або наклеїти на матове скло прозору кальку. В цьому випадку відмітити олівцем початкове положення світлової точки. Для відкреслення лінії OA за допомогою гвинта опори P_1 змістити світлову точку вниз, олівцем зафіксувати її положення і потім повернути на початкове місце;

-електричну піч по полозкам насунути на кварцові трубки.

Ввімкнути піч тумблером "ОГеп". Наявність роботи печі контролюється по відхиленню стрілки амперметра.

В процесі роботи печі іде розігрівання зразка з еталоном і їх довжина змінюється. При цьому світлова точка переміщується. Для фіксації переміщення світлової точки і отримання лінії необхідно через кожні 2...3 мм

ставити олівцем крапки. Розігрівання проводиться до температури 1000°C. Після цього піч пересувається по полозкам в ліве крайнє положення, і зразок з еталонем охолоджується на повітрі. Фіксується траєкторія руху світлової точки і записується ділатометрична крива охолодження. За допомогою градуїровочної лінійки, яка відповідає даній ділатометричній головці 814, отриману ділатометричну криву градуують по осям X (температура) і У (зміна довжини). При градуюванні враховують початкову температуру зразка (близько 20°C). По перегинам на ділатометричній кривій судять про наявність критичних точок.

Коефіцієнт лінійного розширення можна визначити в температурних областях, в яких не відбуваються фазові перетворення. Різниця видовжень еталона і зразка:

$$\Delta l = l_m - l_n.$$

Відрізок Δl_m пропорційний розширенню еталона, Δl_n - видовженню зразка.

Середній коефіцієнт розширення зразка $\alpha_{зр}$ при використанні диференційної схеми розраховують по формулі (для Fe_α "-", для Fe_γ "+")

де α_e - середній коефіцієнт розширення еталона;

$\alpha_{кв}$ - середній коефіцієнт розширення кварцу;

K_1, K_2 - коефіцієнти оптичного збільшення приладу по координатним осям X і Y;

dy, dx - розміри катетів в мм прямокутного трикутника на ділатограмі в температурному інтервалі, де розраховується .

Визначення середніх коефіцієнтів в інтервалі температур має сенс лише в тому випадку, якщо та чи інша частина ділатограми близька до прямої лінії[7]. Коефіцієнти термічного розширення еталону із сплаву пірос наведені в табл. 2.6

Коефіцієнт термічного розширення кварцу між 0 і 1000°C дорівнює $0,55 \cdot 10^{-6}$ 1/град. Коефіцієнти збільшення K_1 і K_2 по координатним осям X і Y для ділатометричної головки SN відповідно дорівнюють 145,3 і 319,25.

Таблиця 2.7 - Значення коефіцієнта термічного розширення матеріала еталона (піроса), $\cdot 10^{-6}$

t, °C	0	50	100	150	200	250	300	350	400	450
1/град	12,8	13,05	13,25	13,35	13,55	13,71	13,95	14,47	14,45	14,7
t, °C	500	550	600	650	700	800	900	1000	1100	
1/град	14,9	15,18	15,41	15,65	15,87	16,31	16,74	17,14	17,50	

Під час роботи ділатометра, починаючи з моменту виведення на робоче місце світлового зайчика, прилад необхідно оберегти від різких струсів.

2.2.4 Металографічний аналіз

Для металографічних досліджень структури матеріалів вирізали зразки розмірами 25×10×3 мм. Мікрошліфи виготовляли із зразків, які були вирізані паралельно напрямку прокатки. Після шліфовки їх механічно полірували та щавили в реактиві Вілелла. Дослідження мікроструктури проводили на мікроскопі МІМ – 8М при збільшеннях $\times 200$.

2.2.5 Мікрорентгеноструктурний аналіз

Використовували два методи досліджень: структурний і ділатометричний. Структурні дослідження проводили на холоднокатаних зразках лабораторних плавок розмірами 20x30x1, 5мм, які полягали в дослідженні фазового складу структури зразків після нагріву їх при температурах 800-1200 °С через кожні 100 °С, витримці 1хв. на 1 мм перерізу з охолодженням у воді і відпустці при 400 °С протягом 1 години.

Ділатометричні дослідження проводили на оптичному ділатометрі Шевенара, для чого з металу лабораторних плавок виготовляли зразки розмірами $\varnothing$ 3,5x50 мм.

Знімали диференціальні ділатограми з зразків кожної лабораторної плавки, на підставі яких судили про наявність поліморфного $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -перетворення.

2.2.6 Випробування механічних властивостей

Випробування на розтяг проводили згідно ГОСТ 1497-84. Використовувалася розривна машина «Ейвері» з установкою пружини на 24кН і записом діаграми розтягування. Випробування твердості проводили на твердомірі «Роквелл» при навантаженні 30 кг з подальшим перерахунком значень твердості, відповідних навантаженню 100 кг.

2.2.7 Випробування жаростійкості

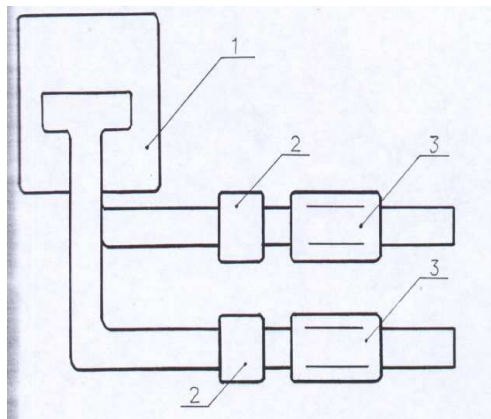
Жаростійкість випробовували на різних матеріалах:

- сталі 08Х8СЮТч для випробування її жаростійкості як в повітряному середовищі, так і в продуктах горіння палива;

- в порівняльних випробуваннях жаростійкості використовували зразки із сталей 08Х8СЮТч, 03ХЗСЮ, 03Х8СЮВМБФ.

Виготовлення зразків, їх підготовку та обробку результатів проводили згідно з ГОСТ 6130 – 71. Порівняльні випробування жаростійкості вказаних марок сталей в повітряному середовищі проводили при температурі 700 °С та витримці 2000 годин. Для кожного виду випробування готували по 5 зразків розміром 50×25×1,4 мм.

Порівняльні випробування жаростійкості в середовищі відпрацьованих газів автомобілю виконували на спеціальній установці, яка уявляє з себе стенд на базі карбюраторного двигуна автомобіля ЗІЛ – 130 з підключеною до нього контролюючою апаратурою (рис. 2.4).



1 – двигун; 2 – місце установки пристосувань зі зразками; 3 –
нейтралізатори

Рисунок 2.4 – Схема установки для випробувань зразків на жаростійкість в продуктах горіння автомобільного палива

Зразки встановлювали в спеціальне пристосування касетного типу, яке розташовувалось в випускний колектор двигуна. Режим випробування – періодичний з загальною тривалістю 200 годин.

Для прогнозування жаростійких властивостей сталі 08Х8СЮТч за параметричним методом проводили випробування жаростійкості при

температурах 550, 700, 850 °C та постійному часі витримки – 100 годин, а також при постійній температурі – 700 °C та витримках 100, 500, 1000, 2000 годин в повітряному середовищі.

Щоб судити про жаростійкість металів, необхідно уміти правильно розраховувати характеристики цієї властивості металів.

Слід зазначити передусім, що доки не існує задовільної термінології в галузі жаростійкості металів. Зазвичай кількісно жаростійкість металів рекомендується описувати так званими "показниками корозії". Більш підходящим терміном є "характеристики корозії", а в розглядаємій приватній галузі корозійних процесів - "характеристики жаростійкості".

Глибинний показник корозії P пропонується для характеристики глибини корозійного руйнування металу за певний час. Рекомендується виражати його одиницею виміру - мм/рік. Отже, під глибинним показником корозії розуміється середня її швидкість, що обчислюється в певних одиницях.

Негативний показник зміни маси металу:

де $(m_0 - m)$ - втрата маси металу за час випробування t , яка визначається за різницею початкової маси m_0 і маси металу після видалення продуктів корозії m ;

S - поверхня металу, що піддалась окисленню.

Позитивний показник зміни маси металу :

де $(m_0 - m)$ – збільшення маси металу за час t , викликане утворенням плівки оксидів.

З цих виразів виходить, що обидва показники зміни маси, що кількісно виражають зміну маси металу, віднесену до одиниці часу і одиниці поверхні, характеризують так само як і глибинний показник, швидкість корозійного

процесу. Тому між показниками Π і ρ існує зв'язок і вони можуть бути перераховані один в іншій за наступною формулою:

$$\rho = \frac{\Pi}{\delta}$$

ρ

де ρ – щільність металу;

δ – вимірюється в $\text{г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$,

ρ – в $\text{г}/\text{см}^3$, а Π – в $\text{мм}/\text{рік}$.

До числа показників корозії, що також характеризують швидкість процесу, відноситься і об'ємний показник:

де V —об'єм поглиненого кисню, приведений до нормальних умов (температура 0°C , тиск 760 мм рт. ст.);

t - час окислення металу;

S – окислена поверхня металу.

Рекомендуються для використання на практиці показники корозії, що називаються, як і P , глибинними (ГОСТ 6130-71), але вони не відносяться до одиниці часу і, отже, не характеризують швидкість корозії. Таким показником є глибина проникнення корозії:

$$h = \frac{\Delta q}{\rho * 100} ,$$

де Δq - зменшення маси, віднесене до одиниці площі окисленої поверхні металу, $\text{мг}/\text{см}^2$;

ρ - щільність металу, $\text{г}/\text{см}^3$.

Розрахована за цією формулою глибина проникнення корозії виражається в міліметрах.

Величину глибини проникнення корозії по ГОСТ 6130-71 рекомендується також обчислювати за експериментальними даними, які характеризують збільшення маси металу :

$$h = \frac{C * \Delta q'}{\rho * 100} ,$$

де $\Delta q'$ - збільшення маси, віднесене до одиниці площі окисленої поверхні металу, $\text{мг}/\text{см}^2$;

C - коефіцієнт, що характеризує співвідношення величин збільшення і зменшення маси цього металу :

В той же час глибину проникнення корозії рекомендується визначати не лише розрахунком, але і безпосереднім визначенням зміни розмірів металевого зразка, якщо це можливо.

В роботі використовувалась методика, яка базується на визначенні позитивного показника привісу маси.

Таким чином:

- При дослідженні експлуатаційних властивостей матеріалу використовувались стандартні методики, що забезпечило порівняння отриманих результатів з результатами, які були отримані в інших роботах.
- Порівняльні методи випробувань жаростійкості, корозійної стійкості сталей дозволило визначити їх переваги та недоліки.
- З ОСОБЛИВОСТІ ВИРОБНИЦТВА ЛИСТОВОЇ МЕТАЛОПРОДУКЦІЇ В УМОВАХ МЕТАЛУРГІЙНОГО ПІДПРИЄМСТВА “ЗАПОРІЖСТАЛЬ”
- Цех холодної прокатки № 1 (ЦХП-1) призначений для виготовлення холоднокатаної продукції з вуглецевої, легованої і нержавіючої сталі розмірами:
 - листи холоднокатані: 0,5 - 2,0×850 - 1500×1400 - 3800 мм;
 - листи гарячекатані труєні: 1,0 - 3,0×1000 - 1500×1800 -4200 мм;
 - смуга холоднокатана в рулонах: 0,5 - 2,0×850 -1550 мм.
- Травильне відділення містить у собі три травильних лінії №1, №2 і №3, у яких відбувається процес видалення окалини з поверхні смуг.
- Лінії №1 і №2 спеціалізуються на травленні смуг з вуглецевої і легованої сталі; №3 - смуг з нержавіючої сталі.

- Травильні лінії складаються з 4-х травильних ванн й допоміжного обладнання: розмотувачів, окалиноломачів, моталок, зварювальних машин, ножиці для обрізки кінців смуг тощо.
- На травильній лінії №1 встановлена дресировочна кліть ДУО для полегшення видалення окалини.
- Після гарячої прокатки метал охолоджується 2 - 3 доби. Температура рулонів перед травленням не більше ніж 100° С. Травлення смуг ведеться в розчинах сірчаної кислоти каскадним методом.
- Свіжа кислота й вода через калібровані шайби безупинно надходять у ванну №3. З 3-ї ванни надлишкова кислота переливається у ванну №2 тощо.
- Травильна лінія №3 спеціалізується на обробці смуг з нержавіючих сталей, складається з травильних ванн, лужної печі-ванни з розплавом їдкого натру і селітри з температурою 400° С. Розплав забезпечує «виламування» окалини за рахунок своєї високої температури. У травильних ваннах застосовується крім сірчаної кислоти також і азотна кислота. Ванни травильної лінії №3 працюють у періодичному режимі, тобто вони заповнюються свіжими розчинами, які після вироблення зливаються, а ванни «заряджаються» знову.[40]
- Смуги з вуглецевої сталі зварюються на травильних лініях №1 і №2, смуги нержавіючої сталі в лінії №3 «зшиваються».
- До складу прокатного відділення входять безперервний чотирьох клітьовий стан 1680, а також реверсивні стани 1680 і 1200.
- Безперервний чотирьох клітьовий стан 1680 – один з головних прокатних станів ЦХП-1 - складається з 4-х послідовно розташованих клітей-кварто, які складаються з двох опорних і двох робочих валків, допоміжного обладнання, поворотного пристрою, розмотувача, моталки барабанного типу тощо.

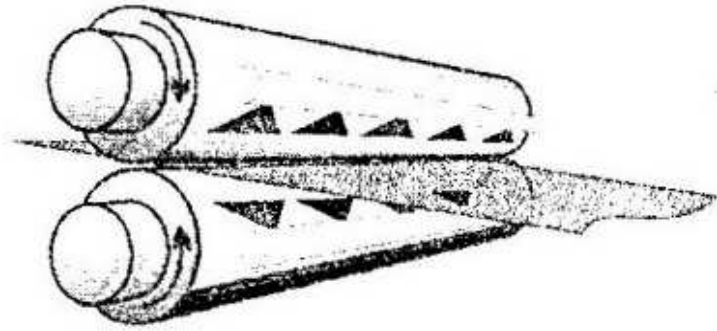
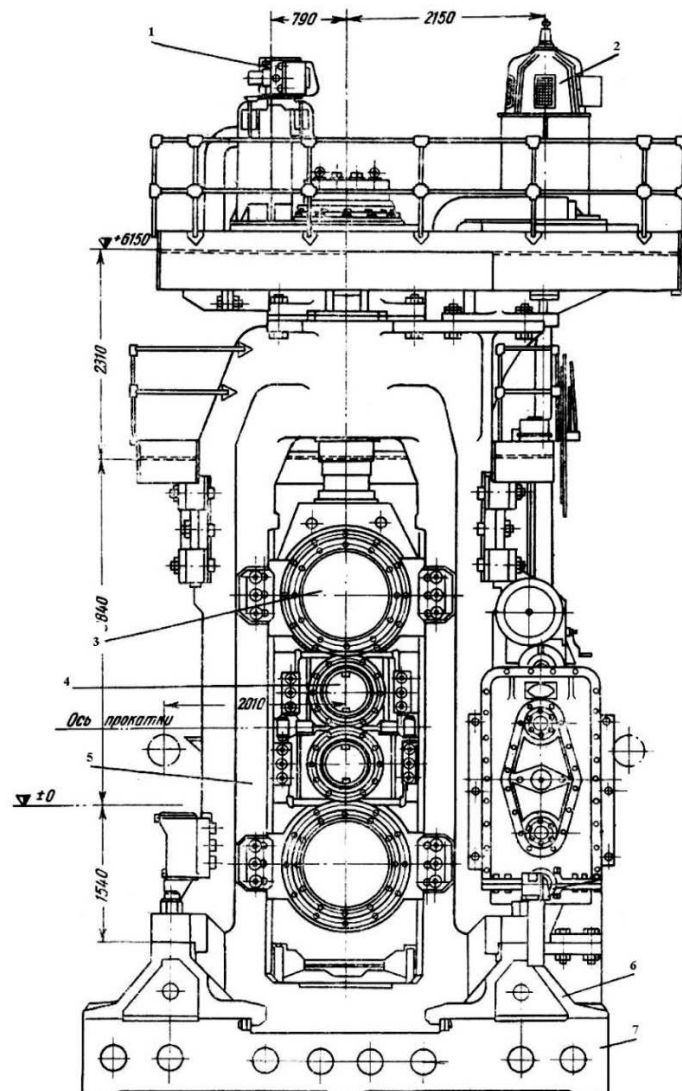


Рисунок 3.1 Схема прокатки листового металу

- Реверсивний стан 1680 складається із кліті кварто й допоміжного обладнання.
- На відміну від безперервного стану, реверсивний стан обладнаний двома моталками, розташованими по обидва боки стану, які створюють натяг при прокатці.



- 1 - сельсин датчик, 2 - натискний пристрій, 3 - опорний валок,
- 4 - робочий валок, 5 - станина, 6 - кріпильні лабети, 7 - плитовина.

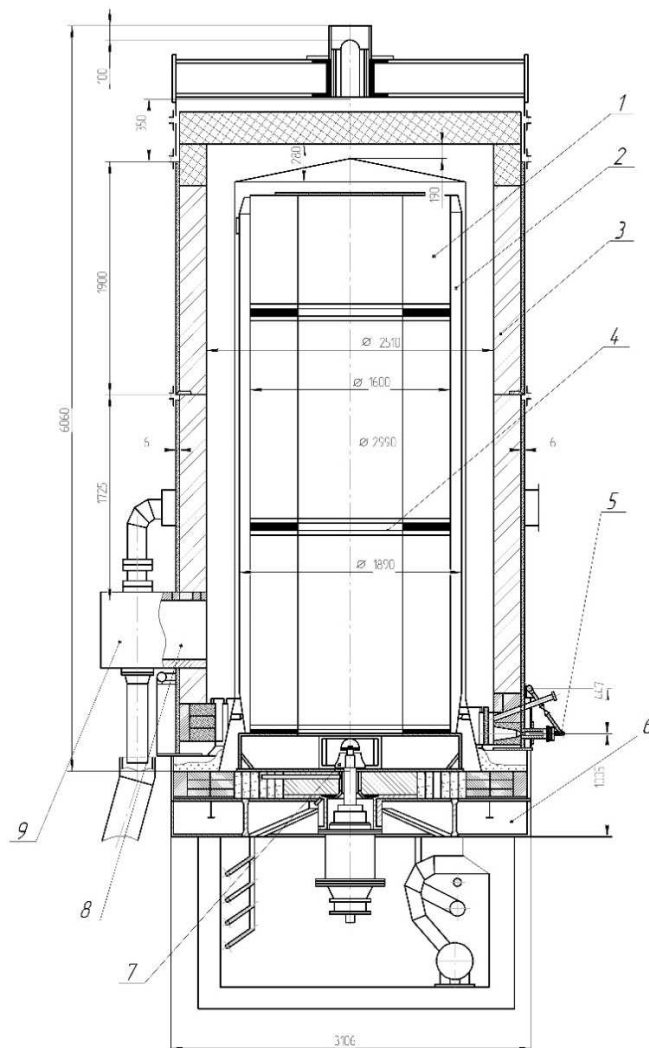
- Рисунок 3.2- Прокатна чотирьохвалкова кліть

- Настроювання стану повинне забезпечити:
 - одержання смуги необхідної товщини, рівномірної в поперечному перерізі й по довжині;
 - оптимальний натяг смуги між клітьями стану й моталкою;
 - дотримання режиму обтиснень, передбаченого інструкцією;
 - установку валків у горизонтальній площині.
- При зміні обтиснень у процесі настроювання стану необхідно відрегулювати швидкості прокатних двигунів реостатом тонкого регулювання таким чином, щоб натяг смуги між клітьями залишався незмінним. При заміні (перевалці) валків необхідно враховувати різницю в діаметрах між заваленими й виваленими валками й відповідно до цієї різниці (більшої або меншої) зробити коректування швидкості приводів реостатом тонкого регулювання, щоб натяг між клітьями залишався незмінним
- Відпал холоднокатаних рулонів виробляється в одностопних ковпакових печах у захисній атмосфері.
- Піч складається зі стенда, муфеля й нагрівального ковпака. Один ковпак обслуговує 3 стенди. У відділенні встановлено 252 стенда, згрупованих в 16 блоків: 14 блоків по 15 стендів і 2 блоки по 21 стенду. До складу кожного з 14 блоків входять 15 муфелів і 6 ковпаків, а до складу кожного 21 стенду входять 21 муфель і 8 ковпаків.[30].
- Блоки мають автономну систему подачі природного й захисного газів, повітря, електроенергії, води. Максимальний діаметр рулону, що відпалюються 1600 мм, максимальна висота стопи 4700 мм. Печі обладнані також контрольно-вимірювальною апаратурою, що забезпечує задані режими відпалу. Якщо навантаження прокатних

двигунів перевищують допустимі, необхідно перерозподілити обтиснення, або швидкості по клітках.

-
-
-
-

-
-



- 1 – стопа рулонів, 2 – муфель, 3 – переносний нагрівальний ковпак,
- 4 – конвекційні прокладки, 5 – пальник, 6 – стенд, 7 – вентилятор,
- 8 – димове вікно, 9 – ежектор.

- Рисунок 3.3 Піч ковпакова

- 3.1 Технологічна схема виготовлення холоднокатаного листа.

- Підкатом для стану холодної прокатки служать гарячекатані смуги товщиною 1,8 - 3,0 мм, змотані в рулони масою до 15 т, що надходять по підземному конвеєру з травильного відділення. Травлення вуглецеві сталі роблять у ваннах із сірчаною кислотою, що діє на окалину по реакціях:
- Прокатку тонких смуг раціонально вести з урахуванням одержання невеликої коробуватості в середній частині смуги, що при подальшому дресируванні добре правиться.[42].
- В безперервно-травильному агрегаті виконується обрізка бічних кромek, покриття маслом і згортання травленої смуги в рулон. Після травлення рулони по транспортеру відправляються на склад травлених рулонів.
- Зі складу травлені рулони за допомогою мостового крана подаються до безперервного чотирьох клітьового стану 1680.
- Технологічний процес прокатки складається з подачі рулонів до стану, настроювання стану, задання смуги у стан, прокатки металу.
- Призначені для прокатки рулони укладаються електромостовим краном на приймальний пристрій стану, що являє собою похилий жолоб з трьома упорами.
- Укладання рулонів здійснюється таким чином, щоб при скочуванні рулону у напрямку ухилу прийомного пристрою рулон не розмотувався.
- При послідовному опусканні пневматичних упорів, розташованих уздовж прийомного пристрою, рулони скачуються під дією сили тяжіння. При опусканні упору рулон надходить на поворотний пристрій.
- На поворотному пристрої рулони повертаються навколо вертикальної осі на 180° і по гравітаційному рольгангу поворотного пристрою надходять на скидач рулонів.

- Установка рулонів різної ширини на скидач в потрібному положенні щодо поздовжньої осі розмотувача здійснюється упором з буфером, що переміщується.
- Нахилом скидача від пневматичного циліндра рулон скачується в люльку розмотувача, де повертається в положення, зручне для відгинання кінця смуги, і, залежно від його діаметра, одночасно піднімається або опускається за допомогою люльки на рівень конусів розмотувача.
- Рулон центрується конусами, і за допомогою електромагнітного відгибача кінець смуги відгинається в крайнє верхнє положення для заправлення в тягнучі ролики.
- Після перевалки робочих валків включається натискний механізм і опускається верхній опорний валок. Коли навантаження на двигун натискного механізму досягають 20 - 40 А, поштовхом провертаються робочі валки й перевіряється обертання опорних валків. Якщо один з опорних валків не обертається, то знову включається натискний механізм і валки додатково притискаються (приблизно до 50 А) до повного їхнього зіткнення.[30]
- Як тільки опорні валки почнуть обертатися, здійснюється запуск стану; при цьому оборотні валки рясно поливаються емульсією по всій довжині бочки. При зіткненні валків емульсія між робочими валками буде віджиматися від середини до країв бочки або до країв верхніх робочого й опорного валків.
- Валки вважаються встановленими правильно, без перекосу, якщо відстані по краях валків у місцях проходу емульсії рівні.
- Контроль за правильною установкою валків у кліті в процесі прокатки здійснюється за напрямком переднього обтиснутого кінця смуги при виході його із кліті. Напрямок переднього кінця смуги після виходу з першої, другої, третьої й четвертої клітей (строго по осі прокатки) свідчить про відсутність перекосу валків.Зсув смуги

усувається регулюванням натискних гвинтів: при зсуві смуги праворуч від осі прокатки необхідно підняти лівий гвинт або опустити правий, при зсуві смуги ліворуч - підняти правий або опустити лівий.

- Після регулювання валків на паралельність вони встановлюються в умовне нульове положення, що відповідає притисненню обертових валків з навантаженням на двигуни натискних гвинтів приблизно 20 - 40 А. Величина навантаження являє собою суму зазорів і пружних деформацій деталей робочої кліті.
- Настроювання стану на прокатку смуги необхідної товщини здійснюється на першому рулоні партії і виконується вальцювальником стану.
- Налаштування стану здійснюється в такий спосіб:
 - а) робочі валки встановлюють у положення умовного попереднього притиснення, що характеризується показаннями амперметрів двигунів натискного пристрою;
 - б) на тахометрах «настроювання стану» кожної кліті встановлюють швидкість прокатки, при цьому реостати «тонке регулювання» повинні перебувати у середньому положенні;
 - в) вхолосту підвищують швидкості клітей до робочої й порівнюють їх із заданими на тахометрах. У випадку невідповідності отриманих швидкостей заданим, їх коректують до одержання необхідних;
 - г) задають передній кінець смуги в 1-у кліть і регулюють обтиснення в ній по вимірах товщини смуги ручним мікрометром, а потім регулюють обтиснення в наступних клітях, використовуючи показання приладів, що контролюють натяг смуги;
 - д) після розподілу обтиснень по клітях, вальцювальником перевіряються величини натягів між клітями й навантаження прокатних двигунів для того, щоб вони не перевищували допустимі.

- Якщо навантаження прокатних двигунів перевищують допустимі, необхідно перерозподілити обтиснення, або швидкості по клітях.
- При зміні обтиснень у процесі настроювання стану необхідно відрегулювати швидкості прокатних двигунів реостатом тонкого регулювання таким чином, щоб натяг смуги між клітями залишався незмінним. При заміні (перевалці) валків необхідно враховувати різницю в діаметрах між заваленими й виваленими валками й відповідно до цієї різниці (більшої або меншої) зробити коректування швидкості приводів реостатом тонкого регулювання, щоб натяг між клітями залишався незмінним.
- Після настроювання стану на заданий режим прокатки показання продукти метрів на всіх клітях встановлюється в нульове положення. Зміна в показаннях продукти метрів здійснюється вальцювальником у випадку, якщо смуга, що виходить з кліті не буде відповідати товщині, зазначеній в режимі обтиснень.
- Відхилення в режимі обтиснень по клітях стану при тих самих показаннях продукти метрів можуть бути з причин:
 - зміни теплового режиму робочих і опорних валків;
 - зміни товщини підкату;
 - зміни спочатку встановленої величини натягу між клітями;
 - зміни швидкості прокатки.
- Керування товщиною смуги в процесі прокатки здійснюється АСУТП (можливо й ручне керування за допомогою УП головного поста).
- Відігнутий електромагнітним відгибачем кінець смуги притискається знизу до тягнучого ролика. Після цього під низ смуги підводять два опорних ролики, які разом з тягнучим роликом утворюють 3-х роликову правильну машину. Смуга подається на стаціонарний стіл і на заправочній швидкості подається у валки

стану. Після захоплення переднього кінця смуги валками, на смугу опускається верхня рама прес-проводки.

- Перед заданням смуги в стан бічні розсувні проводки (перед першою кліттю) повинні бути встановлені на ширину смуги.
- Після захоплення переднього кінця смуги валками 1-ї кліті починається прокатка смуги.
- При проході переднього кінця смуги через стан для одержання заданої в режимі обтиснень товщини після кожної кліті необхідно збільшити обтиснення в 1, 2, і 3-й клітках. З цією метою натискні гвинти першої кліті необхідно опустити на 0,7 - 1,0 мм, другої кліті - на 0,5 мм, третьої кліті - на 0,3 мм нижче встановленого для даного розміру нульового положення.
- При захопленні переднього кінця смуги валками 4-й кліті натискні гвинти 1-й, 2-й і 3-й клітей піднімаються до початкового нульового положення.[16].
- Задання переднього кінця смуги у валки стану, прокатка його в 1, 2, 3 і 4-й клітках, задання в зів барабану моталки виконується на заправочній швидкості. При цьому вальцювальник попередньо наструює стан на певну товщину за показниками ручного мікрометра.
- При прокатці переднього кінця рулону в 1-й і 4-й клітках варто добитися виходу смуги із клітей з невеликою коробуватістю. Подальше коректування площинності смуги здійснюється на робочій швидкості.
- Передній кінець смуги заводиться в зів барабану моталки. Після того, як моталка із заправленим переднім кінцем смуги зробить 1,5 - 2 оберти, оператор головного посту заводить на смугу ізотопний товщиномір і одночасно переводить стан на робочу швидкість. Оператор стежить протягом всієї прокатки за

показаннями товщиноміра й при необхідності вносить відповідне коректування в зазор валків.

- При прокатці зварних рулонів передбачений автоматичний і ручний режими прокатки ділянки звареного шва. При автоматичній роботі відбувається вповільнення стану перед ділянкою звареного шва методом фіксації міток (отворів) у кромки смуги за допомогою фотоелектричного датчика до обраної заправної швидкості з автоматичним впливом (опусканням) натискних гвинтів
- 1-й, 2-й, 3-й і 4-й клітей. Здійснюється повернення натискних гвинтів у вихідне положення після пропуску звареного шва. При виході звареного шва з 3-й кліті відбувається автоматичний розгін стану [24].
- При ручному керуванні прокаткою звареного шва після одержання звукового сигналу оператор розмотувача повинен сповільнити швидкість прокатки до 2 - 2,5 м/с і натиснути кнопку «обтиск шва», при цьому натисканні гвинти 1-й і 2-й клітей опускаються на 0,4 - 0,6 мм; 3-й клітей - на 0,3 - 0,4 мм; 4-й кліті - на 0,1 - 0,2 мм нижче їх нульового положення.
- Перехід стану на робочу швидкість здійснюється після виходу шва з 3-й кліті.
- Керування прокаткою заднього кінця смуги здійснюється автоматично або вручну. При автоматичному керуванні на певній відстані від заднього кінця смуги відбувається вповільнення стану до заправочної швидкості: при цьому включається натискні гвинти 1 - 4-й клітей на додаткове обтиснення заднього кінця на величину залежно від товщини прокатуємої полоси:
- Програма додаткового обтиснення заднього кінця рулону встановлюється перемикачами на пості розмотувача.
- При виході заднього кінця смуги з 1-ї кліті й зникненні натиснення між 1-ю і 2-ю клітями (а потім між 2-ю і 3-ю клітями) на наступних

між клітьових проміжках натяг зберігається, і величина його коректується перемикачами, установленими на постах 3-ї і 4-ї клітей. При ручному керуванні прокаткою заднього кінця смуги перед виходом його з розмотувача (коли в розмотувачі залишається приблизно 5 - 6 витків) необхідно попередньо знизити швидкість стану, одночасно із цим на натискні гвинти 1-й і 2-й клітей опустити на 0,4 - 0,5 мм, 3-й кліті - на 0,2 - 0,3 мм, 4-й кліті - на 0,1 - 0,2 мм нижче нульового положення. При подальшому зниженні швидкості до заправочній повторно опускаються натискні гвинти 1-й і 2-й клітей до одержання заданої товщини смуги. Після виходу заднього кінця смуги із кліті робочі валки встановлюються у вихідне для даного профілю положення для приймання наступної смуги.

При розриві смуги між клітьями необхідно перед заданням розірваної смуги у валки обрізати рваний кінець смуги (ручними ножицями).

- Величина натягу смуги між клітьями регулюється залежно від навантаження на двигуни стану. Навантаження на двигун моталки при змотці рулонів для різання на летучих ножицях установлюються залежно від розміру смуги в межах 1000 - 1700 А. Величина навантаження на двигун моталки при змотці рулонів, що направляють на відпал для запобігання зварювання витків повинна відповідати зазначеній в таблиці 5.
- Таблиця 3.1 Величини навантажень на двигун моталки

Товщина смуги, мм	Навантаження на двигун моталки (в амперах) для смуг шириною, мм.			
	1000	Св. 1000 до 1100	Св. 1100 до 1250	Св. 1250 до 1400

0,5	300	300	—	—
0,6	350	400	—	—
0,7	400	450	500	550
0,8	450	500	550	650
0,9	500	550	650	700
1,0	550	600	700	800
1,1	600	700	800	850
1,2	700	750	850	950
1,3	750	800	900	1050
1,4	800	850	1000	1100
1,5	850	950	1050	1200
1,6	900	1000	1100	1250
1,7	1000	1050	1200	1350
1,8	1000	1100	1250	1400
2,0	1100	1200	1400	1600

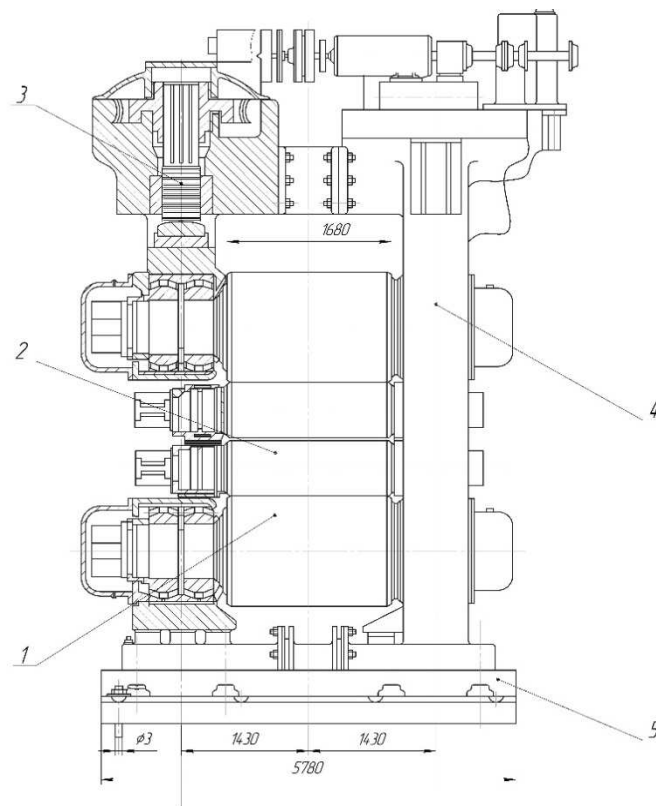
-
- Прокатку тонких смуг раціонально вести з урахуванням одержання невеликої коробуватості в середній частині смуги, що при подальшому дресируванні добре правиться.
-
- Контроль товщини полоси, що прокатується здійснюється:
- а) на заправній швидкості - ручним дисковим мікрометром типу МЛ, точність виміру 0,004 мм. Заміряється товщина переднього й заднього кінців смуги;

- б) на робочій швидкості - ізотопним товщиноміром типу РТ7015 - по відхиленнях стрілки приладу, встановленого на головному пості керування.
- При відхиленні стрілки товщиноміра (на головному пості) на плюс від номіналу, необхідно збільшити рівномірно обтиснення в 1, 2, 3 і 4-й клітках; при відхиленні стрілки приладу на мінус від номіналу, обтиснення в цих клітках зменшуються. При увімкненій АСУТП регулювання товщини здійснює керуюча підсистема АСУТП.
- Товщиномір заводиться на смугу створення натягу між 4-й кліткою й моталкою після намотування 1,5 - 2 витків, а виводиться зі смуги при виході заднього кінця смуги з 3-й клітки автоматично або вручну.
- Рулон, знятий з моталки, транспортується візком до похилого жолоба прийомного пристрою й перекидається на нього; при цьому зникаючі упори перебувають у піднятому положенні.
- При поверненні візка знімача під моталку опускається упор № 1, і рулон по жолобі скачується до упору № 2. Після опускання другого упору рулон скачується на підняту решітку прийомного рольганга. Решітка з рулоном опускається, і рулон встановлюється на транспортний рольганг.
- Рулони, призначені на відпал, по транспортному рольгангу надходять до кантувача, де кантуються у вертикальне положення й потім встановлюються на ланцюговий транспортер. З ланцюгового транспортера електромостовим краном вони перевантажуються на трансферкар для передачі в термічне відділення. У якому холоднокатані рулони піддають рекристалізації, тобто відпалу в захисній атмосфері. Відпал вуглецевих сталей здійснюється в ковпакових печах при температурі 650 – 730° С.

- Після відпалу рулони направляються в дресировочне відділення. Дресування смуг здійснюють за один прохід без змащення, що може викликати нерівномірність обтиснення.
- Після дресування рулони надходять на спеціальні агрегати поперечного різання або поздовжнього різання (АПР). Після різання листи сортують на придатні, другий сорт, беззамовлені й брак. Тому що холоднокатані листи чутливі до атмосферної корозії, їх змазують антикорозійною змазкою, а потім упаковують. Упаковані пачки листів зважуються й відправляються на склад.

3.2 Обладнання що використовується.

- Безперервний чотирьох клітьовий стан 1680 - складається з 4-х послідовно розташованих клітей кварто, які складаються з двох опорних і двох робочих валків, а також допоміжного обладнання: прийомного пристрою, поворотного пристрою, розмотувача, моталки барабанного типу тощо.

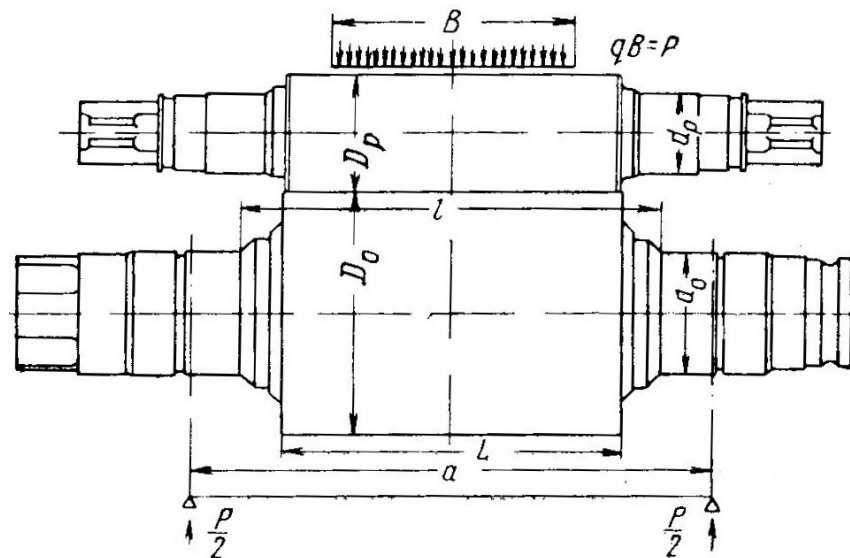


- 1 – опорний валок; 2 – робочий валок; 3 – натискний гвинт;
- 4 – станина; 5 – плита вина.

- Рисунок 3.4 Чотирьохвалкова кліть безперервного стану «1680».
- Поворотний пристрій призначений для прийому рулонів з прийомного пристрою, повороту його навколо вертикальної осі на 180° і подачі на скидач рулонів.
- Скидач рулонів призначений для прийому рулонів з поворотного пристрою, правильної установки його щодо поздовжньої осі розмотувача й скидання рулону в люльку розмотувача. Скидач складається з люльки-рольганга й пристрою, що переміщається.
-
-
-
-
- Таблиця 3.2 Характеристика електродвигунів.

№ кліті	Потужність двигуна, кВт.	Число оборотів двигуна, об/хв.	Струм якоря, А.	Межі швидкостей прокатки, м/с.
1	3300	110/200	5610	2,75 – 5
2	3300	160/280	5580	4 – 7
3	3300/2800	220/330/380	5550/4700	5 – 8, 3 – 9,5
4	2 x 1650	200/450	2 x 2820	5 – 10

-
-
- Напруга в мережі - 630В.
- Привід валків від електродвигунів здійснюється через проміжні вали із зубчастою муфтою, шестеренну кліть і шпindelну сполуку.



- Рисунок 3.5 Валки безперервного стану «1680»

-
- Робочі валки - цільноковані із загартованою поверхнею бочки. Опорні валки- з насадними бандажами. Зрівноважування верхніх опорних і робочих валків виконується за допомогою гідравлічної системи з тиском масла 105 атм. Тиск у системі гідродомкрата перевалки опорних валків 175 атм.
- Розмотувач призначений для правильної установки рулону щодо поздовжньої осі стану, повороту рулону в положення, що забезпечує можливість захоплення зовнішнього кінця смуги електромагнітним відгибачем, відгинання кінця смуги й завдання його в прес-проводку. Розмотувач складається з люльки, центруючого механізму, електромагнітного відгибача й опорних роликів. Привід валків здійснюється від електродвигунів.

- Таблиця 3.3 Характеристика валків безперервного стану.

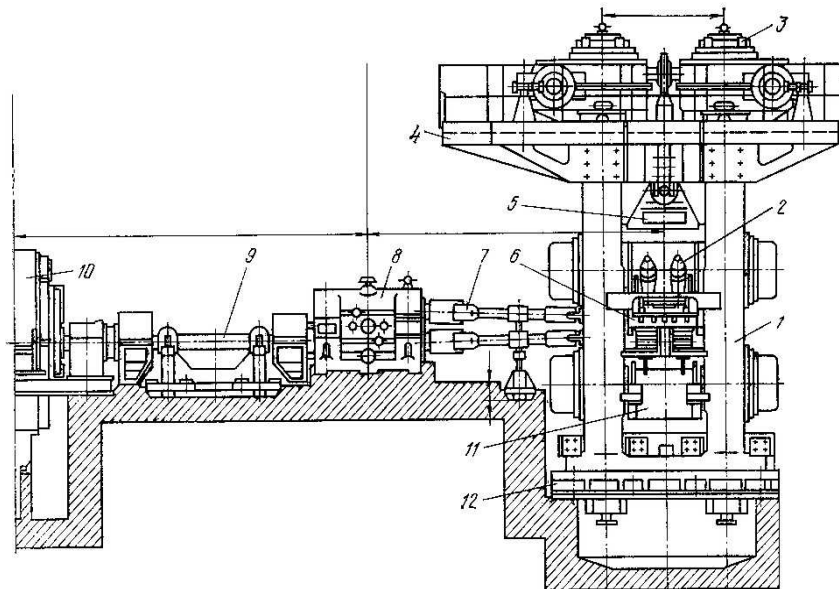
Вид	Діаметр	Довжина	Вага валка, т	Тип підшипників
-----	---------	---------	---------------	-----------------

валків	бочки, мм	бочки, мм		
Робочі	510	1680	3,12	роликові
Опорні	1300	1680	23,6	рідинного тертя

-

- Роликова прес-проводка призначена для створення натягу смуги перед першою кліттю в процесі прокатки. Вона складається з верхньої й нижньої рам, вузла роликів діаметром 140 мм і напрямного пристрою. У верхній рамі встановлено п'ять рядів роликів, у нижньому чотири ряди. Підйом рами здійснюється за допомогою пневматичного циліндра. Переміщення прес-проводки при перевалці валків здійснюється за допомогою гідравлічного циліндра. Привід переміщення бічних роликів - за допомогою двигуна або вручну.

-

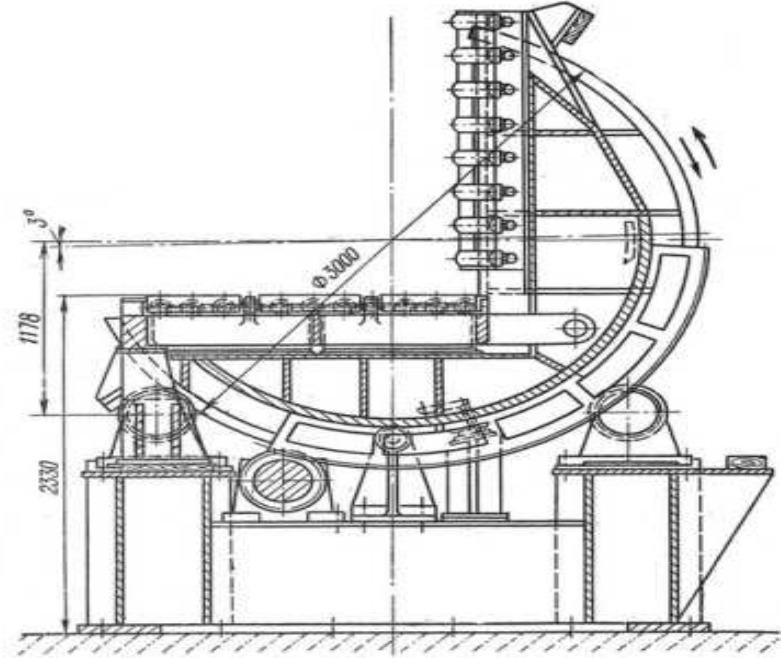


-

- 1 – станина; 2 – робочі та опорні валки с подушками; 3 – натискний механізм; 4 – площадка нажимного механізму; 5 – гідравлічний прилад для урівноваження верхнього опорного валка с подушками; 6 – плоский стіл; 7 – універсальні шпинделі;

8 – шестеренна кліть; 9 – проміжний вал; 10 – електродвигун; 11 – робоча кліть; 12 – плитовини.

- Рисунок 3.6 Робоча лінія чотирьох валкової кліті безперервного стану.



- Рисунок 3.7 Кантувач рулонів.

- Змотувач барабанного типу призначений для змотування прокатоної смуги й створення натягу смуги при прокатці. Діаметр барабана в розжатому стані 760 мм. Відкидна опора моталки при знятті рулону повертається на 90° за допомогою гідравлічного циліндра діаметром 160 мм і робочим ходом 340 мм.
- Знімач рулонів призначений для зняття рулонів з барабану змотувача і подачі його в прийомний жолоб. Він складається з візка з рухливою вилкою, люльки, горизонтального циліндра й рухливого настилу.
- Лінія прибирання рулонів від стану призначена для приймання рулонів від знімача змотувача й передачі їх у проліт термічного відділення й складається з наступних вузлів:

- а) жолоба прийомного пристрою зі зникаючими упорами, вбудованими в похилий жолоб і призначеними для втримання рулону на жолобі;
- б) прийомного не приводного рольганга з хиткою решіткою, призначеною для прийому рулону, що скачується з жолоба, і подачі його на прийомний приводний рольганг;
- в) кантувача з вмонтованим в нього піднімальним столом, призначеним для прийому рулонів, що надходять по транспортному рольгангу, і кантування їх у вертикальне положення;
- Зсув смуги усувається регулюванням натискних гвинтів: при зсуві смуги праворуч від осі прокатки необхідно підняти лівий гвинт або опустити правий, при зсуві смуги ліворуч - підняти правий або опустити лівий.
- Після регулювання валків на паралельність вони встановлюються в умовне нульове положення, що відповідає притисненню обертових валків з навантаженням на двигуни натискних гвинтів приблизно 20 - 40 А. Величина навантаження являє собою суму зазорів і пружних деформацій деталей робочої кліті.
- Після захоплення переднього кінця смуги валками 1-ї кліті починається прокатка смуги.
- 4 МОЖЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ДОСЛІДНИХ МАРОК СТАЛЕЙ НА ПІДПРИЕМСТВІ “ЗАПОРІЖСТАЛЬ”
- Підкатом для стану холодної прокатки служать гарячекатані смуги товщиною 1,8 - 3,0 мм, змотані в рулони масою до 15 т, що надходять по підземному конвеєру з травильного відділення. Травлення вуглецеві сталі роблять у ваннах із сірчаною кислотою, що діє на окалину по реакціях:
- $$\text{Fe}^2 \text{O}_3 + 3\text{H}^2 \text{SO}_4 = \text{Fe}^2 (\text{SO}_4)_3 + 3\text{H}^2 \text{O};$$

- $\text{Fe}_3\text{O}_4 + 4\text{H}_2\text{SO}_4 = \text{FeSO}_4 + \text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3 + 4\text{H}_2\text{O}$;
- $\text{Fe} + \text{H}_2\text{SO}_4 = \text{FeSO}_4 + \text{H}_2\text{O}$;
- $\text{Fe} + \text{H}_2\text{SO}_4 = \text{FeSO}_4 + \text{H}_2$.
- Установка рулонів різної ширини на скидач в потрібному положенні щодо поздовжньої осі розмотувача здійснюється упором з буфером, що переміщується.
- Нахилом скидача від пневматичного циліндра рулон скачується в люльку розмотувача, де повертається в положення, зручне для відгинання кінця смуги, і, залежно від його діаметра, одночасно піднімається або опускається за допомогою люльки на рівень конусів розмотувача.
- Рулон центрується конусами, і за допомогою електромагнітного відгибача кінець смуги відгинається в крайнє верхнє положення для заправлення в тягнучі ролики.
- Настроювання стану повинне забезпечити:
 - одержання смуги необхідної товщини, рівномірної в поперечному перерізі й по довжині;
 - оптимальний натяг смуги між клітьми стану й моталкою;
 - дотримання режиму обтиснень, передбаченого інструкцією;
 - установку валків у горизонтальній площині.
- Після перевалки робочих валків включається натискний механізм і опускається верхній опорний валок. Коли навантаження на двигун натискного механізму досягають 20 - 40 А, поштовхом провертаються робочі валки й перевіряється обертання опорних валків. Якщо один з опорних валків не обертається, то знову включається натискний механізм і валки додатково притискаються (приблизно до 50 А) до повного їхнього зіткнення.

- Як тільки опорні валки почнуть обертатися, здійснюється запуск стану; при цьому оборотні валки рясно поливаються емульсією по всій довжині бочки. При зіткненні валків емульсія між робочими валками буде віджиматися від середини до країв бочки або до країв верхніх робочого й опорного валків.
- Валки вважаються встановленими правильно, без перекосу, якщо відстані по краях валків у місцях проходу емульсії рівні.
- Таблиця 4.1 Схема маршрутної технології виготовлення рулонів з дослідних марок сталей.

№	Назва операції	Цех(дільниця), в якому виконується операція	Призначення операції
1	Виплавка сталі	Мартенівський цех	Отримання зливків
2	Підготовка зливків	Обтискний цех	Попередній нагрів зливків в нагрівальних колодязях
3	Обтиск	Обтискний цех	Отримання слябів зі зливків методом обтисків
4	Гаряча прокатка	Цех гарячої прокатки	Отримання зі слябів гарячекатаної смуги
5	Травлення	Травильне відділення	Травлення смуги металу в розчинах кислоти
6	Холодна прокатка	Прокатне відділення	Надання необхідних властивостей та товщини смуг
7	Термічна обробка	Термічне відділення	Зниження твердості та поліпшення оброблюваності різанням
8	Контроль		Порядок контролю виконання параметрів технологічного процесу термообробки і якості

			проводиться відповідно до СТП 8.2-09.
--	--	--	---------------------------------------

-

- На підставі літературних даних [2, 3], серед багатьох марок сталей, які випускають вітчизняні та закордонні промисловості, визначили номенклатуру легованих сталей, які в тих чи інших випадках використовують для виготовлення деталей, які працюють в умовах високотемпературного окислення. Для оцінки впливу хімічного складу хромистих сталей на фазовий склад були використані сталі марок 08Х8СЮТч, 03Х3СЮ та 03Х8СЮВФМБ. Експлуатаційні характеристики сталі 03Х8СЮВФМБ оцінювали в порівнянні зі сталями марок 03Х3СЮ та 08Х8СЮТч. Хімічний склад цих сталей за даними аналізу лабораторних плавок наведено в таблиці 2.1.

- Таблиця 4.2 – Хімічний склад сталей 08Х8СЮТч, 03Х3СЮ, 03Х8СЮВФМБ

Марка сталі	Масова частка елементів, %									
	C	Cr	Si	Al	Ti	W	V	Mo	Nb	Fe
08Х8СЮТч	0,08	7,5	1,2	0,57	0,4	-	-	-	-	решта
03Х3СЮ	0,03	3,6	1,2	0,57	-	-	-	-	-	решта
03Х8СЮВФМБ	0,03	8,1	1,0	0,63	-	0,55	0,47	0,55	0,57	решта

-

-

- Прокатку тонких смуг раціонально вести з урахуванням одержання невеликої коробуватості в середній частині смуги, що при подальшому дресируванні добре правиться.
- Контроль товщини полоси, що прокатується здійснюється:
- а) на заправній швидкості - ручним дисковим мікрометром типу МЛ, точність виміру 0,004 мм. Заміряється товщина переднього й заднього кінців смуги;
- б) на робочій швидкості - ізотопним товщиноміром типу РТ7015 - по відхиленнях стрілки приладу, встановленого на головному пості керування.
- При відхиленні стрілки товщиноміра (на головному пості) на плюс від номіналу, необхідно збільшити рівномірно обтиснення в 1, 2, 3 і 4-й клітках; при відхиленні стрілки приладу на мінус від номіналу, обтиснення в цих клітках зменшуються. При увімкненій АСУТП регулювання товщини здійснює керуюча підсистема АСУТП.
- Основною вимогою до легувальних елементів, які доцільно вводити до хімічного складу жаростійких сталей феритного класу, є їх хімічна спорідненість до кисню, що повинно відіграти позитивну роль на формування щільних жаростійких плівок на поверхні матеріалу.
- Згідно існуючим теоріям можна виділити три принципи жаростійкого легування.
- Перший принцип. Іони легувального елементу входять в кристалічну ґратку оксиду основного металу, які зменшують його дефектність і, відповідно, швидкість дифузії, і утворюють легувальний оксид. Цим пояснюється підвищена жаростійкість низьколегованих сталей і сплавів.

- Другий принцип. Легувальний компонент утворює власний оксид, який має кращі захисні властивості, ніж оксид основного металу. Цим пояснюється висока жаростійкість високолегованих сталей і сплавів.
- Третій принцип. Легувальний елемент з основним металом утворює подвійний оксид з кристалічною ґраткою типу шпінелю, яка має підвищенні захисні властивості. На жаростійких сплавах знайдені подвійні оксиди – шпінелі: $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, $\text{NiO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ і інші. З цим пов'язана висока жаростійкість високолегованих сплавів і сталей [1,2].
- Вивчення впливу легувальних елементів на опір газової корозії дозволило встановити, що жаростійкість заліза, нікелю, кобальту і їх сплавів можна підвищити легуванням їх хромом, алюмінієм і кремнієм. При цьому встановлено, що чим більший вміст цих елементів в сталях і сплавах, тим вище їх опір окисленню.

- 5 АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕНЬ

- Основними легувальними елементами, що підвищують жаростійкість сталі є хром, алюміній і кремній. У той же час, ці елементи є найбільш сильними феритоутворювачами і при певному вмісті здатні формувати однорідну феритну структуру. Використання жаростійкої сталі з однорідної феритної структурою дає такі переваги:
- 1. Структура однофазного твердого розчину володіє більш високим ступенем пасивного стану поверхні металу, отже, має більш високу корозійну стійкість. При частковій фазовій $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перекристалізації відбувається в тій чи іншій мірі перерозподіл хрому між феритом і аустенітом, причому в аустеніт його утримання на 10-15% менше, ніж у фериті. У зв'язку з цим, при охолодженні і переході аустеніту в мартенсит, вміст хрому виявляється менше і в мартенситі, що

призводить до утворення гальванопар і, як результат, до розвитку деяких видів структурної корозії. Отже, однофазні феритні сталі мають більш високу корозійну стійкість.

- 2. Технологічний процес виготовлення листового металопрокату з однофазних сталей, який в основному використовується для виготовлення деталей системи вихлопного тракту автомобілів, виключає проведення додаткової термічної обробки, а саме відпалу, що дозволяє значно збільшити показник економічної доцільності однофазних феритних сталей.
- 3. Враховуючи, що деталі системи вихлопного тракту автомобілів є в своїй більшості зварними конструкціями, необхідно використовувати матеріал, що не випробовує фазової перекристалізації в зоні зварного з'єднання. Таке явище призводить до окрихчування зварного шва і руйнування конструкції в процесі експлуатації. Таким чином, однофазні феритні сталі забезпечують міцність зварного шва.

Виникла необхідність дослідження комплексного впливу легувальних елементів на структуру і властивості жаростійких сталей марок 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ, користуючись математичним аналізом. Сталь марки 08X8CЮТч не підлягала математичному аналізу, так як є базовою.

- 5.1 Результати математичного аналізу комплексного впливу легувальних елементів на структуру і властивості жаростійких сталей марок 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ
- 5.1.1 Результати математичного аналізу комплексного впливу легувальних елементів на структуру і властивості жаростійкої сталі марки 03X3CЮ
- В основу науково-технічної розробки поставлено завдання створення низькохромистої та низьковуглецевої сталі з оптимальними експлуатаційними властивостями: достатнім рівнем

корозійної стійкості в атмосферних умовах та жаростійкості в агресивних середовищах.

- Зменшення вмісту вуглецю до 0,02-0,04 % дає можливість, при збереженні схеми легування економно легуваних жаростійких сталей, розробити та отримати матеріали, що найбільш ефективно відповідають умовам експлуатації конкретних виробів. Під впливом підвищених температур та агресивного середовища на поверхні сталі утворюються тонкі щільні плівки, де вміст легувальних елементів значно перевищує їх вміст у складі сталі. Основними елементами, які забезпечують жаростійкість, є хром, кремній та алюміній. Помітний ефект утворення жаростійких плівок спостерігається при вмісті хрому, починаючи з 2%, кремнію – з 1 %, алюмінію – з 0,6 % [6].
- На підставі аналізу хімічного складу, механічних та технологічних властивостей листових матеріалів, які застосовуються у конструкціях виробів, що працюють в агресивних середовищах при температурі до 400°C, були визначені границі вмісту легувальних елементів при розробці хімічного складу низькохромистої сталі для глушників автомобілів та інших виробів.
- Для визначення раціональної схеми легування було створено лінійний план експерименту. Згідно цього плану були отримані плавки з різним вмістом таких легувальних елементів як хром, кремній та алюміній. З урахуванням трьох факторів впливу, було отримане лінійне рівняння в кодовому масштабі зі множинним коефіцієнтом кореляції, який був більше за 0,95; крім цього була знайдена середньоквадратична похибка коефіцієнтів цього рівняння з урахуванням рототабельності дисперсії дослідів. Відповідна інформація щодо цих дій наведена у табл. 5.1 та 5.2.

- Таблиця 5.1 – Кодування факторів ортогонального центрального плану експериментів 2^3 при виборі хімічного складу сталі марки 03Х3СЮ

Інтервал варіювання рівень факторів	X_1 (Cr, %)	X_2 (Si, %)	X_3 (Al, %)
Верхній рівень (+)	5,0	2,1	1,1
Нульовий рівень (0)	3,0	1,4	0,75
Нижній рівень (-)	1,0	0,8	0,4
Інтервал варіювання, Δ	2,0	0,6	0,35

-
- Для переведу факторів у кодований масштаб використовували стандартне співвідношення (3.1)
-

$$X_j = \frac{X_j^{\pm} - X_j^0}{\Delta_j}, \quad (3.1)$$

- де індекс j відповідає певному фактору впливу, а позначення $\pm$ – обраному рівню (верхньому – (+), нижньому – (-))
- Кількість дослідів, необхідна для побудови плану склала: $N = 2^{k-p}$,
- де k – число незалежних змінних;
- p – кількість взаємодій у повному факторному експерименті типу 2^k , замінена новими факторами.
- Таблиця 5.2 – Ортогональний центральний план експериментів 2^3 при виборі хімічного складу сталі марки 03Х3СЮ

№ дослідів	X_1 (Cr, %)	X_2 (Si, %)	X_3 (Al, %)	$X_1 * X_2$ (Cr * Si, %)	$X_2 * X_3$ (Si * Al, %)	$X_1 * X_3$ (Cr * Al, %)	y $\Delta m * 10^{-4}$
1	+	+	+	+	+	+	2,2
2	+	-	+	-	-	+	2,1

3	-	+	+	-	+	-	2,0
4	-	-	+	+	-	-	2,4
5	+	+	-	+	-	-	2,8
6	+	-	-	-	+	-	3,2
7	-	+	-	-	-	+	2,7
8	-	-	-	+	+	+	3,4

- Продовження табл. 5.2

- Визначення коефіцієнта множинної кореляції (R) без урахування парних ефектів (формули 5.2–5.6):

-

$$R = \sqrt{\frac{n * (b_1^2 + b_2^2 + b_3^2 + \dots + b_t^2)}{\sum_i^n y_i^2 - n * \bar{y}^2}} \quad (3.2)$$

-

$$\bar{y} = b_0 = \frac{\sum_i^n y_i}{n} \quad (3.3)$$

-

$$b_1 = \frac{\sum_i^n y_i * x_{1i}}{n} \quad (3.4)$$

-

$$b_2 = \frac{\sum_i^n y_i * x_{2i}}{n} \quad (3.5)$$

-

$$b_3 = \frac{\sum_i^n y_i * x_{3i}}{n} \quad (3.6)$$

- З формул (5.2–5.6) маємо: $b_0 = 2,6$; $b_1 = - 0,025$; $b_2 = - 0,175$; $b_3 = - 0,425$;

$R = 0,9546$.

- Визначення коефіцієнта кореляції (R) з урахування парних ефектів:

- R з урахуванням парного ефекту $x_1 * x_2$:

-

$$b_{1,2} = \frac{\sum_i^n y_i * (x_1 * x_2)_i}{n} \quad (3.7)$$

-

$$b_{1,2} = 0,1 ; R = 0,9769.$$

- Рз урахуванням парного ефекту $x_2 * x_3$:

-

$$b_{2,3} = \frac{\sum_i^n y_i * (x_2 * x_3)_i}{n} \quad (3.8)$$

-

$$b_{2,3} = 0,1 ; R = 0,9769.$$

- Рз урахуванням парного ефекту $x_1 * x_3$:

-

$$b_{1,3} = \frac{\sum_i^n y_i * (x_1 * x_3)_i}{n} \quad (3.9)$$

-

$$b_{1,3} = 0; R = 0,9769.$$

- У підсумку маємо такі результати:

- R без урахування парних ефектів: $R = 0,9546$

- R з урахуванням парних ефектів:

$$x_1 * x_2 \rightarrow R = 0,9769 ;$$

$$x_2 * x_3 \rightarrow R = 0,9769 ;$$

$$x_1 * x_3 \rightarrow R = 0,9546 ;$$

- Найкращий парний ефект — $x_1 * x_2 (x_2 * x_3) \rightarrow R = 0,9769$; (Cr*Si; Si*Al).

- Перевірка коефіцієнта кореляції R за допомогою коефіцієнта

лінійної кореляції r_{y_e/y_p} , без урахування парних ефектів та з урахуванням найкращих парних ефектів (5.10, 5.11):

$$r_{y_e/y_p} = \frac{\sum_i^n y_{e_i} * y_{p_i} - n * \bar{y}_e * \bar{y}_p}{\sqrt{\left(\sum_i^n [y_{e_i}^2 - n * \bar{y}_e^2] * \left(\sum_i^n y_{p_i}^2 - n * \bar{y}_p^2 \right) \right)}} \quad (3.10)$$

-

$$y_{p_i} = b_0 + b_1 * x_{1i} + b_2 * x_{2i} + b_3 * x_{3i} \quad (3.11)$$

- r_{y_e/y_p} без урахування парних ефектів (табл. 3.3):

$$y_{p_1} = 2,6 - 0,025 - 0,175 - 0,425 = 1,975$$

$$y_{p_2} = 2,6 - 0,025 + 0,175 - 0,425 = 2,325$$

$$y_{p_3} = 2,6 + 0,025 - 0,175 - 0,425 = 2,025$$

$$y_{p_4} = 2,6 + 0,025 + 0,175 - 0,425 = 2,375$$

$$y_{p_5} = 2,6 - 0,025 - 0,175 + 0,425 = 2,825$$

$$y_{p_6} = 2,6 - 0,025 + 0,175 + 0,425 = 3,175$$

$$y_{p_7} = 2,6 + 0,025 - 0,175 + 0,425 = 2,875$$

$$y_{p_8} = 2,6 + 0,025 + 0,175 + 0,425 = 3,225$$

$$r_{y_e/y_p} = 0,9546$$

- Таблиця 5.3 – Значення експериментальних та розрахункових

значень за привісом маси без урахування парних ефектів сталі марки 03ХЗСЮ

№	y_e	y_p	$ Δy $
1	2,2	1,975	0,225
2	2,1	2,325	0,225
3	2,0	2,025	0,025
4	2,4	2,375	0,025
5	2,8	2,825	0,025
6	3,2	3,175	0,025
7	2,7	2,875	0,175
8	3,4	3,225	0,175
середнє	2,6	2,6	

Продовження таблиці 5.3

- r_{y_e/y_p} з урахуванням парного ефекту $x_1 * x_2$:
- $b_{1,2} = -1$
- $y_{p_1} = 2,6 - 0,025 - 0,175 - 0,425 + 0,1 = 2,075$
- $y_{p_2} = 2,6 - 0,025 + 0,175 - 0,425 - 0,1 = 2,225$
- $y_{p_3} = 2,6 + 0,025 - 0,175 - 0,425 - 0,1 = 1,925$
- $y_{p_4} = 2,6 + 0,025 + 0,175 - 0,425 + 0,1 = 2,475$
- $y_{p_5} = 2,6 - 0,025 - 0,175 + 0,425 + 0,1 = 2,925$
- $y_{p_6} = 2,6 - 0,025 + 0,175 + 0,425 - 0,1 = 3,075$
- $y_{p_7} = 2,6 + 0,025 - 0,175 + 0,425 - 0,1 = 2,775$
- $y_{p_8} = 2,6 + 0,025 + 0,175 + 0,425 + 0,1 = 3,325$
-
-
-
- Таблиця 5.4 – Значення експериментальних та розрахункових

$$\Delta m \cdot 10^{-4}$$

значень за привісом маси з урахуванням парного ефекту
 $x_1 * x_2$ сталі марки 03ХЗСЮ

№	y_e	y_p	$ dy $
1	2,2	2,075	0,125
2	2,1	2,225	0,125
3	2,0	1,925	0,075
4	2,4	2,475	0,075
5	2,8	2,925	0,125
6	3,2	3,075	0,125
7	2,7	2,775	0,075
8	3,4	3,325	0,075
середнє	2,6	2,6	

Продовження таблиці 5. 4

- $r_{y_e/y_p} = 0,9769$
- r_{y_e/y_p} з урахуванням парного ефекту $x_2 * x_3$:
- $b_{2,3} = 0,1$
- $y_{p_1} = 2,6 - 0,025 - 0,175 - 0,425 + 0,1 = 2,075$
- $y_{p_2} = 2,6 - 0,025 + 0,175 - 0,425 - 0,1 = 2,225$
- $y_{p_3} = 2,6 + 0,025 - 0,175 - 0,425 + 0,1 = 2,125$
- $y_{p_4} = 2,6 + 0,025 + 0,175 - 0,425 - 0,1 = 2,275$
- $y_{p_5} = 2,6 - 0,025 - 0,175 + 0,425 - 0,1 = 2,725$
- $y_{p_6} = 2,6 - 0,025 + 0,175 + 0,425 + 0,1 = 3,275$
- $y_{p_7} = 2,6 + 0,025 - 0,175 + 0,425 - 0,1 = 2,775$
- $y_{p_8} = 2,6 + 0,025 + 0,175 + 0,425 + 0,1 = 3,325$
-
- Таблиця 5.5 – Значення експериментальних та розрахункових
 $\Delta m * 10^{-4}$
 значень за привісоммаси з урахуванням парного ефекту
 $x_2 * x_3$ сталі марки 03ХЗСЮ

№	y_e	y_p	$ \Delta y $
1	2,2	2,075	0,125
2	2,1	2,225	0,125
3	2,0	2,125	0,125
4	2,4	2,275	0,125
5	2,8	2,725	0,075
6	3,2	3,275	0,075
7	2,7	2,775	0,075
8	3,4	3,325	0,075

середнє	2,6	2,6	
---------	-----	-----	--

Продовження таблиці 5. 5

- $r_{y_e/y_p} = 0,9769$
- Без урахування парних ефектів:
- $R = 0,9546$; $r_{y_e/y_p} = 0,9546$
- З урахуванням парного ефекту $x_1 * x_2$:
- $R = 0,9769$; $r_{y_e/y_p} = 0,9769$
- З урахуванням парного ефекту $x_2 * x_3$:
- $R = 0,9769$; $r_{y_e/y_p} = 0,9769$
- Визначення похибки (Δb) (3.12):
-

$$(\Delta b) = \pm \sqrt{\frac{\sum_i^n (\Delta y)_i^2}{n * (1 + k)}} \quad (3.12)$$

- без урахування парних ефектів: $\Delta b = \pm 0,0718$;
- з урахуванням парного ефекту $x_1 * x_2$: $\Delta b = \pm 0,0515$;
- з урахуванням парного ефекту $x_2 * x_3$: $\Delta b = \pm 0,0515$
- Рівняння залежності привісу маси від вмісту легувальних елементів:
- без урахування парних ефектів:
- в кодовому масштабі:
-

$$y = 2,6 - 0,025 * x_1 - 0,175 * x_2 - 0,425 * x_3 \quad (3.13)$$

- $R = 0,9546$; $\Delta b = \pm 0,0718$;
- в натуральному масштабі:
-

$$\Delta m \cdot 10^{-4} \text{ г} = 2,6 - 0,025 * \%Cr - 3,0 - 0,175 * \%Si - 1,4 - 0,425 * \%Mn$$

(3.14)

$$\Delta m \cdot 10^{-4} \text{ г} = 3,9566 - 0,0125 * \%Cr - 0,2917 * \%Si - 1,2143 * \%Mn$$

(3.15)

– з урахуванням парного ефекту $x_1 * x_2$:

в кодовому масштабі:

$$y = 2,6 - 0,025 * x_1 - 0,175 * x_2 - 0,425 * x_3 + 0,1 * x_1 * x_2 \quad (3.16)$$

$$R = 0,9769; (\Delta b) = \pm 0,0515$$

в натуральному масштабі:

$$\Delta m \cdot 10^{-4} \text{ г} = 2,6 - 0,025 * \%Cr - 3,0 - 0,175 * \%Si - 1,4 - 0,425 * \%Mn$$

(3.17)

$$\Delta m \cdot 10^{-4} \text{ г} = 4,3065 - 0,1291 * \%Cr - 0,5416 * \%Si - 1,2143 * \%Mn$$

(3.18)

- з урахуванням парного ефекту $x_2 * x_3$:
- в кодовому масштабі:
- $y = 2,6 - 0,025 * x_1 - 0,175 * x_2 - 0,425 * x_3 + 0,1 * x_2 * x_3$
- $R = 0,9769 ; (\Delta b) = \pm 0,0515$
- в натуральному масштабі:

$$\Delta m * 10^{-4} \text{ г} = 2,6 - 0,025 * \%Cr - 0,175 * \%Si - 0,425 * \%Al + 0,1 * \%Cr * \%Si$$

(3.19)

$$\Delta m * 10^{-4} \text{ г} = 4,4566 - 0,0125 * \%Cr - 0,6489 * \%Si - 1,8810 * \%Al + 0,1 * \%Cr * \%Si$$

(3.20)

- Перевірка наявності змішаних ефектів парного впливу не привела до суттєвого збільшення коефіцієнта кореляції, що дозволило знехтувати цими ефектами. Отже отримана нами гіперплощина цільової функції (привіс маси $\Delta m \cdot 10^{-4} \text{ г/м}^2$) достатньо точно характеризує вплив концентраційних факторів, що дозволяє ефективно скористатися цим рівнянням для корегування процентних кількостей зазначених вище хімічних елементів, а саме хрому, кремнію та алюмінію. Ця обставина дозволила знайти найкращий хімічний склад дослідного сплаву з урахуванням усіх вимог, які ставлять технологи та конструктори до сталі 03ХЗСЮ при її застосуванні в умовах виробництва, як корозійностійкого матеріалу.

- Результати математичного аналізу підтвердили попередній прогноз стосовно оптимального складу сталі на рівні середніх показників легувальних елементів (табл. 3.2), а саме:
 - вуглець 0,02-0,06 мас. %
 - хром 2,0-4,0 мас. %
 - кремній 1,0-1,5 мас. %
 - алюміній 0,6-0,9 мас. %
 - залізо решта.
-
- Результати математичного аналізу комплексного впливу легувальних елементів на структуру і властивості жаростійкої сталі марки 03X8CЮВМБФ
-
- Наступним кроком у досягненні збалансованої системи легування було додавання до складу сталі феритоутворюючих елементів, таких як: W, V, Mo, та Nb. Всі зазначені елементи є карбідоутворюючими.
- Додавання ніобію до складу сталі забезпечує захист від міжкристалічної корозії. Карбіди ніобію зменшують схильність сталі до росту зерна. Особливо сприятливий вплив ванадію як легуючого елементу полягає в забезпеченні стійкості сталі проти дії водню.
- Додавання до складу сталі молібдену і вольфраму дали змогу досягнути жароміцних властивостей, що тісно пов'язано з їх впливом на температуру рекристалізації. Відомо, що молібден і більшою мірою вольфрам підвищують температуру рекристалізації твердого розчину, затрудняючи тим самим дифузійні переміщення і сприяючи збереженню зміцнення сталей і сплавів при високих температурах.
- Оцінку комплексного впливу легувальних елементів на експлуатаційну надійність жаростійкої хромистої

сталі 03Х8СЮВМБФ здійснювали з використанням методу математичного планування експерименту з реалізацією повнофакторного експерименту 2^4 . Рівні факторів та інтервали варіювання вмісту легувальних елементів наведені в табл.5.6, а матриця планування експериментів - в табл.5.7. Порядок реалізації дослідів обраний по таблиці випадкових чисел [73]. Як параметри для прогнозування зміни властивостей сталі обрані: глибина проникнення корозійних пошкоджень (h , мм) – основний параметр оптимізації; пластичність (δ_5 , %) і міцність (HRB) характеристики – контролюючі параметри оптимізації.

- Обробку результатів експериментів, оцінку значимості впливу факторів на властивості сталі виробляли за методом регресійного аналізу. Цьому аналізу не піддавалися результати дослідження структури і фазності у зв'язку з неадекватністю математичної моделі.
- З цією метою були виплавлені дев'ять лабораторних плавок змінного хімічного складу. У плавках варіювали вміст вольфраму, ванадію, молібдену та ніобію при постійному вмісті хрому, кремнію, алюмінію і вуглецю у всіх лабораторних плавках.
- Заданий і отриманий хімічний склад лабораторних плавок по основним елементам наведено в табл.5.6.
- Таблиця 5.6- Рівні та інтервали варіювання факторів при виборі хімічного складу сталі марки 03Х8СЮВМБФ

Інтервал варіювання рівень факторів	X_1 (W, %)	X_2 (V, %)	X_3 (Mo, %)	X_4 (Nb, %)
Верхній рівень (+)	0,8	0,9	1,5	0,8
Нульовий рівень (0)	0,65	0,75	1,25	0,65
Нижній рівень (-)	0,5	0,6	1,0	0,5
Інтервал варіювання, Δ	0,15	0,15	0,25	0,15

- Таблиця 5.7 - Матриця планування експериментів при виборі хімічного складу сталі марки 03X8CЮВМБФ

№	X ₀	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	X ₁ X ₂	X ₁ X ₃	X ₁ X ₄	X ₂ X ₃	X ₂ X ₄	X ₃ X ₄
1	+	-	-	-	-	+	+	+	+	+	+
2	+	+	-	-	+	-	-	+	+	-	-
3	+	-	+	-	+	-	+	-	-	+	-
4	+	+	+	-	-	+	-	-	-	-	+
5	+	-	-	+	+	+	-	-	-	-	+
6	+	+	-	+	-	-	+	-	-	+	-
7	+	-	+	+	-	-	-	+	+	-	-
8	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+

- Таблиця 5.8 - Заданий і отриманий хімічний склад лабораторних плавок сталі марки 03X8CЮВМБФ

№	Вміст елементів (% мас.)							
	C	Cr	Si	Al	W	V	Mo	Nb
1	<u>0,04</u> 0,03	<u>7,0-8,5</u> 7,8	<u>0,5-0,7</u> 0,65	<u>0</u> 0,02	<u>0,9-1,1</u> 1,0	<u>0,9-1,1</u> 1,0	<u>1,6-1,8</u> 1,7	<u>0,9-1,1</u> 1,0
2	<u>0,04</u> 0,03	<u>7,0-8,5</u> 8,4	<u>1,3-1,5</u> 1,40	<u>0</u> 0,02	<u>0,7-0,9</u> 0,8	<u>0,7-0,9</u> 0,8	<u>1,4-1,6</u> 1,5	<u>0,7-0,9</u> 0,8
3	<u>0,04</u> 0,03	<u>7,0-8,5</u> 8,0	<u>0,5-0,7</u> 0,60	<u>1,6-1,8</u> 1,7	<u>0,7-0,8</u> 0,75	<u>0,6-0,7</u> 0,65	<u>0,9-1,1</u> 1,0	<u>0,7-0,8</u> 0,75
4	<u>0,04</u> 0,03	<u>7,0-8,5</u> 7,9	<u>1,3-1,5</u> 1,36	<u>1,5-1,7</u> 1,6	<u>0,6-0,8</u> 0,7	<u>0,8-1,0</u> 0,9	<u>0,7-0,9</u> 0,8	<u>0,8-1,0</u> 0,9
5	<u>0,04</u> 0,03	<u>7,0-8,5</u> 8,0	<u>0,5-0,7</u> 0,65	<u>0</u> 0,02	<u>0,5-0,7</u> 0,6	<u>0,5-0,7</u> 0,6	<u>0,5-0,7</u> 0,6	<u>0,5-0,7</u> 0,6
6	<u>0,04</u> 0,03	<u>7,0-8,5</u> 7,8	<u>1,3-1,5</u> 1,42	<u>0</u> 0,02	<u>0,3-0,4</u> 0,35	<u>0,3-0,4</u> 0,5	<u>1,3-1,5</u> 1,4	<u>0,3-0,4</u> 0,5
7	<u>0,04</u> 0,03	<u>7,0-8,5</u> 7,9	<u>0,5-0,7</u> 0,60	<u>1,5-1,7</u> 1,65	<u>1,0-1,1</u> 1,05	<u>0,3-0,4</u> 0,35	<u>1,3-1,4</u> 1,35	<u>0,3-0,4</u> 0,35
8	<u>0,04</u> 0,03	<u>7,0-8,5</u> 7,8	<u>1,3-1,5</u> 1,40	<u>1,5-1,7</u> 1,60	<u>0,2-0,4</u> 0,3	<u>0,2-0,4</u> 0,3	<u>1,2-1,4</u> 1,3	<u>0,3-0,5</u> 0,4
9	<u>0,04</u> 0,03	<u>7,0-8,5</u> 8,2	<u>0,9-1,1</u> 1,05	<u>0,7-0,9</u> 0,80	<u>0,6-0,7</u> 0,65	<u>0,7-0,8</u> 0,75	<u>1,2-1,3</u> 1,25	<u>0,6-0,7</u> 0,65

- В чисельнику – заданий, в знаменнику – отриманий хімічний склад.
- Так, для досягнення поставленої мети в лабораторних умовах була виплавлена сталь марки 03X8CЮВМБФ. Користуючись ділатометром була проведена дослідницька робота, в ході якої, отримані ділатограми у поєднанні з мікроструктурами підтвердили однофазність даної марки сталі.

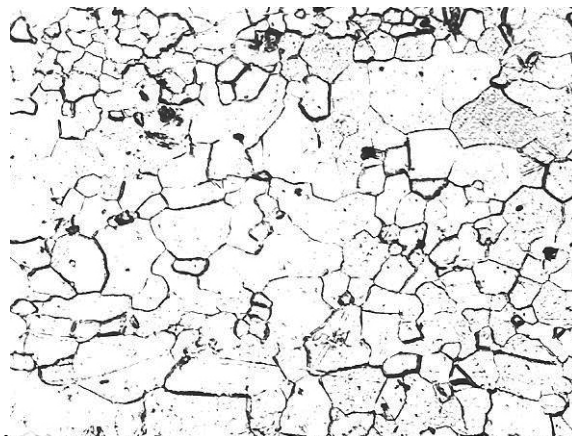
-
-

- 5.2 Аналіз результатів металографічних, рентгеноструктурних та ділатометричних досліджень

- 5.2.1 Металографічні дослідження фазових перетворень

- Виходячи з балансу легувальних елементів у складі лабораторних плавок різних марок сталі, структура їх металу була феритною або ферито-перлітною. Тому важливим моментом є дослідження зміни фазового складу структури цих плавок при наступному їх нагріванні й охолодженні. Дослідження проводили при розгляді структур зразків, що пройшли гартування у воді, з температур 800-1200°C, через кожні 100°C, з наступним відпуском при 400 °C. У базовій марці сталі 08X8CЮТч α - γ - перетворення не виявлено. Збільшення температури нагріву призводило лише до зростання феритного зерна. По всіх зернах рівномірно розподілені включення карбонітридної фази (рис.5.1).

-



- Рис. 5.1 – Структура сталі 08Х8СЮТч при гартуванні 950°C, х200
- Що стосується сталі марки 03Х3СЮ, то структурні дослідження проводили на гарячекатаних зразках дослідної сталі розмірами 30×20×4,5 мм та холоднокатаних зразках розмірами 30×20×1,5 мм. Вивчення фазового складу структури зразків проводили металографічним методом після нагріву при температурах 870-1000°C, витримка 1 хвилина на 1 мм перерізу з охолодженням у воді.
- Шліфи виготовляли у напрямку, паралельному напрямку деформування. Після шліфування та полірування шліфи травили в реактиві Вілела (1 г пікринової кислоти, 5 мл HCl, 90 мл спирта). Дослідження мікроструктури проводили на мікроскопі МИМ-8М. Мікроструктуру зразків після гарячого деформування та різних температур рекристалізації представлено на рис. 5.2.
-
-



а



б



В



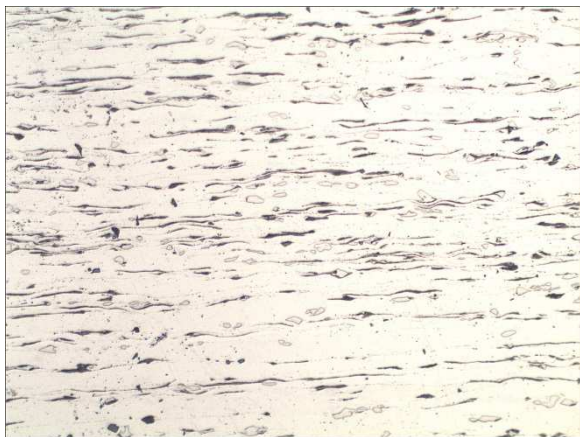
Г

-
- а – нагартований, без т/о; б – нагрів 870°C;
- в – нагрів 900°C; г – нагрів 950°C
- Рисунок 5.2 – Структура зразків дослідної сталі 03X3CЮ після гарячого деформування та рекристалізації, $\times 200$
-
- Після гарячого кування зливків у структурі спостерігаються сліди смугастості (рис.5.2, а).
- Метою рекристалізації є усунення структури деформації, отримання рівновісних зерен 6-7 балу, зменшення зернограничного напруження, що дозволяє якісно провести прокатку гарячекатаних сутунок на холоднокатані смуги. При дослідженнях обрали температури рекристалізації від 870 до 1000°C з охолодженням у воді.
- При рекристалізації на 870°C перетворення структури деформації в рівновісний стан не сталося, дещо зменшилась смугастість з появою 10% рівновісних зерен. Після рекристалізації на 900°C структура мала загальну орієнтацію у напрямку деформації без чітко виражених смуг, але фазова рекристалізація в повному обсязі не відбулася. Найбільш оптимальну структуру мали зразки після рекристалізації на 950°C. Структура деформації повністю

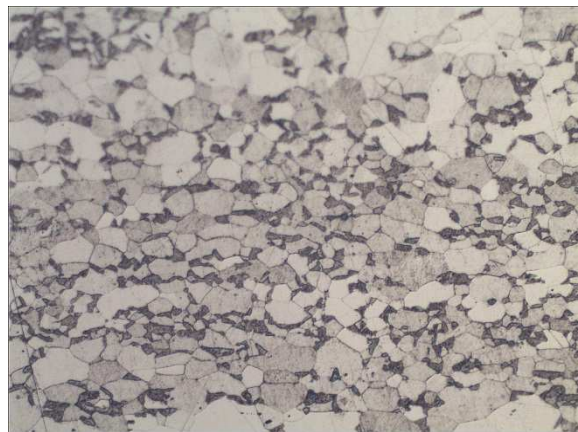
перетворилася у рівновісну структуру 6-7 балу, з виділенням квазіевтектоїдної перлітної складової по границях зерен.

- Дослідження структури зразків з дослідної сталі при переробці гарячекатаних сутунок на холоднокатані смуги показало, що на усіх етапах зберігається феритоперлітна структура.
- Мікроструктуру зразків після холодного деформування та рекристалізації при температурах 870-1000°C з охолодженням у воді представлено на рис. 5.3. Оскільки відношення початкової товщини сутунки до кінцевої товщини холоднокатаного листа складало 3,5-4, мікроструктура металу мала чітко виражену смугастість як феритної, так і перлітної складової. При подальших рекристалізаційних нагрівах, починаючи з 870°C, структура деформації повністю перетворюється у рівновісну з рівномірним розподілом квазіевтектоїдної перлітної фази. Після рекристалізації на 870°C бал зерна оцінюється як 8, при підвищенні температури рекристалізації до 900, 930, 950°C розмір зерна дещо збільшується, але не перевищує 7 балу, і тільки при нагріві до 1000°C помітно збільшення балу зерна до 6. Таким чином, дослідна сталь запропонованого хімічного складу є технологічною за вибором режимів рекристалізації при переробі з гарячедеформованого стану на холоднокатаний, а її структура дозволяє проводити будь-які формозмінювальні операції при виготовленні глушників шуму автомобілів та тракторів [8].

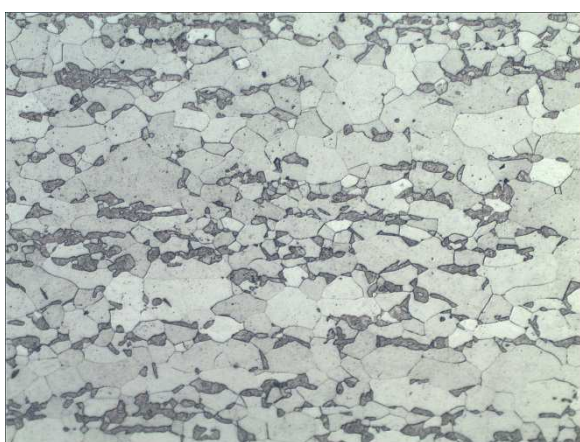
-



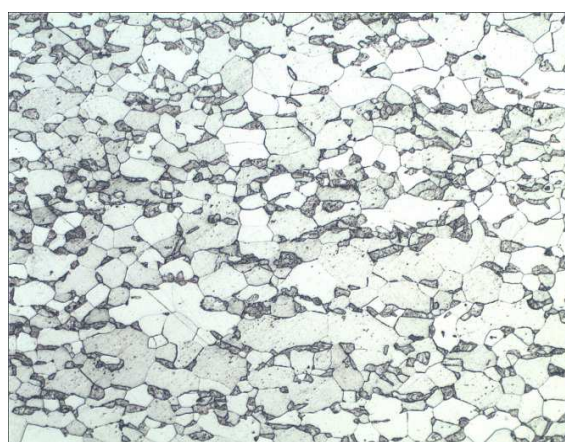
а



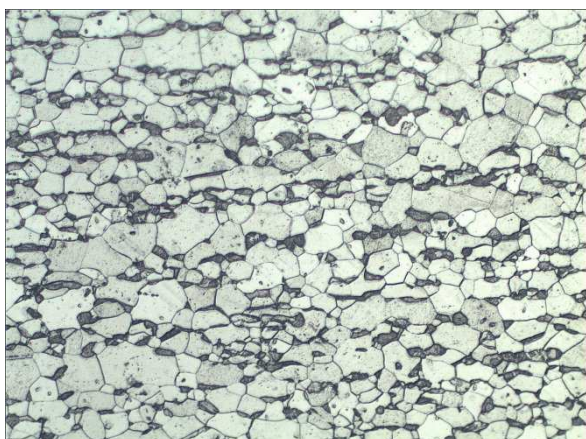
б



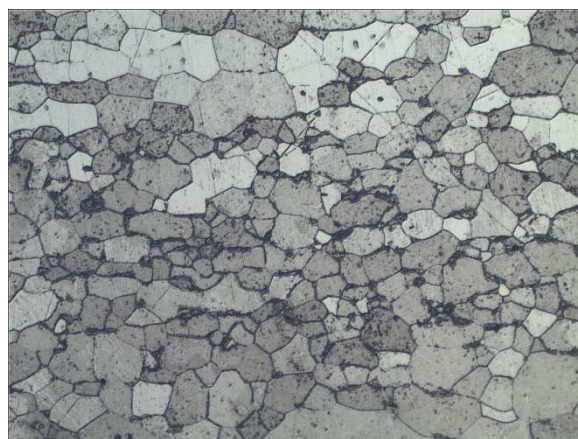
в



г



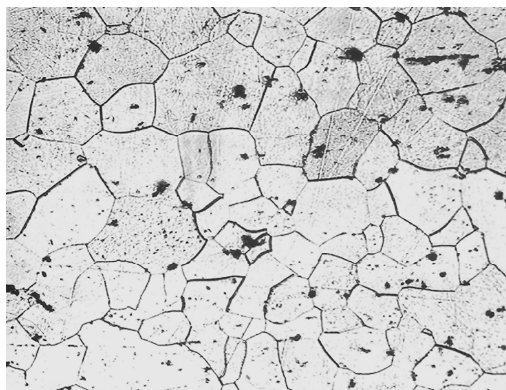
д



е

- а – нагартований, без т/о; б – нагрів 870°C; в – нагрів 900°C;
- г – нагрів 930°C; д – нагрів 950°C; е – 1000°C

- Рисунок 5.3 – Структура зразків дослідної сталі 03ХЗСЮ після холодного деформування та рекристалізації, $\times 200$
-
- При більш детальному дослідженні структури дослідної сталі, яка містить в середньому 0,03-0,04 % вуглецю, 2,0-4,0 % хрому, 1,0-1,5 % кремнію та 0,6-0,9 % алюмінію, зокрема, визначення параметрів перлітної складової згідно ГОСТ 5640-68 [9]. За шкалою 2, ряд Б визначали бальність перліту у маловуглецевій деформованій сталі. При аналізі спостерігали рівномірно розподілені у полі зору участки зерен перліту, що відповідає балу 0. За шкалою 3, ряд А визначали смугастість феритоперлітної структури. В результаті аналізу були виявлені рівновісні зерна фериту при невеликій кількості перліту за повною відсутністю смугастості.
- Це знайшло підтвердження за результатами рентгеноструктурного фазового аналізу і визначення механічних властивостей.
- У марці сталі 03Х8СЮВМБФ α - γ -перетворення не виявлено. Збільшення температури нагріву призводило лише до зростання феритного зерна. По всіх зернах рівномірно розподілені включення карбонітридної фази (рис. 5.4).
-



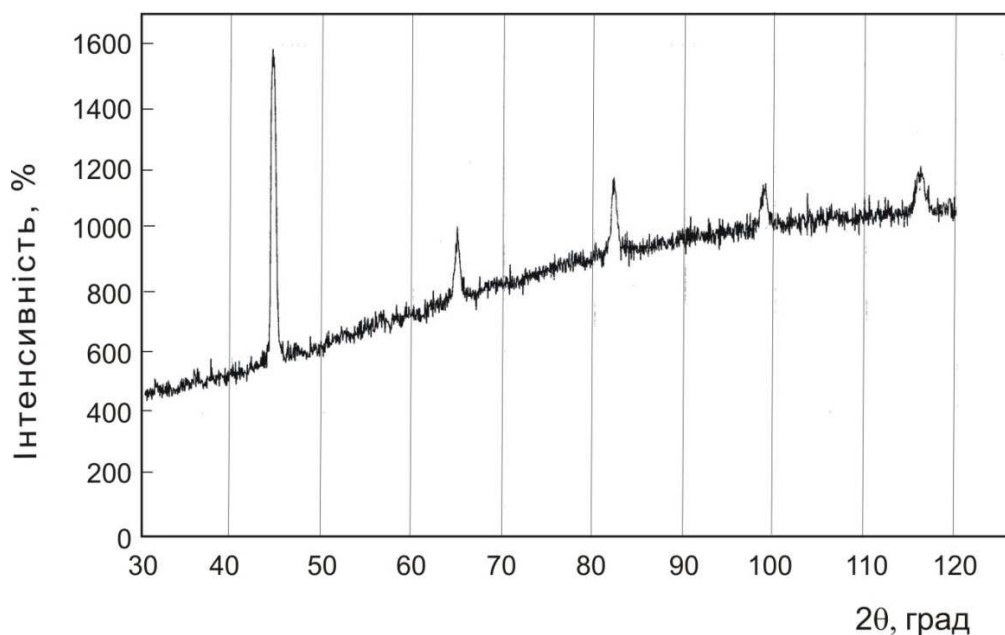
- Рис. 5.4 – Мікроструктура відпаленої сталі 03Х8СЮВМБФ, $\times 200$
- 5.2.2 Результати рентгеноструктурних досліджень фазового складу структури дослідної сталі

- Дослідження фазового складу структури зразків з дослідної сталі було проведено із використанням рентгеноструктурного аналізу у мідному випромінюванні на дифрактометрі типу ДРОН. Монохроматизацію дифракційних променів здійснювали за допомогою кварцового монохроматора, β -фільтра без обертання, встановленого перед лічильником, що забезпечувало зменшення фону від зразка.
- Одержання дифрактограм і обробку експериментальних даних проводили на комп'ютері, обладнаному спеціальним устроєм і з'єднаним із реєструвальною системою дифрактометра.
- Дифрактограми знімали у повному діапазоні кутів в інтервалі 30-120°. Обробку експериментальних даних і розрахунки структурних характеристик здійснювали за допомогою спеціальних програм.
- Для проведення фазового аналізу сталі було використано стандартну методику [12] порівняння експериментальних значень міжплощинних відстаней із довідковими для виявлених фаз [13]. Для розрахунків було використано методику, опубліковану в літературі [12, 13]. Абсолютна похибка визначення параметрів становила 0,00001 нм. Величина кроку зйомки – 0,05°, постійна часу – 3 с.
- Природу фаз визначали порівнянням експериментальних значень міжплощинної відстані d_{HKL} з довідковими даними [13, 14] (табл. 5.9).
-
- Таблиця 5.9 – Результати порівняння експериментальних та довідкових даних

№ п/п	Експериментальні дані			Довідкові дані для α -Fe		
	θ , град	I, %	d_{HKL} , Å	d_{HKL} , Å	HKL	I, %
1	22,3	100	2,031	2,02	110	100

2	32,4	20	1,436	1,43	200	15
3	41,05	25	1,174	1,17	211	38
4	49,32	14	1,015	1,01	220	10
5	57,98	14	0,909	0,907	310	8

-
- Результати, наведені в таблиці корелюють з дифрактограмою (рис. 5.5), на якій присутні тільки лінії α -Fe за відсутності ліній інтенсивності, характерних для карбідних фаз.



-
- Рисунок 5.5 – Дифрактограма сталі 03ХЗСЮ
- Використовуючи діаграми стану Fe-C-Cr виконано розрахунок кількості перлітної фази, яка склала близько 4 % .
- Така кількість перлітної фази не може суттєво вплинути на механічні властивості дослідної сталі, що і підтверджується результатами механічних випробувань.
- 5.2.3 Ділатометричні дослідження фазових перетворень
- Для всього комплексу лабораторних плавів сталей марок 08Х8СЮТч, 03ХЗСЮ та 03Х8СЮВМБФ характерні два основних види диференціальних ділатометричних кривих. На жодній з них як при нагріванні, так і при охолодженні немає суттєвих відхилень від прямої (рис. 5.6 та 5.10).

Структура цих плавок складається з однорідних зерен фериту (рис.5.7 та 5.11). У той же час в плавках, в структуру металу яких надходить темна складова, кардинально змінюється вид ділатометричної кривої як при нагріванні, так і при охолодженні зразка (рис.5.8).

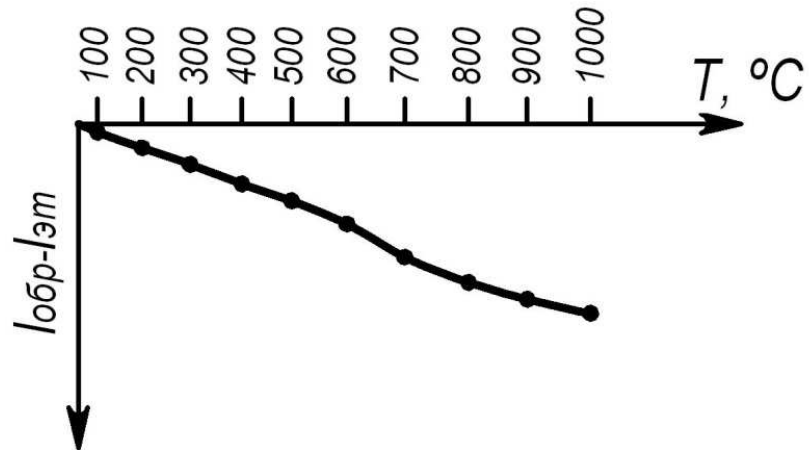


Рис. 5.6 – Ділатограма сталі 08X8CЮТч

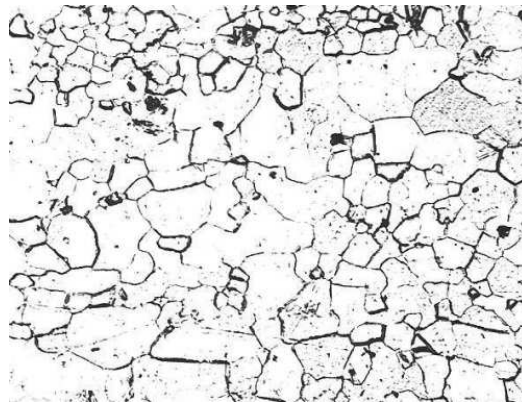


Рис. 5.7 – Мікроструктура відпаленої сталі 08X8CЮТч, x200

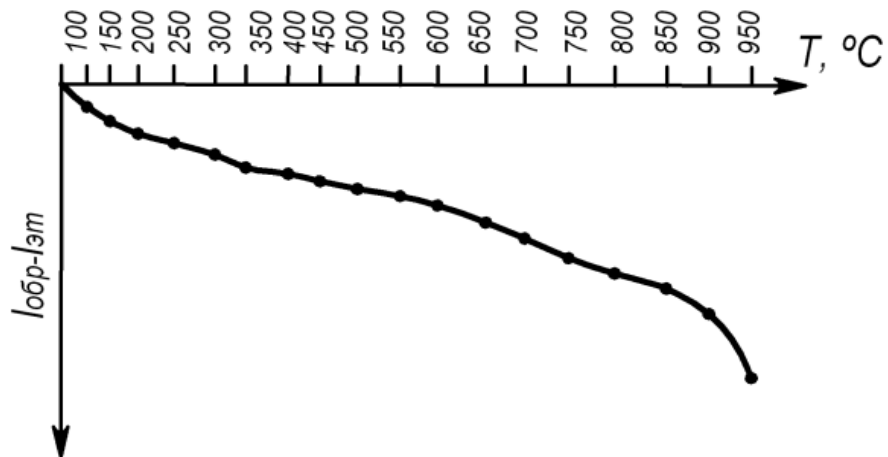


Рис. 5.8 – Ділатограма сталі 03X3CЮ

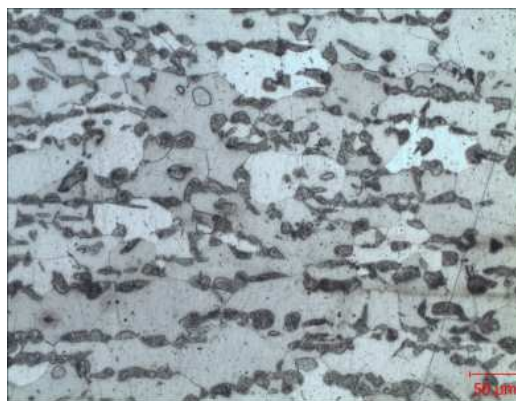


Рис. 5.9 – Мікроструктура відпаленої сталі 03ХЗСЮ, х200

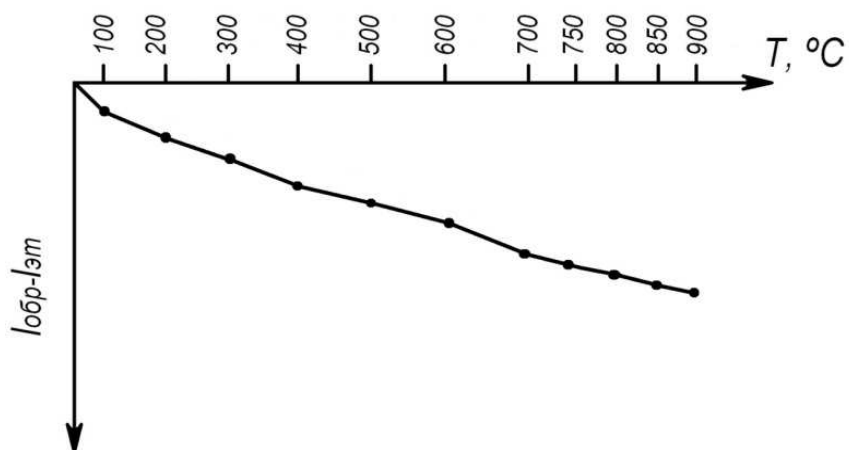


Рис. 5.10 – Ділатограма сталі 03ХЗСЮВМБФ

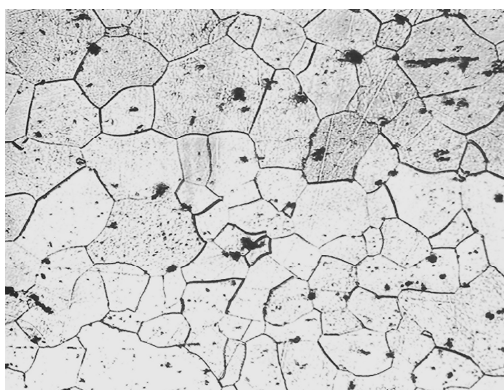


Рис. 5.11 – Мікроструктура відпаленої сталі 03Х8СЮВМБФ, х200

-
-

- Аналізуючи рис. 5.8 слід відмітити, що лінійний хід кривої порушується при досягненні температури близько 900 °С. Крива змінює кут нахилу, що вказує на термічне розширення зразка, що перевищує розширення еталона. Цьоможливотільки у випадку, якщо відбулося α - γ перетворення, так як коефіцієнт термічного розширення у аустеніті більше, ніж у фериті.
- Двохфазна сталь при температурі більшій за A_1 знаходиться в середині подвійної петлі, що розділяє α/γ фази. Підвищення температури нагріву призводить до поступового збільшення кількості аустеніту. Потім кількість аустеніту поступово зменшується, так як відбувається його перехід в δ -ферит. Це відображається в ході ділатометричної кривої нагрівання, яка в розглянутому випадку на початку має горизонтальне положення, а потім у зв'язку з наростанням кількості аустеніту, постійно опускається вниз.
-
- 5.3 Аналіз впливу рівня легування на отримання оптимального рівня механічних властивостей сталей марок 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ
- Випробування на розтягування сталі марки 03X3CЮ проводили згідно ГОСТ 1497-84 [10] на зразках, які вирізали у поздовжньому напрямку відносно напрямку деформування. Зразки випробували на розривній гідравлічній машині фірми «Instron» моделі 8801з одночасним автоматичним визначенням: умовної границі плинності, границі міцності, видовження. Додатково визначали твердість на твердовимірювачі Роквелл. Результати випробувань наведені в таблицях 5.10 та 5.11.
- Таблиця 5.10 – Механічні властивості гарячекатаних зразків сталі 03X3CЮ

Стан	Границя	Відносне	Границя	Твердість,
------	---------	----------	---------	------------

зразка			міцності σ _B , МПа	видовже- ння, %	Плинності σ _{0,2} , МПа	HRC
Гаряче- дефор- мований	поперечне направлення		640,4	32,6	156,0	27
	подовжнє направлення		669,5	30,5	177,1	47
поздовжній	Ре кристалізований (гартування)	T= 870°C	538,7	25,2	144,7	46
		T= 900°C	564,2	36	363,1	39
		T= 930°C	526,2	40	195,2	48
		T=950°C	535	28	300,5	41
		T=1000°C	596	28	267,5	42
Після відпалу, T= 950°C			445,7	20	237,3	39

Продовження таблиці 5. 10

- Таблиця 5.11 – Механічні властивості зразків з холоднокатаних смуг сталі 03Х3СЮ

Стан зразка			Границя міцності σ_B , МПа	Відносне видовже- ння, %	Границя плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Твердість , HRC
Холоднод- еформова ний	поперечне направлення		938,2	12	779,4	23
	подовжнє направлення		930,4	12	787,6	25
Поздовжній	ре кристалізований (гартування)	T= 870°C	501,4	26	260,4	28
		T= 900°C	525,6	27	274,3	32
		T= 930°C	505,2	26	299,0	29
		T=950°C	308,6	28	182,7	21
		T=1000°C	247,4	32	155,9	22

- Продовження табл. 5.11

- Виходячи з результатів механічних властивостей економнолегованої жаростійкої сталі 03ХЗСЮ у деформованому та рекристалізованому стані, можна спрогнозувати, що схильність до подальшого деформування у значній мірі залежить від відношення границі плинності до границі міцності (k), яке має бути значно менше 1[11].
- Відношення границі плинності до границі міцності для сталі 03ХЗСЮ у гарячекатаному та холоднокатаному стані після рекристалізації за різними режимами представлено у табл. 5.12.
- Таблиця 5.12 – Коефіцієнти k для сталі 03ХЗСЮ у гарячекатаному та холоднокатаному стані після рекристалізації за різними режимами

Температура рекристалізації, °C	Відношення границі плинності до границі міцності (k)	
	гарячекатаний стан	холоднокатаний стан
до рекристалізації	0,26	0,85
870	0,27	0,51
900	0,64	0,52
930	0,37	0,59
950	0,56	0,59
1000	0,45	0,63

- Таке співвідношення свідчить про можливість подальшої переробки гарячекатаних зразків на холоднокатані смуги навіть без додаткових рекристалізаційних нагрівів.
- В широкому діапазоні температур гартування (870-1000°C) основні властивості сталі (границі міцності та плинності, відносне видовження і твердість за Бринелем) залишаються майже постійними. Отримані властивості як в нагартованому стані, так і після різних режимів рекристалізації принципово не відрізняються. Це дає ряд переваг для металургійного переробу зливоків на

гарячекатані смуги та усуває необхідність у проміжних нагрівах при подальшій переробці гарячекатаних зразків на холоднокатані смуги в умовах промислового виробництва.

- Випробування на розтягнення сталі марки 03X8CЮВМБФ проводили згідно ГОСТ 1497-84 на пропорційних зразках типу І з розрахунковою довжиною $l_0 = 5,65\sqrt{F_0}$. Зразки випробували на розривній машині типу FM-1000 з установкою пружини на 24000МПа. Після розриву зразків визначали межу міцності σ_B , межу пластичності $\sigma_{0,2}$. Твердість HRB визначали на твердовимірювачі типу Роквелл.В таблиці 5.13 представлені механічні властивості сталі марки 03X8CЮВМБФ.
- Таблиця 5.13 – Механічні властивості гарячекатаних зразків сталі марки 03X8CЮВМБФ

Стан зразка			Границя міцності σ_B , МПа	Відносне видовження, %	Границя плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Твердість , HRC
Гаряче-деформований	поперечне напрямлення		-	-	-	-
	подовжнє напрямлення		649,8	22	166,1	-
Поздовжній	ре кристалізований (гартування)	T= 870°C	607,8	16	208,8	-
		T= 900°C	499,1	22	173,6	-
		T= 930°C	-	-	-	-
		T=950°C	622,1	22	203,3	-
		T=1000°C	548,7	18	191,4	-
Після відпалуT= 850°C			595,5	22	321,7	-
попечення	ре кристалізація	T= 870°C	599,6	16	216,1	-

		T= 900°C	597	16	268,8	-
		T= 930°C	585,5	18	295,5	-
		T=950°C	528,3	16	269,2	-
		T=1000°C	532,6	14	210,3	-

- Продовження табл. 5.13
- Механічні властивості холоднокатаного листа дослідної сталі є такими:
 $\sigma_T = 460 \text{ МПа}$; $\sigma_B = 680 \text{ МПа}$; $\delta_5 = 28 \%$; $\text{HRB } 77-79$; $\sigma_T/\sigma_B = 0,685$.
Значення механічних властивостей холоднокатаного листа з дослідної сталі свідчили про можливість отримання виробів шляхом штампування та витягування.
- Хімічний склад зазначеної сталі дозволив отримати однорідну феритну структуру і рівень експлуатаційних, і механічних властивостей близьких до властивостей сталей високохромистих корозійностійких та сталей, що містять нікель. W, V, Mo, та Nb сприяли досягненню певного рівня жароміцності.
- Таким чином, можна порівняти розроблені марки сталі. В таблиці 3.14 наведені основні механічні властивості сталей 08X8CrTi, 03X3Cr та 03X8CrNbMo.
- Таблиця 5.14 - основні механічні властивості сталей 08X8CrTi, 03X3Cr та 03X8CrNbMo.

Марка сталі	Границя міцності σ_B , МПа	Відносне видовження, %	Границя Плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Твердість, HRB
08X8CrTi	656	41	410	79
03X3Cr	340	42	210	68
03X8CrNbMo	680	28	460	79

-

- 5.4 Аналіз впливу рівня легування на отримання оптимального рівня експлуатаційних властивостей сталей марок 08X8CЮТч, 03X3CЮ та 08X8CЮВМБФ.
- 5.4.1 Результати випробувань стійкості до газової корозії зразків з дослідної сталі при температурі 400°C в окислювальному середовищі
- Порівняльні випробування жаростійкості проводили на зразках із економнолегованих дослідних сталей 03X3CЮ та 08X8CЮТч. Виготовлення зразків, їх підготовку та обробку результатів проводили згідно з ГОСТ 6130-71 [14]. Для випробування жаростійкості матеріалу лабораторних плавок змінного хімічного складу були виготовлені по 5 зразків розміром 50×25×1,4 мм. Зразки закладали у спеціальне пристосування у вигляді етажерки, яке виключало їх контакти. Пристосування завантажували у прогріту до 400°C електропіч з повітряною атмосферою і витримували впродовж 100 годин.
- При обробці отриманих результатів використовували методику розрахунку результатів за величиною привісу з отриманням приросту маси на одиницю площі.
- Результати порівняльних досліджень жаростійкості показали, що жаростійкість нової економнолегованої сталі 03X3CЮ менша за цей показник для сталі 08X8CЮТч (відповідно $8 \cdot 10^{-5}$ і $3,1 \cdot 10^{-5} \text{ г/см}^2$). Але таке значення жаростійкості відповідає хімічному складу сталі 03X3CЮ та за прогнозними розрахунками забезпечить ресурс експлуатації глушників шуму автомобілів на рівні 8-10 років. Результати досліджень жаростійкості показали, що жаростійкість нової економнолегованої сталі 03X8CЮВМБФ складає $4,2 \cdot 10^{-5} \text{ г/см}^2$. На рис. 5.12 наведена гістограма жаростійкості за привісом сталей марок 08X8CЮТч, 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ.

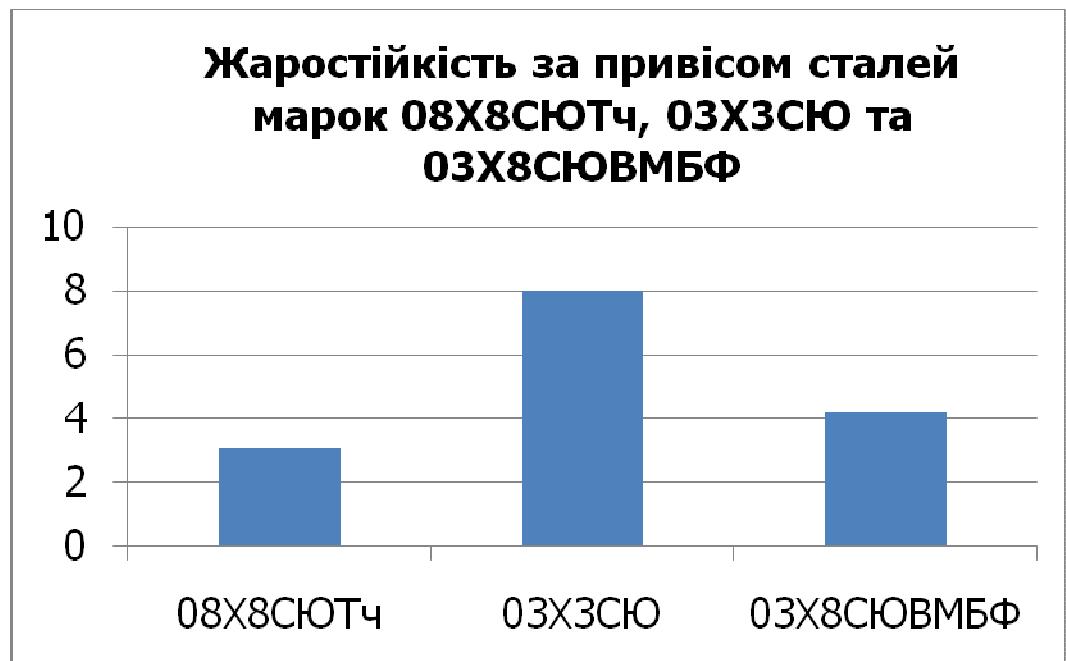


Рис. 5.12 - гістограма жаростійкості за привісом сталей марок 08Х8СЮТч, 03Х3СЮ та 03Х8СЮВМБФ.

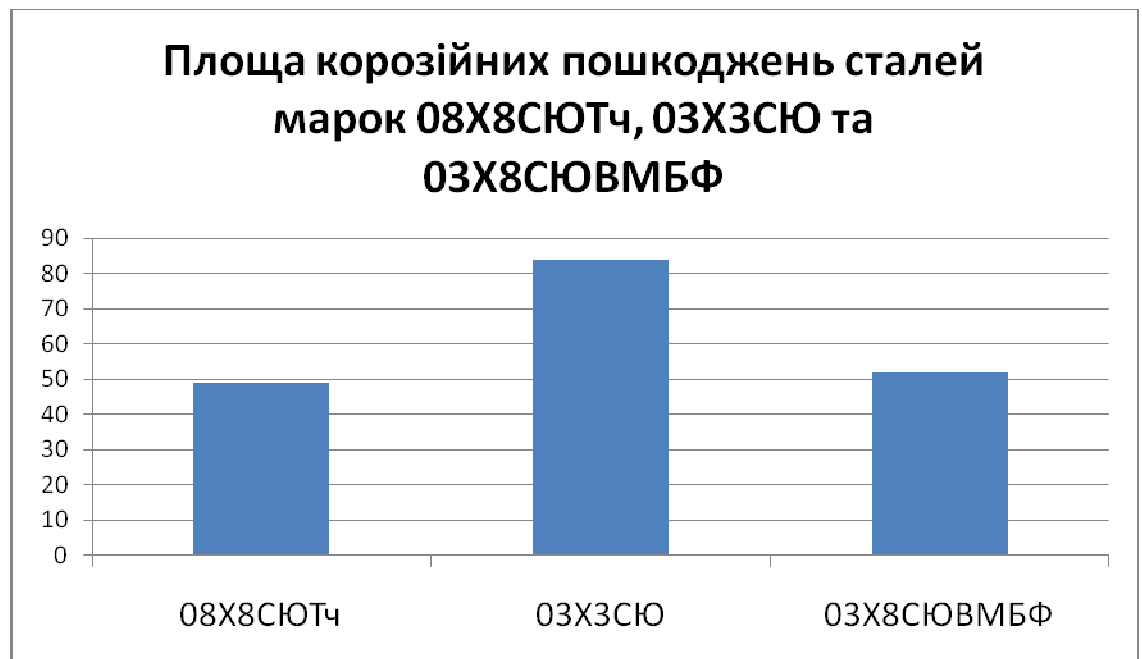
- 5.4.2 Результати порівняльних випробувань стійкості до атмосферної корозії прискореним методом
- Згідно плану робіт для випробування корозійної стійкості прискореним методом були отримані зразки з рекристалізованих холоднокатаних смуг дослідної сталі. Показники корозії та корозійної стійкості зразків визначали в умовах близьких до експлуатаційних для глушників шуму автомобілів та тракторів з урахуванням хімічного складу та структури сталі згідно Міждержавного стандарту ГОСТ 9.908-85 «Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости». Розміри зразків для дослідження корозії становили 50×30×1,5 мм. Поверхню зразків очищували від жирових та інших забруднень. Випробування були прискореними, проводили їх у кліматичній камері, яка є герметичним резервуаром об'ємом 0,25 м³. Камера оснащена підігрівальними елементами та контрольно-вимірювальними приладами. Влаштування камери дозволяє зволожувати зразки методом їх занурення у розчин. Розчином слугував 5-ти % NaCl з добавкою 0,25 г/дм³ оцтової кислоти як

катодного деполяризатора, який підтримує постійне значення $H=3,1-3,3$. Температуру в кліматичній камері під час дослідження підтримували на рівні 35°C , термін випробувань складав 100 годин.

- Показники корозійної стійкості визначали в залежності від умов випробування, хімічного складу металу, його структури та стосовно умов експлуатації запланованих виробів згідно ГОСТ 9.908-85 (1999)[15]. Площину зон, що ушкоджені корозією на поверхні зразків, вимірювали за допомогою координатної сітки.
- Середня площа зразків, які піддавали корозії, $0,00075 \text{ м}^2$, а середня площа корозійних пошкоджень – $0,000525 \text{ м}^2$. Ступінь ураження поверхні зразка корозією визначали за формулою (5.21)

$$G = \frac{\sum_{i=1}^n S_i}{S} \cdot 100, \quad (3.21)$$

- де S_i – площа i -ї зони, м^2 ;
- n – кількість зон;
- S – площа поверхні зразка, м^2 .
- Площа корозійних пошкоджень на зразках з дослідної сталі становила 70 %.
- Площа корозійних пошкоджень на зразках зі сталі 08Х8СЮТч (прототипу) становила 49%. Площа корозійних пошкоджень на зразках зі сталі 03Х3СЮ становила 84%. Площа корозійних пошкоджень на зразках зі сталі 03Х8СЮВМБФ становила 52%. На рис. 5.13 наведена гістограма корозійних пошкоджень сталей марок 08Х8СЮТч, 03Х3СЮ та 03Х8СЮВМБФ.



- Рис. 5.13 - гістограма корозійних пошкоджень сталей марок 08Х8СЮТч, 03Х3СЮ та 03Х8СЮВМБФ.

- 5.5 Перспективи використання економнолегованих жаростійких сталей феритного класу
- Виробництво автомобілів, що відповідає сучасним нормам експлуатації та здатних конкурувати на світовому ринку, неможливе без вживання заходів по зниженню токсичності відпрацьованих газів. Одним із
- найбільш ефективних методів рішення цієї задачі є установка каталітичного
- нейтралізатора в систему вихлопного тракту. Принцип роботи нейтралізатора
- заснований на каталітичному допаленні шкідливих складових відпрацьованих
- газів, і тим самим, зниження їх токсичності. Нейтралізатор являє собою щільниковий керамічний моноблок із нанесеною активною речовиною (реактор), який поміщено в металевий корпус.

- У реальних умовах експлуатації температури, що розвиваються в зоні реактора, складають біля 800°C. Присутність у складі відпрацьованих газів окисів вуглецю та азоту, парів водню і з'єднань сірки, а також вуглеводів, визначає високу їх хімічну агресивність. На зовнішню поверхню металевго корпусу впливає атмосферне середовище, що призводить до його корозії. Однією з вимог до моноблочних нейтралізаторів є мінімальна різниця між
- коефіцієнтами термічного розширення керамічного моноблоку та металу корпусу. При значній її величині відпрацьовані гази проходять не через щільники, а в зазор міжкерамічним блоком та металевим корпусом. Тоді нейтралізатор втрачає свою роль як допалювача відпрацьованих газів. Крім цього, це також може призвести до механічного руйнування керамічного блоку, внаслідок вібрації при експлуатації. Всі ці особливості експлуатації обумовлюють необхідність використання для виготовлення корпусу нейтралізатора високо легованих корозійно стійких сталей. Однак, сталі подібного класу, які виробляються вітчизняною металургійною промисловістю із ряду причин не цілком відповідають вимогам до матеріалів для виготовлення цих виробів. Так, наприклад, у корозійно стійкій сталі 12X18H10T, яка добре штампується та має високу жаростійкість, коефіцієнт термічного розширення набагато перевищує цей параметр у кераміки. Сталі 08X18T1, 04X17T, хоча і задовольняють вимогам по жаростійкості, корозійної стійкості, близькості коефіцієнтів термічного розширення, однак не мають достатньо гнучких механічних властивостей для проведення операцій штампування. Крім цього, всі ці сталі через високий вміст нікелю та хрому, дефіцитні і коштовні, що в умовах масового виробництва стримує широке їх використання.

- Досвід провідних автомобілебудівних фірм показує, що для виготовлення великої номенклатури деталей системи вихлопного тракту, до яких відносяться і нейтралізатори відпрацьованих газів, розроблені та використовуються економнолеговані жаростійкі сталі, що мають у своєму складі 10-11% хрому та стабілізовані титаном(YUS-409D, AISI-409, DINWNR 4512). Ці сталі відповідають вимогам до матеріалів при виготовленні деталей методами штампування та забезпечують достатній експлуатаційний ресурс. Однак, вони мають у своєму складі не виправдано великий вміст хрому, що може бути знижений за рахунок додаткового легування такими елементами як, наприклад, алюміній та кремній, котрі як і хром підвищують жаростійкість сталі.
- Створення економнолегованих сталей для деталей системи вихлопного тракту автомобілів у країнах СНД обмежалося розробками сталей 07X8ЮЦФ (ЧС53), 05X13ЦЮ (ЧС54) Центральним науково-дослідним інститутом чорної металургії. Однак, ці сталі за структурою є феритомартенситними, їх металургійний перероб на холоднокатаний лист має багато технологічних ускладнень, що не дозволило освоїти промислове виробництво з них холоднокатаного листового матеріалу. Альтернативою цим матеріалам можуть стати економно леговані однофазні феритні сталі, склад і структура яких забезпечують високу технологічність при виготовленні листового металопрокату готових виробів з нього, а також достатній рівень жаростійкості і корозійної стійкості.
- Так, кафедрою фізичного матеріалознавства було розроблено марку економнолегованої сталі 08X8СЮТч, яка була використана при виготовленні деталей колекторно – вихлопного тракту автомобілів та деяких тепло – напружених корпусних деталей пічного обладнання, в тому числі і в харчовій промисловості. Сталь марки

03X8CЮВМБФ може бути використана при виготовленні тепло – напружених деталей зерносушильних машин.

6 ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

6.1 Характеристика ринку екоономно-легованих жаростійких сталей

Найважливішою галуззю промисловості України є чорна металургія. Від об'єму виробництва і кількості чорних металів залежить розвиток усієї економіки України. Не дивлячись на розвиток виробництва нових матеріалів, наприклад пластмас, чорні метали зберегли роль основного конструктивного матеріалу - 80%.

В даний час розроблена комплексна програма розвитку гірничометалургійного комплексу України до 2018 року, яка передбачає оновлення основних фондів, впровадження нових технологій, реконструкцію, модернізацію устаткування, впровадження паливо, енерго і матеріалозберігаючих технологій, а також підвищення якості і розширення асортименту .

За результатами аналізу п'яти сил конкуренції на світовому ринку для ПАТ "Запоріжсталь" з метою забезпечення стійкої конкурентної позиції рекомендовано такі заходи: залучення іноземних інвесторів для участі в технічному переозброєнні металургійних агрегатів в основних цехах з метою підвищення конкурентоспроможності продукції; подальше розширення сертифікації металопродукції на відповідність її вимогам стандартів закордонних країн; освоєння нових схем зовнішньоекономічної діяльності, освоєння ринків збуту металопродукції в країнах Африки, закріплення та розширення ринків у країнах Північної та Південної Америки, країнах Центральної та Північної Європи. Водночас ключовим моментом залишається розширення внутрішнього ринку збуту металопродукції. Подальша ситуація в галузі буде залежати від стану справ у кінцевих. Споживачів металопродукції, а також політичної ситуації в Україні. Очікується, що в найближчій перспективі металургійні підприємства будуть

здійснювати заходи щодо розвитку киснево-конвертерного способу виплавки сталі та впровадження у виробництво економнолегованих марок сталей[64 ст 29].

Основними принципами для досягнення мети комбінату «Запоріжсталь» є маркетинговий підхід, заснований на принципах:

- дослідження та пошук потенціальних ринків збуту;
- орієнтація на споживачів, що дозволяє розуміти і задовольняти поточні і майбутні потреби споживачів;
- залучення працівників в систему управління якістю продукції організації;
- навчання і максимальне залучення кожного працівника в створення системи якості;
- розробка нових продуктів виробництва;
- розробка та поширення рекламної інформації;
- комплексний підхід, що передбачає раціональне використання ресурсів підприємства з метою зниження собівартості та відпускнуої ціни продукції ПАО Запоріжсталь;
- взаємовигідні відносини з постачальниками і всіма зацікавленими сторонами.

На комбінаті «Запоріжсталь» розроблена програма розвитку і вдосконалення виробничих потужностей, яка включає:

- реконструкцію комплексу устаткування по виробництву холоднокатаної листової сталі для автомобільної промисловості;
- технологічне переозброєння енергетичного господарства.

Комбінат розширює виробництво товарів народного споживання, асортимент яких сьогодні складає більше ста сімдесяти найменувань.

У сталеплавильному і прокатному виробництві впроваджені нові прогресивні енергозберігаючі технології.[64 ст 23].



Рисунок 6.1 Динаміка експорту і імпорту сталі 08х18н10т
“ПАО Запоріжсталь”

В основу науково-технічної розробки поставлено завдання створення низькохромистої та низьковуглецевої сталі з оптимальними експлуатаційними властивостями: достатнім рівнем корозійної стійкості в атмосферних умовах та жаростійкості в агресивних середовищах.[64 ст19].

Елементами позиціонування нової сталі можна зазначити:

- зменшення вмісту вуглецю до 0,02-0,04 % дає можливість, при збереженні схеми легування економно легованих жаростійких сталей, розробити та отримати матеріали, що найбільш ефективно відповідають умовам експлуатації конкретних виробів;
- під впливом підвищених температур та агресивного середовища на поверхні сталі утворюються тонкі щільні плівки, де вміст легувальних елементів значно перевищує їх вміст у складі сталі;
- були визначені границі вмісту легувальних елементів при розробці хімічного складу низько хромистої сталі для глушників автомобілів та інших виробів.

Для визначення раціональної схеми легування було створено лінійний план експерименту. Згідно цього плану були отримані плавки з різним вмістом таких легувальних елементів як хром, кремній та алюміній. З урахуванням трьох факторів впливу, було отримане лінійне рівняння в кодовому масштабі зі множинним коефіцієнтом кореляції, який був більше за 0,95; крім цього була знайдена середньоквадратична похибка коефіцієнтів цього рівняння з урахуванням дисперсії дослідів.

При проведенні експериментів у цій роботі, були використані сучасні методи досліджень структури, фізико-механічних, експлуатаційних і технологічних властивостей матеріалу. Проведено стендові і ходові випробування експлуатаційних властивостей вузлів системи вихлопного тракту автомобілів[64 ст15].

Регионы	1-9м									1-9м Итого
	реал.января	реал.февраля	реал.марта	реал.апреля	реал.мая	реал.июня	реал.июля	реал.августа	реал.сентября	
Украина	25,64%	28,73%	24,46%	29,10%	25,04%	26,75%	32,12%	27,46%	37,62%	28,68%
Турция	15,29%	8,28%	8,84%	12,22%	11,71%	13,10%	10,40%	13,60%	7,61%	11,20%
Другие	3,00%	4,33%	6,30%	4,74%	9,45%	2,44%	8,43%	16,17%	7,16%	7,12%
Россия	5,76%	6,23%	6,46%	7,79%	11,20%	5,63%	6,74%	6,06%	5,45%	6,75%
Болгария	5,13%	5,47%	11,87%	6,88%	2,02%	7,63%	7,15%	9,55%	2,41%	6,55%
Польша	8,53%	10,74%	8,35%	4,95%	3,73%	5,45%	4,81%	6,06%	4,90%	6,33%
Италия	1,84%	8,82%	4,77%	2,91%	8,36%	6,90%	6,06%	5,05%	11,21%	6,30%
Юж.азия	9,47%		6,59%			3,95%	6,54%	0,34%	7,36%	3,85%
Израиль	4,20%	3,70%	1,28%	5,40%	3,27%	1,62%	3,66%	2,79%	2,02%	3,03%
Алжир	1,30%	2,82%		5,42%	5,10%	7,94%		3,27%		2,83%
Эфиопия	2,03%		4,91%		2,56%	9,59%	1,76%		2,37%	2,64%
Иордания	4,13%	6,08%	5,32%	1,13%	3,33%		1,23%	2,57%		2,56%
Ливан	5,43%	3,79%	1,83%	3,07%	2,38%	2,09%		1,78%	1,56%	2,34%
Нигерия		2,85%	3,84%	1,58%	3,18%	2,06%	0,75%	2,49%	1,48%	2,03%
Македония				3,75%	1,78%		3,97%	0,78%	4,62%	1,68%
Ирак	1,41%	1,65%	0,41%	2,19%	2,45%	2,66%	1,37%	0,81%	1,26%	1,56%
Египет	4,07%			3,06%	2,10%	1,22%	3,86%			1,53%
ОАЭ	1,67%	0,63%	2,79%	0,83%	0,57%		1,15%	1,21%	2,10%	1,22%
Португалия		3,23%	1,99%	2,72%	1,77%					1,00%
Греция	1,09%	2,64%		2,23%		0,98%			0,87%	0,82%
Общий итог	100,00%	100,00%	100,00%	100,00%	100,00%	100,00%	100,00%	100,00%	100,00%	100,00%

Рисунок 6.2 Географія ринку збуту продукції сталі 08х18х10т на “ПАО Запоріжсталь”.

Результати досліджень дозволили визначити хімічний склад жаростійкої сталі феритного класу, що володіє оптимальним поєднанням експлуатаційних і технологічних властивостей.

В основу науково-технічної розробки поставлено завдання створення низько хромистої та низьковуглецевої сталі з оптимальними експлуатаційними властивостями: достатнім рівнем корозійної стійкості в атмосферних умовах та жаростійкості в агресивних середовищах.

Зменшення вмісту вуглецю до 0,02-0,04 % дає можливість, при збереженні схеми легування економно легованих жаростійких сталей, розробити та отримати матеріали, що найбільш ефективно відповідають умовам експлуатації конкретних виробів. Під впливом підвищених

температур та агресивного середовища на поверхні сталі утворюються тонкі щільні плівки, де вміст легувальних елементів значно перевищує їх вміст у складі сталі. Основними елементами, які забезпечують жаростійкість, є хром, кремній та алюміній. Помітний ефект утворення жаростійких плівок спостерігається при вмісті хрому, починаючи з 2%, кремнію – з 1 %, алюмінію – з 0,6 % [64 ст 23].

Проведені дослідження дали змогу отримати матеріали, що можуть успішно конкурувати з аналогами на зовнішніх ринках

6.2 РОЗРАХУНОК КОШТОРИСУ ВИТРАТ НА ПРОВЕДЕННЯ НДР

У складі витрат на проведення НДР враховується вартість всіх ресурсів, необхідних для реалізації комплексу робіт.

З метою визначення витрат на проведення науково-дослідницької роботи слід скласти кошторис витрат (Табл.2).

Таблиця 6.1 - Кошторис витрат на виконання НДР

Статті витрат	Умове позначення	Сума	
		грн	Частка, %
Матеріали, покупні вироби і напівфабрикати (за відрахуванням відходів, що реалізуються)	М	886	0,85
Спеціальне устаткування для наукових (експериментальних) робіт	СУ	700	0,70
Основна і додаткова заробітна плата виробничого персоналу	ЗПосн ЗП дод	48290	46,5
Відрахування на соціальне страхування (від суми основної і додаткової заробітної плати)	ЄСВ	10623,8	10,2
Витрати на відрядження	ВВ	3863,2	3,7
Роботи і послуги сторонніх організацій		—	
Накладні витрати	НВ	39580	38,1
Всього витрати на проведення НДР		103943	100

Продовження табл.6.1

6.2.1 Розрахунок вартості матеріалів

На цю статтю відносяться витрати з придбання основних матеріалів для проведення досліджень, а також для виготовлення дослідних зразків (Табл.6.2).

Таблиця 6.2- Розрахунок вартості матеріалів

Матеріал	Марка, ГОСТ, ДСТУ, ТУ	Одиниця виміру	Витрати матеріалу	Ціна за одиницю, грн/кг	Сума витрат, грн.
1. Задано	08x18n10	Кг	10	90 грн	900
2. Разом поворотні відходи	0,8X18N10 Т	Т	1, 5	1, 8	270
Відходи					
Разом за вирахуванням поворотних відходів	08 x 18 N10T	Т	8, 5		873
Транспортно-заготівельні витрати	Автомобіль	грн	300	10.000	13, 0
1	2	3	4	5	6
Всього з урахуванням транспортно-заготівельних витрат	Автомобіль	грн	400	486	886

Продовження табл. 6.2

Ціни на матеріальні ресурси визначають за відповідними прас-листами.

Транспортно-заготівельні витрати: 3-5% від вартості матеріалів.

6.2.2 Спеціальне устаткування для науково- експериментальних робіт

В цій статті враховуються витрати на закупівлю, доставку і монтаж лабораторних установок, вимірювальних і регулюючих приладів, пристроїв, випробувальної апаратури і тому подібне (Табл.6.3)

Таблиця 6.3 - Витрати на спеціальне устаткування

Перелік устаткування	Марка, ГОСТ, ДСТУ, ТУ	Кількість	Ціна за одиницю, грн.	Собівартість експлуатації, грн. / год.
Разом	Мим8	1	35000	2-5%
Транспортно-заготівельні витрати	Автомобіль	1	10000	1.5-3%
Всього	2	2	45.000	7%

6.2.3 Розрахунок заробітної плати

Витрати по цій статті складаються з планового фонду заробітної плати усіх категорій працівників, зайнятих в проведенні наукових досліджень.

Розрахунок заробітної плати робиться на підставі даних про трудомісткість (Табл.5.4)

Кількість місяців роботи науково-дослідної групи задається на підставі терміну виконання дипломної роботи. В даному випадку це не більше 10 місяців. Місячні посадові оклади і годинні тарифні ставки приведені в додатку.

Результати розрахунків зводяться в таблиці.

Таблиця 6.4- Розрахунок основної заробітної плати

№ з/п	Посада	ЗПосн грн	ЗП дод. грн	ЗП денна. грн	ФОП на 90 днів, грн
1	Керівник, доцент	5600	6160	246,4	68,44
2	Виконавець, м.н.с.	4500	4950	123,7	55
І т.д.	Лаборант	5000	5450	121,6	60,55

Разом		15100	16560	491.7	32,15
-------	--	-------	-------	-------	-------

Додаткова зарплата визначається в розмірі 8-10 % від основної заробітної плати штатних працівників.

Основна й додаткова заробітна плата по кошторису не повинна перевищувати 40 % кошторисної вартості.

6.2.4 Єдиний соціальний внесок

Ці витрати ЄСВ визначаються в розмірі 22 % від основної й додаткової заробітної плати.

З осн. = 43900 грн

З дод. = $\frac{З осн. \cdot 10}{100} = \frac{43900 \cdot 10}{100} = 4390 \text{ грн.}$

З заг. = 48290 грн.

ЄСВ = $\frac{З заг. \cdot 22}{100} = 48290 \cdot 0,22 = 10623 \text{ грн.}$

6.2.5 Витрати на відрядження

Ці витрати можна визначити прямим рахунком залежно від відряджених працівників, тривалості відрядження й транспортних витрат. На стадії проектування їх можна прийняти рівними 8-10 % від суми основної заробітної плати.

З відр. = $\frac{48290 \cdot 8}{100} = 3863,2 \text{ грн}$

6.2.6 Витрати на послуги сторонніх організацій

У цю статтю витрат включається оплата робіт і виробничих послуг, проведених іншими організаціями при виконанні даної дослідницької роботи у відповідності із укладеними договорами.

6.2.7 Накладні витрати

Накладні витрати по проведенню науково-дослідницької роботи визначаються у відсотках від основної заробітної плати її виконавців (у межах 80-100%). До них відносяться витрати, пов'язані з керуванням, змістом і експлуатацією устаткування й приміщень, створенням необхідних санітарно-гігієнічних умов.

З нак. = $\frac{З осн. \cdot 90}{100}$

$$3 \text{ нак.} = \frac{43900 \cdot 90}{100} = 39580 \text{ грн.}$$

6.2.8 Бальна оцінка економічної ефективності науково-дослідної роботи

Наукові дослідження, прямий підрахунок економічної ефективності по яких не представляється можливим, оцінюють за допомогою бальної системи (табл. 6.5)

Бальна оцінка проводиться по наступних найважливіших показниках:

- важливість розробки K_1 ;
- можливість використання результатів розробки K_2 ;
- теоретична значимість і рівень новизни дослідження K_3 ;

складність розробки K_4 .

Таблиця 6.5 - Шкала для оцінки важливості розробки K_1

№ з/п	Показник	Бали
1	Ініціативна робота, що не є частиною комплексної програми, або завданням відомчих органів	1
2	Робота, виконувана за договором про науково-технічну допомогу	3
3	Робота представляє частину відомчої програми	5
4	Робота представляє частину відомчої комплексної програми	7
5	Робота представляє частину міжнародної комплексної програми	8

Таблиця 6.6 - Шкала оцінки можливості використання результатів розробки K_2

№ з/п	Показник	Бали
1	У даному підрозділі	1
2	У даній організації	3
3	У багатьох організаціях	5
4	У масштабах країни	8

Таблиця 6.7 - Шкала оцінки теоретичної значимості й рівня новизни дослідження K_3

№ з/п	Показник	Бали
1	2	3
1	Аналіз, узагальнення й класифікація відомої інформації. Подібні результати були відомі в досліджуваній області	2

1	2	3
2	Одержання нової інформації, що доповнює знання про сутність досліджуваних процесів, не відомі в досліджуваній області	3
3	Одержання нової інформації, що змінює уявлення про сутність досліджуваних процесів, не відомої раніше	5
4	Створення нових теорій, методик	6
5	Одержання інформації, що сприяє формуванню напрямків, не відомих раніше	8

Таблиця 6.8 - Шкала оцінки показників складності дослідження K_4

№ з/п	Показник	Бали
1	Робота виконується одним підрозділом, витрати менш 10000 грн.	2
2	Робота виконується одним підрозділом, витрати 10000-50000 грн.	3
3	Робота виконується одним підрозділом, витрати 50000-100000 грн.	5
4	Робота виконується за участю багатьох підрозділів, витрати 100000-500000 грн.	7
5	Робота виконується декількома організаціями, витрати понад 500000 грн.	9

Загальна оцінка встановлюється за добутком коефіцієнтів:

$$Pc = K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4$$

$$Pc = 3 \cdot 5 \cdot 6 \cdot 5 = 450$$

Питомий ефект на кожний бал - 20 00 грн.

Загальний ефект від розробки складає:

$$E = Pc \cdot 400 \cdot K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4$$

$$E = 450 \cdot 400 = 180000$$

Економічна ефективність науково-дослідницької роботи ви значається за допомогою коефіцієнта ефективності, що характеризує частку загального ефекту від розробки, що приходить на одну грн. витрат (собівартості НДР):

$$K_e = \frac{E}{K_{ндр}}$$

$$K_e = \frac{180000}{103943} = 1.73$$

Висновок в ході досліджень ми отримали коефіцієнт ефективності 1.73 та як нормативний 1.5 .

6.3 Конкурентноспроможність економно-легованих жаростійких сталей.

ПАТ "Запоріжсталь" на світовому ринку металопродукції з використанням моделі п'яти сил конкуренції . Під час дослідження ринкового середовища підприємства визначено, що ключові позиції на ринку займають провідні компанії з часткою ринку більше 2 %. Загроза конкурентоспроможності підприємства з боку товарів-замінників є мінімальною.

Важливим кроком щодо утримання конкурентної позиції підприємства є якісно новий підхід до організації процесу стратегічного управління діяльністю підприємств металургійної галузі, оскільки особливої актуальності набуває своєчасне та адекватне реагування на зміни динамічного зовнішнього середовища, виклики процесів глобалізації та прискорення науково-технічного прогресу.

Якщо розглядати цей показник у розрізі трьох інтегрованих бізнес-груп, то його значення становило 83,32 % (7 підприємств). Отже, в Україні галузь чорної металургії характеризується станом олігополії. При цьому вірогідність появи нових конкурентів на світовому ринку та ринку України залежить від високих вхідних бар'єрів, тому що будівництво металургійного комбінату становить 700-800 млн дол. До того ж забезпечення заводу дешевими енергоресурсами та сировиною, доступу до нових технологій виробництва металопродукції та ноу-хау компаній, які працюють у галузі, наявність доступу до кваліфікованого персоналу і нового обладнання та важкодоступність каналів збуту металопродукції є актуальною проблемою. Виробництво металу є одним з найбільших енерго-, матеріаломістких виробництв, тому перспективними районами для зростання виробництва металу є ті, де найнижчі витрати на закупівлю енергоносіїв та сировини. Саме тому на сьогодні спостерігається зростання потужностей для

виробництва металу в країнах Близького та Середнього Сходу, Китаї та Південній Африці. За результатами аналізу впливу товарів-замінників на конкуренцію в галузі чорної металургії встановлено, що вироби з кольорових металів, пластику та металопластику мають значно більшу собівартість, ніж чорний метал.



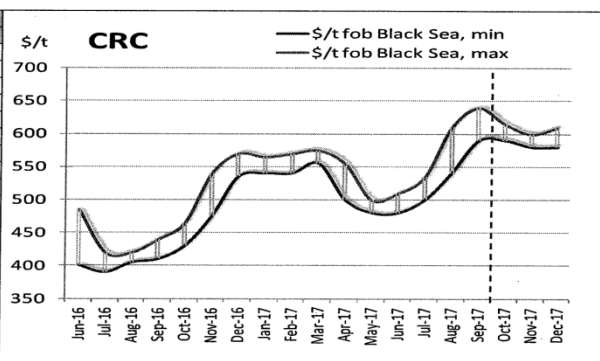
01.09.2017 – 06.10.2017

Цены на х/к рулон*, толщина 0.5-3.0 мм, ASTM A36/A622, \$/мт fob Черное море

15.09.17	22.09.17	29.09.17	Current week	Next week	Till the end of month	Nov-2017	Dec-2017
625	635	625	605-615	595-605	590-600	580-600	580-610

* - цена комбината для небольших и нерегулярных партий (60-130 т) или цена крупного трейдера на вторичном рынке. Для крупных и постоянных клиентов товар в настоящее время контрактируется по 595-605\$. Срок поставки – 6-7 недель. Условия оплаты – аккредитив

Period	Export Prices, \$/t fob, Black Sea	
	min	max
Jun-16	400	485
Jul-16	390	420
Aug-16	405	420
Sep-16	410	440
Oct-16	430	465
Nov-16	475	540
Dec-16	535	570
Jan-17	540	565
Feb-17	540	570
Mar-17	555	575
Apr-17	500	555
May-17	480	500
Jun-17	480	510
Jul-17	500	535
Aug-17	540	610
Sep-17	590	640
Oct-17	590	615
Nov-17	580	600
Dec-17	580	610

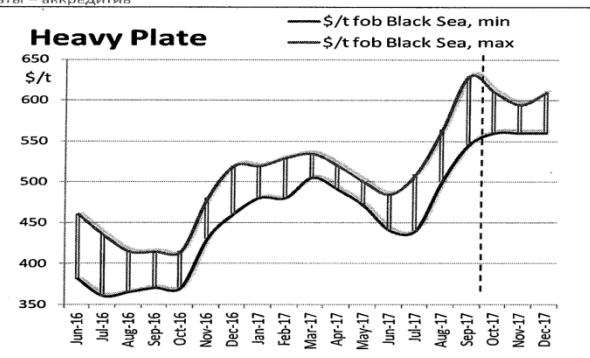


Цены на толстый лист, 10-30 мм, ASTM A36/A36M/A572, \$/мт fob Черное море**

15.09.17	22.09.17	29.09.17	Current week	Next week	Till the end of month	Nov-2017	Dec-2017
585	605	600	580-610	570-600	560-590	560-595	560-610

** - средние цены для рядового толстого листа украинского производства партиями 60-130 т с поставкой через 7-8 недель. Котировки на судосталь на 30-50 \$/мт дороже. Условия оплаты – аккредитив

Period	Export Prices, \$/t fob, Black Sea	
	min	max
Jun-16	380	460
Jul-16	360	435
Aug-16	365	415
Sep-16	370	415
Oct-16	370	415
Nov-16	430	480
Dec-16	460	520
Jan-17	480	520
Feb-17	480	530
Mar-17	505	535
Apr-17	490	520
May-17	470	500
Jun-17	440	485
Jul-17	440	510
Aug-17	500	565
Sep-17	545	630
Oct-17	560	610
Nov-17	560	595
Dec-17	560	610



тел: +38044 484 43 68; e-mail: subscribe@delphicasteel.com

21

Графік 6.3 Ціни світового ринку ПАО “Запорісталь”

За результатами аналізу статистичних даних встановлено, що конкурентну позицію ПАТ "Запоріжсталь" на світовому ринку чорної металургії визначають місце підприємства серед інших виробників та структура споживачів, 70 % яких знаходиться на зовнішніх ринках. Саме тому для

забезпечення стабільної конкурентної позиції ПАТ

"Запоріжсталь"

запропоновано здійснити технічне переозброєння комбінату.

Орієнтація галузі переважно на зовнішні ринки (близько 80% продукції реалізується на експорт), робить її чутливою до кон'юнктури світових ринків чорних металів, а також вжиття різних дискримінаційних заходів по відношенню до українського експорту в різних країнах. До того ж до 50% українського експорту належить до напівфабрикатів, які є найбільш чутливими до коливань попиту і цін. Падіння цін на українську металургійну продукцію було пов'язано зі зростаючою конкуренцією виробників з Китаю і сезонним скороченням попиту в основних країнах-споживачах.

Проблема вітчизняного металургійного комплексу в тому, що Україна отримала його у спадщину надзвичайно енергоємним. Проте є й інші, менші металургійні заводи, які стають містоутворюючими. У таких випадках в край необхідною є реструктуризація металургії, котра враховує внутрішню й зовнішню потреби в металі, його рентабельність. Стратегія підвищення конкурентоспроможності металургійного комплексу України на зовнішніх ринках має спиратися на стабільні фінансові джерела, які необхідні для проведення докорінної реконструкції технологічної бази галузі, модернізації, насамперед на прями підвищення енергоефективності та ресурсозбереження.

7 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

Дипломна робота присвячена визначенню впливу хімічного складу на структуру та властивості жаростійких сталей, що містять до 8 % хрому.

7.1 Аналіз потенційних небезпек

- Ураження електричним струмом в результаті порушення правил електробезпеки, несправності обладнання для підготовки дослідницьких зразків може призвести до електричних травм або летального наслідку.
- Термічні опіки внаслідок торкання нагрітих поверхонь обладнання або зразків, знехтування індивідуальними захисними засобами.
- Хімічні опіки внаслідок необережного поводження з травильниками при травленні мікрошліфів.

-Механічні травми при виготовленні зразків для металографічних досліджень структури при використанні обладнання з частинами, що обертаються.

- Незадовільні параметри повітряного середовища на робочому місці через неправильну систему кондиціювання призводять до захворювання органів дихальних шляхів та легенів, а також негативно впливають на шкіру та очі.

-Напруженість праці-характеристика трудового процесу, що пов'язана з навантаженням переважно на центральну нервову систему, органи чуття, емоційну сферу працівника – монотонність, емоційні перевантаження, що може призвести до роздратованості, зниження насаги на дотримання правил безпеки, втоми та перевтоми, втрати працездатності.

- Незадовільні ергономічні умови робочого місця , внаслідок використання застарілого офісного обладнання, не відповідності параметрів робочого місця антропометричним характеристикам виконавця., що може призвести до зниження працездатності та пошкоджень опорно-рухового апарату.

- Недостатнє освітлення через вихід з ладу освітлювальних приладів та неправильного їх розміщення впливає на функціонування зорового апарату, тобто визначає зорову працездатність, на психіку людини, її емоційний стан, викликає втому центральної нервової системи, що виникає в результаті докладених зусиль для впізнання чітких чи сумнівних сигналів.

- Можливість загоряння внаслідок порушення правил безпеки чи виходу з ладу обладнання може призвести до пожежі.

- Не правильні дії в надзвичайних ситуаціях через недотримання правил дії при надзвичайних ситуаціях може призвести до паніки.

7.2 Заходи по забезпеченню загальної безпеки

Для запобігання *ураження електричним струмом* електрообладнання має відповідати ГОСТ 12.2.007.0-75 «Вироби електротехнічні. Загальні вимоги безпеки», ГОСТ 12.2.003-91 «Обладнання виробниче. Загальні вимоги безпеки» и ПУЕ-2007. Експлуатація електрообладнання та електроустановок має проводитися відповідно «Правила технічної експлуатації електроустановок» (ПТЕ), «Правила технічної експлуатації електроустановок споживачем» та «Правила техніки безпеки при експлуатації електроустановок споживачем».

Для забезпечення захисту від *випадкового торкання до струмопровідних частин* необхідно прийняти наступні способи і засоби: захисне огороження;

ізоляція струмопровідних частин; захисне відключення; блокування; знаки безпеки. Для забезпечення захисту від ураження електричним струмом при торканні до металевих не струмопровідних частин, які можуть опинитися під напругою в наслідок пошкодження ізоляції, застосовують захисне заземлення, занулення, вирівнювання потенціалу системи захисних дротів, захисне відключення, ізоляцію не струмопровідних частин, які можуть опинитися під напругою вище 24 В. засоби індивідуального захисту та ін. Всі металеві частини виробничого обладнання (станини, корпуси, електродвигуни, каркаси пультів керування та ін.), якщо вони можуть опинитися під напругою вище 42 В, мають бути заземлені згідно ПУЕ-2007. Для цього їх оснащують легко оглядним пристроєм заземлення $R < 4 \text{ Ом}$ або з'єднують з нульовим дротом.

Для уникнення *хімічних опіків* передбачено:

- зберігання кислот у місцях, де можливе їх стикання з деревиною, та іншими речовинами органічного походження (для нейтралізації випадково розлитих кислот місця їх зберігання необхідно забезпечувати готовими розчинами крейди, вапна або соди);

- під час зберігання азотної та сірчаної кислот треба вжити заходів до недопущення стикання їх з деревиною, та іншими речовинами органічного походження. Концентровану азотну кислоту не дозволяється розливати у скляні сулії.

- під час роботи використовувати гумові рукавиці **ГОСТ 20010-93** «Перчатки резиновые технические. Технические условия», окуляри «Очки защитные» ГОСТ Р 12.4.013-97, респіратор ГОСТ 12.4.028-76 ССБТ. Респираторы ШБ-1 "Лепесток". Технические условия (с Изменениями N 1, 2), спеціальний одяг ГОСТ 12.4.011-89 «Средства защиты работающих»;

- мати поблизу нейтралізуючі речовини, аптечку, джерело проточної води;

Заходи безпеки *при роботі на шліфувальних і заточувальних верстатах*:

- установка абразивних кіл на верстатах повинна проводитися тільки спеціально проінструктований наладчиками;

- перед установкою коло ретельно оглянути на відсутність тріщин;

- користуватися колами, мають тріщини або вибоїни, забороняється. Круги абразивні повинні мати штамп або наклейку про випробування - порядковий номер кола і підпис особи, відповідальної за випробування. Використання кіл без відмітки про випробування забороняється. Дані про випробування кожного кола записуються в журнал випробувань кола;

- у кожного верстата вивішати табличку із зазначенням допустимої роботи окружної швидкості використовуваних кіл і частоти обертання шпинделя верстата в хвилину;

- обертається абразивний круг, виступаючі кінці шпинделя і кріпильні деталі захистити захисними кожухами;

- підручники повинні мати достатню за величиною майданчик для стійкого положення оброблюваного виробу. Зазор між краєм підручника і робочою поверхнею шліфувального круга повинен бути не більше 3 мм;

- при заточуванні інструменту не ставати проти поворотного круга. Стояти дозволяється поза небезпекою обертання кола (каменя);

- при роботі на верстаті підводити деталь необхідно плавно, не допускати ударів деталі про коло;

- при виявленні биття кола необхідно зупинити верстат і встановити несправність;

- при заточуванні інструмент надійно тримати в руках, щоб не допустити заклинювання його між підручником і кругом.

Під час роботи заточувальних верстатів не допускається: зачищати коло і торкатися його руками;

- користуватися несправними і не випробуваним колами;

- відкривати захисні кожухи кола, вала, шпинделя, шківа, ременя;

- одягати, знімати і перекладати ролики;

- працювати без підручника, захисного екрана або окулярів, якщо верстат не заземлений і не обладнаний установкою для відсмоктування абразивного пилу. ГОСТ 12.3.028-82 «Процессы обработки абразивным и эльборовым инструментом»

Напруженість праці визначається згідно ГН 3.3.5-8-6.6.1-2002 «Гігієнічна класифікація праці за показниками шкідливості та небезпечності факторів виробничого середовища, важкості та напруженості трудового процесу». Для профілактики втоми застосовують скорочену тривалість робочого дня, враховують засоби механізації, автоматизації, застосовують раціональну організацію трудового процесу, максимально скорочують статичні операції, усувають зайві прийоми у роботі і т. ін.

Важливе значення для профілактики втоми має режим праці та відпочинку, що передбачено в КЗпП. Завдяки періодам відпочинку, що регламентується законодавством, працездатність відновлюється, що є функціональною властивістю організму людини.

При обладнанні робочого місця для проведення дослідницьких робіт необхідно враховувати, що конструкція всіх елементів виробничого обладнання, з якими людина в процесі трудової діяльності здійснює безпосередній контакт, повинна відповідати його антропометричним характеристикам, при виконанні робіт в сидячому положенні в конструкцію робочого місця слід включити крісло і підставку для ніг, а також передбачити в конструкції виробничого обладнання простір для розміщення ніг, що дозволяють виконувати роботи при високій посадці працюючого згідно ГОСТ 12.2.049-80 ССБТ Оборудование производственное. Общие эргономические требования. Робоче місце при виконанні робіт в положенні сидячі повинно відповідати вимогам ГОСТ 12.2.032-78 Рабочее место при выполнении работ сидя. Общие эргономические требования, в положенні стоячи - ГОСТ 12.2.033-78 Система стандартов безопасности труда. Рабочее место при выполнении работ стоя. Общие эргономические требования.

7.3 Заходи із забезпечення виробничої санітарії і гігієни праці

Для забезпечення задовільних параметрів *повітряного середовища* робочого простору (температура, вологість, швидкість переміщення повітряних мас) обов'язковим є кондиціювання приміщення згідно ГОСТ 2.2.137-96 «Оборудование для кондиционирования воздуха и вентиляции. Общие требования безопасности», СНиП 2.04.05-91 «Отопление, вентиляция и кондиционирование», ГОСТ 30646-99 «Кондиционеры центральное общегоназначения. Общие технические условия», ГОСТ 12.1.005-88 ССБТ Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны.

Вибір системи освітлення залежить від зорових робіт і визначається за Державними будівельними нормами України ДБН В.2.5–28–2006 «Природне і штучне освітлення», ГОСТ 12.2.007.13-2000 ССБТ «Лампы электрические. Требования безопасности», ГОСТ МЭК 60598-2-2-2002 «Светильники. Часть 2. Частные требования. Раздел 2. Светильники встраиваемые».

При цьому враховується вимога, що при виконанні в приміщеннях робіт І–ІІІ, IVa, IVб, IVв, Va розрядів слід застосовувати систему комбінованого освітлення. Використання системи загального освітлення передбачено при технічній неможливості або недоцільності влаштування місцевого освітлення при узгодженні з органами державного санітарного нагляду. При комбінованому освітленні доля загального повинна складати не менше 10%.

В роботі передбачено визначення необхідного світлового потоку світильників для забезпечення нормованого значення мінімальної освітленості робочої площі.

Найбільш точним методом для розрахунку загального рівномірного освітлення, що враховує прямий світловий потік світильників та відбите світло від стін і стелі, вважається метод світлового потоку (або коефіцієнта використання світлового потоку). Метод дозволяє визначити оптимальну кількість ламп та потужність освітлювальної установки при рівномірному розміщенні світильників загального освітлення.

Основними розрахунковим рівнянням методу світлового потоку є:

$$\Phi_{\text{л}}$$

, де - розрахункове значення світлового потоку однієї лампи в кожному світильнику, лм;

$$E_{\text{н}}$$

- нормоване значення освітленості, лк;

$$S$$

- площа освітлюваної поверхні, м²;

$$k_{\text{з}}$$

- коефіцієнт запасу;

$$z$$

- коефіцієнт мінімальної освітленості;

$$N$$

- загальна кількість світильників;

$$n$$

- кількість ламп у одному світильнику;

$$\eta$$

- коефіцієнт використання світлового потоку.

Для розрахунку необхідно визначити площу освітлюваної поверхні, в даному випадку використано приміщення розмірами 5,5*4,6*3(м), тобто площа освітлюваної поверхні 25,3 м².

- Вибираємо систему освітлення: для приміщень лабораторного типу використовується комбіноване освітлення.

- Визначаємо рівень нормованої освітленості ($E_{\text{н}}$) в залежності від найменшого розміру об'єкта розрізнення (від 0,3 до 0,5 мм). Так як робота потребує високої точності, то розряд зорових робіт – III г, $E_{\text{н}} = 200$ лк.

- Вибираємо джерела світла. Так як в приміщенні замало природного світла, ведуться роботи з дрібними об'єктами, доцільно обрати люмінесцентні лампи денного світла (ЛД).

- Обираємо тип світильника для обраних ламп з урахуванням умов навколишнього середовища, характеристики і класу освітлювального приміщення. Світильники типу НПБ: згідно ГОСТ 14254–80 IP=21, L/h=1,4.

- Оцінюємо коефіцієнт запасу та коефіцієнт нерівномірності освітлення: $k_3 = 1,55$; $z = 1,1$.

- Оцінюємо коефіцієнт відбиття поверхонь приміщення в залежності від виділення пилу у процесі роботи. Так як робоче приміщення – світле, то маємо значення коефіцієнтів: $\rho_c = 70\%$; $\rho_{ст} = 50\%$; $\rho_{п} = 30\%$.

- Розраховуємо кількість рядів світильників у приміщенні:

$$N_p = B / ((H/h) \cdot [L/h]) = 4,6 / ((3-1) \cdot 1,4) = 2 \text{ ряди}$$

- Визначаємо максимально припустиму відстань між рядами світильників:

$$L_{max} = B / N_p = 4,6 / 2 = 2,3 \text{ м}$$

- Висота підвісу світильника над робочою поверхнею:

$$H = L_{max} / [L/h] = 2,3 / 1,4 = 1,6 \text{ м}$$

- Висота звисання світильника від стелі:

$$h_3 = H - h_p - h = 3 - 1 - 1,6 = 0,4 \text{ м}$$

- Чисельне значення індексу приміщення;

$$i = A \cdot B / (h \cdot (A+B)) = 5,5 \cdot 4,6 / (1,6 \cdot (5,5+4,6)) = 1,57$$

- Значення коефіцієнта використання світлового потоку η

$$\eta = 49\% = 0,49$$

- Визначаємо сумарний світловий потік освітлювальної установки у даному приміщенні

$$\Phi_{\Sigma} = (E_n \cdot S \cdot k_3 \cdot z) / \eta = (200 \cdot 5,5 \cdot 4,6 \cdot 1,55 \cdot 1,1) / 0,49 = 1760 \text{ лм}$$

- Визначаємо умовну загальну кількість світильників у приміщенні, виходячи з позиції розташування їх у вершинах квадрата:

$$N^* = AB / L_{max}^2 = 5,5 \cdot 4,6 / 2,3^2 = 4,7 \approx 6 \text{ шт}$$

- Розраховуємо світловий потік умовного джерела світла:

$$\Phi_{л}^* = \Phi_{\Sigma} / N_{л} = 1760 / 6 = 293 \text{ лм}$$

де $N_{л}$ – загальна кількість ламп у приміщенні, шт;

$$N_{л} = N^* \times n = 6 \cdot 1 = 6 \text{ шт}$$

n – кількість ламп у світильнику

- тип стандартної лампи з найближчим значенням фактичного світлового потоку лампи $\Phi_{л}$ – КСЛ, $\Phi_{л} = 400$, потужність 7 Вт

$$m = \Phi_{л}^* / \Phi_{л} = 293 / 400 = 0,73$$

- Оптимальна кількість світильників у приміщенні:

$$N = N^* \cdot m = 6 \cdot 0,73 = 4,38 \text{ шт}$$

- Фактична кількість

$$N_{\phi} = 6 \text{ шт}$$

- Визначаємо розрахункову освітленість E_p у приміщенні, що створюється при застосуванні стандартних ламп:

$$E_p = (\Phi_{\text{л}} \cdot N_{\text{л}} \cdot \eta) / (S \cdot k_z \cdot z) = (400 \cdot 6 \cdot 4,9) / (5,4 \cdot 4,6 \cdot 1,55 \cdot 1,1) = 272,6 \text{ лк}$$

- Розраховуємо загальну потужність освітлювальної установки:

$$P_{\Sigma} = N_{\text{л}} \cdot P_{\text{л}} = 6 \cdot 7 = 42 \text{ Вт}$$

Для освітлення приміщення необхідно використати 6 світильників типу НПБ по одній лампі КСЛ у кожному, світловий потік кожної лампи $\Phi_{\text{л}} = 400$, загальна потужність світильників 42 Вт. Освітленість у приміщенні за таких умов 272,6 лк.

7.4 Заходи щодо забезпечення пожежної безпеки

Для забезпечення пожежної безпеки необхідно дотримуватися вимог СНиП 2.01.02-85 «Протипожежні норми проектування будинків та споруд».

Вибір типу та визначення необхідної кількості вогнегасників виконується згідно з залежністю від протипожежної здатності вогнегасників, обмежувальної площі дії, класу пожежі в захищуваному приміщенні.

Розташування обладнання повинно відповідати вимогам ГОСТ 12.1.004-91 "Пожежна безпека. Загальні вимоги".

Для гасіння загорянь первичний засіб пожежогасіння передбачає один вогнегасник ОУ-5.

7.5 Заходи з цивільної оборони

Найбільшу небезпеку для життєдіяльності виробничого персоналу представляють аварії технічних систем. Причинами аварій можуть бути стихійні лиха, порушення режимів технологічних процесів (недотримання технологічної дисципліни) або правил експлуатації виробничого, енергетичного, транспортного та ін обладнання, а також правил техніки безпеки.

З особливостей небезпечних аварій слідус: захисні заходи і, перш за все, прогнозування, виявлення і періодичний контроль за змінами обстановки,

оповіщення персоналу підприємства повинні проводитися з надзвичайно високою оперативністю. Локалізація джерела надходження СДОР в навколишнє середовище має вирішальну роль в попередженні масової поразки людей. Швидке здійснення цієї задачі може направити аварійну ситуацію в контрольоване русло, зменшити викид СДОР і істотно знизити збитки.

Захист від СДОР являє собою комплекс заходів, що здійснюються з метою виключення або максимального послаблення поразки персоналу і збереження його працездатності.

Комплекс заходів по захисту від СДОР включає:

- Інженерно-технічні заходи щодо зберігання і використання СДОР;
- Підготовку сил і засобів для ліквідації хімічно небезпечних аварій;
- Навчання їх порядку і правилам поведінки в умовах виникнення аварій;
- Оповіщення про безпосередню загрозу поразки СДОР;
- Тимчасову евакуацію з небезпечних районів;
- Хімічну розвідку району аварії;
- Пошук і надання медичної допомоги постраждалим;
- Локалізацію та ліквідацію наслідків аварії.

Обсяг і порядок здійснення заходів щодо захисту багато в чому залежать від конкретної обстановки, яка може скластися в результаті аварії, наявність часу, сил і засобів для здійснення заходів з захисту та інших факторів.

Всі заходи щодо захисту відображаються в плані захисту об'єкта, який розробляється завчасно з участю всіх головних фахівців об'єкту. План розробляється, як правило, текстуально з додатком необхідних схем, що вказують розміщення об'єкту, сил і засобів ліквідації наслідків аварії, їх організацію і т.д. Він складається з декількох розділів і визначає підготовку об'єкту до захисту та порядок ліквідації наслідків аварії згідно з ДБН В.1.2-4-2006 «Інженерно-технічні заходи цивільного захисту (цивільної оборони)».

7.6 Висновки з розділу «Охорони праці та безпека в надзвичайних ситуаціях»

Для виключення ураження електричним струмом в проекті передбачені організаційні та технічні заходи, які передбачають : проведення навчань з правил електробезпеки, перевірку знань та атестацію персоналу на четверту

або третю групу з електробезпеки, експлуатація та ремонт обладнання повинні здійснюватись спеціально підготованим персоналом, використання захисного заземлення та занулення, розташування струмопровідних частин на недоступній висоті.

Для виключення механічних травм при підготуванні зразків на абразивних кругах необхідно щоб, устрій опорна підставка повинен знаходитися в правильному положенні, відстань між кругом і опорна підставка не перевищувала 3 мм, абразивний круг повинен бути захищений кожухом.

Для уникнення термічних опіків передбачено використання індивідуальних засобів захисту.

Для виключення отримання хімічних опіків при травленні зразків у кислотних або лужних розчинах доцільно використовувати індивідуальні засоби захисту: окуляри захисні для захисту очей, фартухи гумові, рукавиці гумові, чоботи гумові.

Для профілактики втоми застосовують скорочену тривалість робочого дня, враховують засоби механізації, автоматизації, застосовують раціональну організацію трудового процесу, максимально скорочують статичні операції, усувають зайві прийоми у роботі.

При обладнанні робочого місця для проведення дослідницьких робіт необхідно враховувати, що конструкція всіх елементів виробничого обладнання, з якими людина в процесі трудової діяльності здійснює безпосередній контакт, повинна відповідати його антропометричним характеристикам.

Для забезпечення задовільних параметрів повітряного середовища робочого простору (температура, вологість, швидкість переміщення повітряних мас) обов'язковим є кондиціонування приміщення.

Робоче приміщення повинно бути оснащене штучним освітленням, яке рівномірно має заповнювати весь простір. В проекті передбачено визначення необхідного світлового потоку світильників для забезпечення нормованого значення мінімальної освітленості робочої площини.

Для уникнення можливості загорянь необхідно дотримуватись правил протипожежної безпеки. Основними організаційними заходами є наявність інструкцій з пожежної безпеки, планів евакуації співробітників в разі пожежі. Основними технічними засобами пожежної безпеки є оснащення будівлі пожежним інвентарем і підтримка його в робочому стані, а також первинними засобами пожегасіння: вогнегасниками, системами сповіщення.

Для забезпечення безпеки персоналу в умовах надзвичайної ситуації необхідною умовою є навчання, проведення інструктажів та тренажів.

ВИСНОВОК

Одним з найбільш ефективних способів захисту сталей і сплавів від газової і атмосферної корозії є їх легування елементами, які утворюють на поверхні метала захисні оксидні плівки, при високотемпературному окисленні, і пасивні плівки в умовах атмосферної корозії.

Основним легувальним елементом, який підвищує жаростійкість і корозійну стійкість сплавів на основі заліза є хром. Цей елемент утворює при високотемпературному окисленні метала тугоплавкий оксид Cr_2O_3 і підвищує пасивність метала в атмосферних умовах.

Додаткове легування залізохромистих сплавів алюмінієм і кремнієм значно підвищує їх жаростійкість. Результат досягається за рахунок утворення оксидів Al_2O_3 і SiO_2 , які в поєднанні з оксидом хрому формують на поверхні метала захисні плівки шпінельного типу.

Порівняльні випробування показали, що жаростійкість сталей 08X8CЮТч, 03X3CЮ та 03X8CЮВМБФ може порівнюватись з жаростійкістю сталей 12X18H10T, 08X18T1.

Високі жаростійкі властивості сталі 08X8CЮТч зберігаються при температурах порядку 900°C та тривалих термінах експлуатації за рахунок утворення на її поверхні щільних, добре зчеплених з матрицею оксидних плівок, які уявляють з себе комплексне з'єднання оксидів хрому, алюмінію, кремнію шпінельного типу.

Аналіз отриманих результатів свідчить про те, що економнолегована сталь 08X8CЮТч зберігає жаростійкість і не поступається за нею сталі 12X18H10T до температур 1200°C . Подальше вдосконалення системи легування може надати можливість використовувати сталі феритного класу і при більш високих температурах. Аналіз нової марки сталі 03X8CЮВМБФ свідчить про те, що дана сталь зберігає жаростійкість і не поступається за нею сталі 12X18H10T до температур 1200°C , а також володіє певним рівнем жароміцності, і може використовуватись при більш високих температурах.

ЛІТЕРАТУРА

1. Теорія процесів прокатного та трубного виробництва. Методичні вказівки до лабораторного практикуму для студентів ЗДІА спеціальності 7.090404 “ОМТ” денної та заочної форм навчання / Укл.: Б.П. Середа, М.Г. Прицип – Запоріжжя, 2004. – 42 с.
2. Середа Б.П. Металлография цветных металлов и сплавов. Учебное пособие. / Середа Б.П. – Запорожье: ЗГИА, 2000. – 215 с.
3. Божков А. И. Плоскостность тонколистового проката / Божков А. И., Настич В. П. – М.: «СП. ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ», 1998. – 264 с.
4. А.А. Будакова. Профилирование валков листовых станов / А.А. Будакова, Ю.В. Ткалич К.Н. Коновалов. – К.: Техника, 1986. – 190 с.
5. Васильев Я. Д. Обработка металлов давлением: Сб. науч. тр. ДметИ / Васильев Я. Д. – М.: Металлургия, 1980. – Вып. 60. – С. 35-38.
6. Я.Д. Васильев. Научные основы эффективных технологий производства тонкостенной длинномерной металлопродукции / Я.Д. Васильев, В.У. Григоренко, В.Н. Данченко – Днепропетровск: РВА «Дніпро-ВАЛ», 2002. – 353 с.
7. Совершенствование технологии производства тонких холоднокатаных полос с улучшенной плоскостностью / Васильев Я. Д., Дементиенко А. В. [и др.] // Металлург. и горноруд. пром-сть. – 2004. – № 5. – С. 28-32.
8. Васильев Я. Д. Исследование точности поперечного профиля горячекатаного подката / Васильев Я. Д., Дементиенко А. В. // Производство проката. – 2002. – № 8. – С. 16-21.
9. Васильев Я. Д. Условия (критерии) плоскостности при прокатке полос и листов / Васильев Я. Д., Дементиенко А. В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2003. – № 9. – С. 30-34.
10. Васильев Я. Д. Производство полосовой и листовой стали / Васильев Я. Д., Сафьян А. М. – К.: Вища школа, 1976. – 192 с.

- 11.Выдрин В. Н. Теория и технология прокатки: Сб. науч. тр. ЧПИ / Выдрин В. Н. – Челябинск: Южно-Уральское изд., 1972. – Вып. 102. – С. 193-207.
- 12.Гостев К.А. Основные направления повышения качества листовой прокатки и современные требования к валкам / Гостев К.А. // Сталь. – 2002. – №2. – С. 52-55.
- 13.Даниэли. Новая клеть для полубесконечной прокатки // Сталь. – 2000. – №10. – С. 71-73.
- 14.Железнов Ю. Д. Прокатка ровных полос и листов / Железнов Ю. Д. – М.: Металлургия, 1971. – 200 с.
- 15.Железнов Ю.Д. Статические исследования точности тонколистовой прокатки / Железнов Ю.Д., Коцарь С.Л. – М.: Металлургия, 1974. – 240 с.
- 16.Комановский А. З. Листопрокатное производство (справочник) / Комановский А. З. – М.: Металлургия, 1979. – 280 с.
- 17.Расчет параметров листовой прокатки: справочник / Коновалов Ю. В., Остапенко А. Л. [и др.] – М.: Металлургия, 1986. – 430 с.
- 18.Лямбах Р.В. Автоматизация технологических процессов холодной прокатки листов / Лямбах Р.В., Шишкинский В.И. . – М.: Металлургия, 1981. – 264 с.
- 19.Управлением качеством тонколистового проката / В.Л. Мазур, А.М. Сафьян, И.Ю Приходько [и др.] – К.: Техника, 1997. – 384 с.
20. Робертс В. Холодная прокатка стали / Робертс В. – М.: Металлургия, 1982. – 544 с.
21. Рокотян С. Е. Теория прокатки и качество металла / Рокотян С. Е. – М.: Металлургия, 1981. – 224 с.
22. Теория прокатки: справочник / А.И. Целиков, А.Д. Томленов, В.И. Зюзин [и др.] – М.: Металлургия, 1982. – 335 с.
- 23.Чекмарев А.П. Методы исследования процессов прокатки / Чекмарев А.П., Ольдзиевский С.А. – М.: Металлургия, 1969. – 294 с.

24.Шаталов Р.Л. Управление показателями качества и деформируемостью полос при прокатке / Шаталов Р.Л. // Сталь. – 2003. – №9. – С. 31-34.

25. В.В. Косинський. Дослідження та вдосконалення процесів ОМТ / В.В. Косинський, О.Г. Васильєв, Ю.А. Белокоп. – Запоріжжя: ЗДІА. – 2006. – 96 с.

26.Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / Горелик С.С. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.

27.Гуляев А.П. Металловедение. 5-е издание / Гуляев А.П. – М.: Металлургия, 1977. – 664 с.

28.Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов / Лахтин Ю.М. – М.: Металлургия, 1979. – 320 с.

29. В.Н. Манцев Предотвращение крупнокристаллической структуры при изготовлении обшивок двойной кривизны / В.Н. Манцев, Л.Г. Комаров, Л.П. Ланцова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – №6. – С. 7-13.

30.Нестеренко А.М. Вплив термічної обробки на структуру і механічні властивості листових низьколегованих сталей / Нестеренко А.М., Левченко Г.В. // Металознавство та обробка металів. – 2002. – №4. – С. 18-23.

31. Влияние термической обработки и деформации на величину зерна и механические свойства сплавов типа дуралюмин / И.Н. Фридляндер, В.В. Берстенов, Е.А. Ткаченко [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – №7. – С. 3-6.

32.Хэтч. Дж.Е. Алюминий. Свойства и физическое металловедение / Хэтч. Дж.Е. . – М.: Металлургия, 1989. – 425 с.

33. Д. Ауцингер. Применение современных технологических методов для улучшения профиля и плоскостности горячекатаной полосы / Д. Ауцингер, Г. Джумлиджа, Т. Наджуис. // Сталь. – 2003. – №12. – С. 37-40.

34. Р.Л. Шаталов. Исследование профиля и длины контакта полосы с валками при холодной прокатки / Р.Л. Шаталов, Н.Д. Лукашин, Л.С. Кохан // Сталь. – 2002. – №3. – С. 46-50.

35. И.В. Боровков. Повышение стойкости опорных валков станов горячей прокатки / И.В. Боровков, В.Л. Носов, А.В. Кушнарев. // Прокатное производство. – 2003. – №1. – С. 55-57.

36. Чумиков А.М. Совершенствование гидравлического привода противоизгиба и уравнивания валков / Чумиков А.М., Черяпкин А.Ф. // Прокатное производство. – 2005. – №4. – С. 101-107.

37. В.Е. Злов. Перспективы развития производства холоднокатаного листа / В.Е. Злов, А.И. Антипенко, В.П. Насос. // Metallurg. i gornorud. prom-st'. – 2002. – №1. – С. 48-49.

38. Дзян Лю. Совершенствование системы автоматизации на металлургических заводах / Дзян Лю, Пиглер Р., Юза П. // Сталь. – 2004. – №10. – С. 44-47.

39. Н.Б. Скорохватов Опыт эксплуатации современных прокатных валков в условиях ОАО «Северсталь», ОАО ММК и ОАО НЛМК / Н.Б. Скорохватов, В.В. Глухов, В.С. Смирнов. // Прокатное производство. – №1. – 2004. – С. 40-43.

40. Р.С. Тахаутдинов Реконструкция цеха холодной прокатки полос / Р.С. Тахаутдинов, В.Е. Злов, А.В. Горбунов // Metallurg. i gornorud. prom-st'. – 2004. – №12. – С. 68-71.

41. А.Б. Юрьев. SI-FLAT – системы бесконтактного измерения планшетности полосы / А.Б. Юрьев, М.В. Никиташев, В.В. Саломыкин // Metallurg. i gornorud. prom-st'. – 2004. – №5. – С. 73-75.

47. А.В. Третьяков. Расчет и исследование прокатных валков / А.В. Третьяков, Э.А. Гарбер, Г.Г. Давлетбаев. – М.: Metallurgiya, 1976 – 256 с.

48. Профилирование валков листовых станов / А.А. Будакова, Ю.В. Коновалов, К.Н. Ткалич и др. – К. Техніка. – 1986. – 190 с.

49. Технологическая инструкция. Холодная прокатка полос на непрерывном 4-х клетьевом стане «1680». ТИ 226-П.ХЛ1-02-04. Запорожье, 2004 – 71 с.

50. Технологическая инструкция. Эксплуатация прокатных валков. ТИ 226-ОБЗ-04-2004. Запорожье, 2004 – 75 с.

51. П.И. Полухин. Тонколистовая прокатка и служба валков / П.И. Полухин, Ю.Д. Железнов, В.П. Полухин. . М.: Металлургия, 1967 – 388 с.

52. Пыженков И.А. Упругие деформации валков станов кварто / Пыженков И.А., Железнов Ю.Д., Коцарь С.А. . – М.: Металлургия, 1974 – 164 с.

53. ТкаличК.Н. Точная прокатка тонких полос / ТкаличК.Н., КоноваловЮ.В. . М.: Металлургия, 1972 – 175 с.

54. Кобевник В.Ф. Охрана труда / Кобевник В.Ф. – К.: Вища школа, 1990. – 387с.

55. Стефанович В.Л. Механизация и автоматизация широкополосных станов горячей прокатки / Стефанович В.Л. – М.: Металлургия, 1979. – 231с.

56.Смирнов В. К. Деформации и усилия в калибрах простой формы / Смирнов В. К., Шилов В. А., Литвинов К. И. – М.: Металлургия, 1982. – 144 с.

57. Математическая статистика: Учебник для вузов // М. А. Иванова, В. Н. Калинина, Л. А. Нешумова и др. – М.: Высшая школа,.1981.371 с.

58. Смирнов В. К., Шилов В. А., Колобков И. А. и др. / Алгоритмы и программы: Информ. бюл. М.: ВНТИЦ, 1977, – № 4 (18), – С. 47-48.

59.Смирнов В. К-, Шилов В. А., Колобков И. А. и др. — Алгоритмы и программы: Информ. Бюл. М., ВНТИЦ, 1980, № 2 (34), с. 50.

60. Лохматов А. П., Теряев В. А.,Глудис И. Л. и др. Черная металлургия: Бюл. научн.-техн. информ., вып. 4 (912), 1982, – С. 11-24.

61. Панасейко С.П. Методические указания к выполнению раздела "Охрана труда" в дипломных проектах для студентов всех специальностей / Панасейко С.П., Тарасов В.К., Павленко Ю.П. - Запорожье: Изд-во ЗГИА, 2002. – 56 с.

62. Жидецкий В.Ц. Основы охраны труда / Жидецкий В.Ц., Джигирей В.С., Мельников А.В. - Львов: Афиша.2000. – 351 с.

63. Бринза В.Н. Охрана труда. Охрана труда в черной металлургии / Бринза В.Н., Зиньковский М.М. – М.: Металлургия, 1982. – 336 с.

64. Іващенко О.В. Методичні вказівки до виконання організаційно-економічної частини дипломного проекту / Іващенко О.В. – Запоріжжя: Вид. ЗДІА, 2004. – 31 с.