

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
ЛЬВІВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
ПРИРОДОКОРИСТУВАННЯ  
ФАКУЛЬТЕТ МЕХАНІКИ, ЕНЕРГЕТИКИ ТА ІНФОРМАЦІЙНИХ  
ТЕХНОЛОГІЙ  
КАФЕДРА МАШИНОБУДУВАННЯ

**КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА**  
першого (бакалаврського) рівня вищої освіти

на тему: **«Підвищення довговічності деталей поверхневим  
зміцненням робочого шару»**

Виконав: студент II курсу групи Маш-22сп

Спеціальності 133 «Галузеве машинобудування»

(шифр і назва)

Любомир БОЖЕЙКО

(Ім'я та прізвище)

Керівник: д.т.н. проф. Віталій ВЛАСОВЕЦЬ

(Ім'я та прізвище)

Дубляни 2023

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
ЛЬВІВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
ПРИРОДОКОРИСТУВАННЯ  
ФАКУЛЬТЕТ МЕХАНІКИ, ЕНЕРГЕТИКИ ТА ІНФОРМАЦІЙНИХ  
ТЕХНОЛОГІЙ  
КАФЕДРА МАШИНОБУДУВАННЯ**

«ЗАТВЕРДЖУЮ»

Зав. кафедри \_\_\_\_\_  
(підпис)

д.т.н., професор Власовець В.М.  
“ \_\_\_\_\_ ” \_\_\_\_\_ 2023 р.

**ЗАВДАННЯ**

на кваліфікаційну роботу студенту  
**Божейко Любомиру Петровичу**

1. Тема роботи: **«Підвищення довговічності деталей поверхневим зміцненням робочого шару»**

Керівник роботи: Власовець Віталій Михайлович, д.т.н., професор

Затверджена наказом по університету від 30.12.2022 року № 453/К-С

2. Строк здачі студентом закінченої роботи 23.06.2023 року

3. Вихідні дані: Літературні джерела за тематикою відомих технологічних процесів поверхневого зміцнення; Матеріали навчальної, методичної довідкової та наукової літератури; Методики визначення економічної ефективності впровадження нового технологічного рішення у виробництво.

4. Перелік питань, які необхідно розробити:

1. Огляд інформаційних джерел та задачі дослідження.

2. Дослідження процесів зміцнення.

3. Охорона праці.

4. Економічна ефективність.

Висновки

Бібліографічний список .

## 5. Перелік ілюстративного матеріалу:

1. *Стан досліджень* - 1-ий аркуш.
2. *Об'єкт, предмет та гіпотеза дослідження* - 2-ий аркуш.
3. *Прилади магнітного контролю* - 3-ий аркуш.
4. *Оцінка впливу пластичної деформації* – 4 -ий арк.
5. *Залежності магнітного параметру* – 5 -ий арк.
6. *Структура металу після впливу* – 6-ий арк.

## 6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада Консультанта	Підпис, дата		Відмітка про виконання
		завдання видав	завдання прийняв	
1,2,4,5	Власовець В.М., д.т.н., проф. кафедри машинобудування			
3	Городецький І.М., к.т.н., доцент кафедри УПБВ			

7. Дата видачі завдання: 30.12.2022 р.

## КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

Пор. №	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Відмітка про виконання
1.	<i>Виконання розділу: «Огляд інформаційних джерел та задачі дослідження»</i>	<i>23.01.23-17.02.23</i>	
2.	<i>Виконання другого розділу: «Дослідження процесів зміцнення»</i>	<i>20.02.23-11.04.23</i>	
3.	<i>Виконання розділу: «Охорона праці»</i>	<i>12.04.26-05.05.23</i>	
4.	<i>Виконання розділу: «Економічна ефективність»</i>	<i>29.05.23-15.06.23</i>	
5.	<i>Завершення оформлення розрахунково- пояснювальної записки. Завершення роботи в цілому</i>	<i>16.06.23-23.06.23</i>	

Студент \_\_\_\_\_ Любомир БОЖЕЙКО  
(підпис)Керівник роботи \_\_\_\_\_ Віталій ВЛАСОВЕЦЬ  
(підпис)

УДК 664. 0025

Підвищення довговічності деталей поверхневим зміцненням робочого шару.

Божейко Л.П. - Кваліфікаційна робота. Дубляни: Львівський національний університет природокористування, 2023.

51 с. текст. част., 5 рис., 3 табл., 20 джерел, презентація графіч. част.

В кваліфікаційній роботі проведено аналіз інформаційних джерел, зокрема визначено ефективні способи впливу на структуру і показники конструктивної міцності сталей, розглянуто способи модифікування поверхневих шарів, як ефективний спосіб зміцнення робочого шару деталей, оцінено вплив поверхневих зміцнюючих шарів на комплекс основних механічних властивостей сталей і сплавів. Виконана оцінка впливу деформаційного навантаження на матеріал, що використовується при виготовленні деталей. Досліджено використання пластичної деформації для підвищення довговічності деталей. Встановлені залежності, що дозволяють прогнозувати властивості хромистих сплавів магнітним методом.

Вжито заходів щодо покращення умов.

## ЗМІСТ

	Стор
ВСТУП	5
РОЗДІЛ 1. ОГЛЯД ІНФОРМАЦІЙНИХ ДЖЕРЕЛ І ЗАДАЧІ ДОСЛІДЖЕННЯ	6
1.1. Підходи до прогнозування втомної міцності	6
1.2. Аналіз кінетичних, енергетичних та синергетичних уявлень про міцність металів	12
1.3. Основні положення термодінамічної теорії міцності	16
1.4. Ефективні способи впливу на структуру і показники конструктивної міцності сталей	20
Висновки та задачі дослідження	26
РОЗДІЛ 2. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗМІЦНЕННЯ	27
2.1 Методологія досліджень	27
2.2 Матеріал досліджень	27
2.3 Підвищення довговічності деталей застосування вібраційної обробки, виготовлених із сталей з різним вмістом вуглецю	29
2.4 Прогнозування властивостей хромистого сплаву після нормалізації і загартування магнітним методом	30
Висновки	37
РОЗДІЛ 3. ОХОРОНА ПРАЦІ	38
3.1. Техніка безпеки й виробнича санітарія	38
ВИСНОВКИ	41
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	42

## ВСТУП

Найважливішим напрямком розвитку аграрного сектору України є підвищення ефективності використання сільськогосподарських знарядь на різних типах ґрунтів, зокрема дисків копачів.

Використання виробів європейських виробників - підприємств "HUARD" (Франція), "RABEWERK" і "LEMKEN" (Німеччина), "OVERUM" (Швеція), "KVERNELAND" (Норвегія), "PARAPLAW" (Великобританія), а також філій ряду компаній США і Канади є дорогим і часто нераціональним. При виробництві таких виробів використовуються середньовуглецеві сталі мікролеговані бором, титаном і алюмінієм для отримання більш однорідних структур після термічної обробки зі спеціальними дорогокоштуючими зміцнюючими обробками, що дозволяють отримати твердість зміцненого шару в межах 54-57 HRC.

Для дисків копачів, виготовлених на підприємствах України, також характерне використання середньовуглецевих низьколегованих сталей марок 35, 40X, 45, Л53, 65Г, 40Г2, 55С2 і ряду інших. Вироби піддають загартуванню і відпуску. Твердість такої зміцненої поверхні нижче, ніж у зарубіжних аналогів і знаходиться в межах 39,5-48 HRC. Інструмент після такої обробки ефективно використовується на супіщаних і піщаних ґрунтах з гравелистими частинками, які сприяють інтенсивному зносу. У той же час для глинистих ґрунтів і чорноземів такої високої зносостійкості поверхні не потрібно. Важливим є перш за все забезпечення в'язкої серцевини виробу і зміцненої робочої поверхні. Таке поєднання властивостей можна забезпечити використанням вироблених в Україні сталей з різним вмістом вуглецю після нормалізації з подальшою зміцнюючою обробкою за рахунок пластичної деформації. Тому роботи, спрямовані на застосування вібраційної обробки для зміцнення дисків копачів, виготовлених із сталей є актуальними і дозволяють виявити резерви істотного зниження вартості робочих органів ґрунтообробних машин.

## РОЗДІЛ 1.

### ОГЛЯД ІНФОРМАЦІЙНИХ ДЖЕРЕЛ І ЗАДАЧІ ДОСЛІДЖЕННЯ

#### 1.1 Підходи до прогнозування втомної міцності

Визначення (прогнозування) характеристик втомної міцності – межі витривалості і втомної довговічності непрямими методами, без проведення іспитів з втомленості - це проблема, що цікавила дослідників багато десятиліть внаслідок своєї актуальності: деталі машин переважно руйнуються внаслідок втоми, проведення натурних втомних випробувань відповідальних деталей дорого коштує, занадто багато роботи і в деяких випадках неможливе.

Для досягнення високих показників надійності, довговічності, безпеки експлуатації машин необхідно мати досить точні методи їх прогнозування, засновані на використанні досягнень фундаментальних наук, що визначають рівень нових рішень і дотримуватися діалектичної триєдності етапів «проекування - виготовлення - експлуатація» в життєвому циклі виробів.

Проблемою втоми дослідники займаються давно (систематичні дослідження, розпочаті Велером), найтривалішим був початковий період, коли відбувалося накопичення фактичних даних про циклічну міцність. Помітний прогрес намітився з тридцятих років ХХ століття: виявлені висока чутливість втомної міцності до стану поверхні, розмірів деталі, концентрації напружень, розроблені деякі методи підвищення втомної міцності. У період другої світової війни була поставлена практикою проблема обліку накопичення втомних пошкоджень, що призвело до виникнення методів оцінки підсумовування пошкоджень при нестационарних умовах навантаження. Теорія дислокацій, яка стала теоретичною базою, яка дозволила пізнати сутність атомних процесів, що відбуваються в кристалічних твердих тілах при деформації і руйнуванні. Природа втомного руйнування стала пізнаватися все більш прискореними темпами в міру розвитку дислокаційних і вакансійних механізмів деформації і руйнування. З початком застосування техніки електронної мікроскопії в дослідженнях процесу

втоми, стало можливим експериментально перевірити різні фізичні теорії втоми і встановити специфіку формування втомних пошкоджень в металі при циклічному навантаженні і тим самим розкрити природу втомного руйнування.

Проблема прогнозування втомної міцності, тобто визначення будь-яких її характеристик - межі витривалості, довговічності при заданому вигляді циклу навантаження або знаходження кривої втоми в цілому, також отримала розвиток паралельно з нагромадженням знань про втому. Потреби практики (в області конструювання, виробництва та експлуатації) ставили таку проблему. Скоротити обсяг втомних випробувань або виключити їх зовсім і для прогнозування характеристик втомної міцності матеріалу, скориставшись даними про його фізико-механічні характеристики - такі були цілі, що досягаються при вирішенні цієї проблеми. Пошуку зв'язків характеристик втомної міцності і фізико-механічних характеристик матеріалу сприяла наявність кореляційних зв'язків між ними.

В зв'язку з цим слід згадати методи непрямого визначення межі витривалості при симетричному циклі  $\sigma_{-1}$ . Під методами непрямого визначення в даному випадку маються на увазі як методи неруйнівного контролю, так і руйнівні методи (на зразках-свідках). Запропоновано велику кількість емпіричних залежностей, що пов'язують межі витривалості гладких зразків з іншими характеристиками механічних властивостей. Деякі з таких залежностей зібрані в роботах [1, 2, 3]. Встановлено лінійні залежності  $\sigma_{-1}$  від наступних механічних характеристик:

- 1) межі міцності  $\sigma_B$  - Рош, Ейхінгер, Крюссар, Тімошук, Добровольський, підземних лов, Жуков, Рабінович, Бух, Школяр та ін.;
- 2) границі текучості  $\sigma_T$  - Морозов, Рош, Ейхінгер, Крюссар, Гребеник та ін.;
- 3) істинного опору відриву  $S_k$ - Марковець, Тарасенко, Миркин, Ципкіна, Герольд, Школяр, Мак-Адам, Людвіг і ін. ;
- 4) відносного подовження при розриві  $\delta$  - Жуков, Гребеник;
- 5) відносного звуження при розриві  $\psi$  - Жуков, Гребеник;



б) твердості  $HV$  - Добровольський, Гребеник;

7) межі міцності  $\sigma_B$ , межі текучості  $\sigma_T$  і деяких інших механічних характеристик одночасно - Жуков, Шапошников, Штрибек, Гудермон, Майлендер, Школяр, Леквіс, Юнгер, Марковець, Сосновський та ін.

В основі цих методів лежать експериментально встановлені закономірності. Оскільки при цьому відсутнє теоретичне обґрунтування цих залежностей, їх застосування обмежене областю досліджених матеріалів і умов випробувань.

Стосовно до межі витривалості були розроблені також методи прискореної його оцінки. Прискорені методи - такі, які дозволяють визначити характеристики втоми за більш короткий час і при випробуванні меншої кількості зразків, ніж це слідуює зі стандартних методик. Методи прискореної розрахунково-експериментальної оцінки межі витривалості можна розділити на чотири групи [4].

До першої групи належать методи, що вимагають проведення випробувань при циклічному навантаженні без доведення зразків до руйнування. В таких методах, як правило, встановлюється і реалізується зв'язок меж витривалості з напруженнями, з яких при циклічних навантаженнях в досліджуваному матеріалі починає проявлятися (або інтенсифікується) необоротне накопичення втомного пошкодження. Характеристикою накопичення втомного пошкодження використовують різні фізичні явища, що відбуваються в металах в процесі випробування, в тому числі зміна мікротвердості [5]; локальне або усереднене спотворення кристалічної решітки металу, яке вимірюється рентгенографічним методом [6, 7, 8]; зміна характеристик магнітного опору [9], магнітного гістерезису [10] або вихрових струмів [11]; зміна рельєфу поверхні, що виявляється голографічними методами [12]; акустична емісія [13], ефект Баркгаузена [14]; інтенсифікація незворотного розсіювання енергії або непружних циклічних деформацій [15]; зміна мікроструктури, що виявляється металографічними і електронно-мікроскопічними методами [16, 17], визначення циклічної межі пружності [3] та інші методи. Велика кількість методів, які використовуються для

дослідження, свідчить, з одного боку, про складність процесу накопичення втомного пошкодження в металах і, з іншого - про недостатню вивченість фізичних процесів, що призводять до втомного руйнування.

До другої групи належать методи, що вимагають проведення випробувань в умовах регулярного навантаження з доведенням зразків до руйнування при малих довговічностях. Розрахунково-експериментальна оцінка межі витривалості базується зазвичай на рівнянні кривої втоми, в яке межа витривалості  $\sigma_R$  входить як параметр; для визначення його коефіцієнтів потрібна побудова початкової ділянки кривої втоми. У цій групі слід розрізняти методи, які ґрунтуються на формальному використанні відомих емпіричних рівнянь кривих втоми, а також методи, котрі дозволяють визначити межу витривалості по початковій ділянці кривої втоми на основі фізично обґрунтованих моделей втомного руйнування. Прикладом першого підходу є аналіз емпіричного рівняння кривої втоми у вигляді  $(\sigma - \sigma_R)N^m = C$  [18]. Для визначення межі витривалості в цьому випадку необхідно випробувати кілька зразків на втому при різній напрузі до руйнування. До методів, заснованих на конкретних фізичних гіпотезах, можуть бути віднесені методи Іванової [19], Муратова [20], метод, розглянутий в роботі [3].

Методи другої групи більш трудомісткі, ніж методи першої групи, оскільки вони вимагають випробування на втому досить великої кількості зразків, хоча і при малих довговічностях. Перевагою цих методів є те, що виявляється можливим врахувати вплив на межу витривалості конструкційних, технологічних і експлуатаційних факторів.

До третьої групи відносять методи, які використовують ефект підвищення частоти випробування. Це дозволяє швидко побудувати криві втоми. В даний час розроблено обладнання, яке дозволяє навантажувати зразки з частотою 20 Гц і більше [21]. Вплив швидкості прикладання навантаження на межу витривалості вивчено недостатньо, що ускладнює зіставлення кривих втоми, побудованих при низьких і високих частотах.

Четверта група методів прискореного визначення межі витривалості ґрунтується на результатах випробування зразків при програмній зміні навантаження. Найбільш широку популярність здобули методи Про [22], Еномото [23], Локаті [24].

При розгляді проблеми прогнозування характеристик втомної міцності є два основні підходи: емпіричний і феноменологічний (сутнісний). При емпіричному підході межа витривалості або втомна довговічність визначаються (емпірично) як функції або фізико-механічних та інших властивостей матеріалу, або перемінних технологічних факторів (елементи режиму обробки, вид операції, технологічний маршрут і т.д.). Емпіричний підхід простий за засобами реалізації, але обмежений простором експерименту, не дає зв'язку результатів дослідження з результатами фундаментальних наук. При феноменологічному (сутнісному) підході аналітичні вирази для довговічності, межі витривалості будуються на фізично обґрунтованих представленнях про міцність і руйнування. Феноменологічний підхід є більш універсальним: при визначення параметрів аналітичних виразів (експериментальному чи теоретичному) можливо їх застосовувати в певній області напруг, температур, матеріалів та інших умов.

При використанні феноменологічного підходу до проблеми прогнозування характеристик втомної міцності дуже важливо вибрати теоретичну основу: теорію втомленої пошкоджуваності і руйнування, яка б, по-перше, адекватно відображала реальні фізичні процеси, що не суперечило б експериментальним даними і, по-друге, в котрій б містилися критерії пошкоджуваності і руйнування (досягнення граничного стану), що визначаються непрямыми (не з самих втомних випробувань) методами. При цьому, критерії руйнування повинні бути інваріантними, тобто незалежними від переддії навантаження (температурно-силових факторів): при досягненні певного (граничного) значення критерію руйнування відбувається руйнування (локального об'єму матеріалу або всього тіла).

Не всі теорії втоми, прийняті на озброєння сучасною наукою, містять такі критерії. Наприклад, дислокаційна теорія. Розв'язувана проблема, що стоїть перед галузевим машинобудуванням, - це втома на макрорівні, тобто в обсязі всієї деталі. Зв'язку мікрорівня і макрорівня в групі дислокаційних теорій немає. У вищезазначених теоріях і дослідженнях не встановлені критерії пошкоджуваності і руйнування. Цей підхід може бути корисний для з'ясування фізичної картини процесів, що відбуваються і для отримання якісних висновків. Але для проблем практичного виробництва цього недостатньо.

Для прогнозування характеристик втомної міцності в якості теоретичної основи підходять теорії, засновані на універсальних підходах до складних систем, тобто феноменологічні теорії. Ці підходи, в основному, такі: статистичний, енергетичний (термодинамічний) і синергетичний.

Кожна зі статистичних теорій втомного руйнування приймає за основу свій елементарний механізм руйнування і виходить з припущень про статистичні закономірності розподілу мікроскопічних неоднорідностей, пошкоджуваності, виникненні мікро- і субмікротріщин та інших закономірностей втомного руйнування. Так, в теорії Н.Н. Афанасьєва [3] передбачається, що втомна тріщина виникає в результаті об'єднання в єдине ціле ряду мікроскопічних руйнувань в окремих перенапружених, внаслідок процесу деформування, зернах. В теорії С.Д. Волкова [36] в якості критерію руйнування приймається порушення суцільності матеріалу під дією розтяжних напружень в певній частині обсягів квазіізотропного полікристалу. Дуже широке поширення при описі закономірностей втомного руйнування металів отримали статистичні теорії, засновані на гіпотезі "слабкої ланки", зокрема, теорія Вейбулла, розвинена в роботах В.П. Когаєва [37]. У більшості статистичних теорій втомного руйнування металів не приділяється достатньої уваги обліку особливостей і механізму процесу втоми. Основна мета цих теорій - формальний опис закономірностей втомного руйнування металів, в першу чергу таких, як розсіювання

характеристик втомної міцності, прояв ефекту масштабу, вплив виду напруженого стану на втомну міцність і т.п.

## **1.2. Ефективні способи впливу на структуру і показники конструктивної міцності сталей**

Якщо говорити про можливості раціонального управління структурою основного металу, що визначає надійність і металоємність виробу, то в першу чергу слід виділити методи термічного і термопластичного впливу на матеріал. Аналіз структурних змін, що мають місце при термічній і термопластичній обробці, сталей свідчить про наявність широких можливостей управління їх структурою на різних масштабних рівнях.

При розробці способів зміцнення матеріалів зазвичай прагнуть реалізувати найбільш ефективні із зазначених вище дислокаційних механізмів. Аналізуючи сучасні ефективні способи термічної і термопластичної обробки, що забезпечують високий рівень конструктивної міцності вуглецевих і низьколегованих сталей, можна відмітити, що при їх реалізації дотримуються наступні принципи:

- 1 - прагнення до зменшення розміру зерна кінцевої структури;
- 2 - створення в структурі металу стійких субзеренних побудов;
- 3 - заміна пластинчатих виділень другої фази на глобулярні;
- 4 - перевага виділень другої фази всередині зерна порівняно з зернограничними виділеннями;
- 5 - перевага рейкового (маловуглецевого) мартенситу перед двійникованим (високовуглецевим);
- 6 - необхідність вибору оптимальних співвідношень між структурними складовими металу, що забезпечують найбільш високий рівень конструктивної міцності.

Сучасні літературні дані і результати досліджень, виконаних на кафедрі матеріалознавства в машинобудуванні Новосибірського державного технічного університету, свідчать про те, що одним з найбільш ефективних і раціональних

способів підвищення конструктивної міцності, які можуть реалізувати зазначені вище принципи, є способи, засновані на поєднанні процесів формозміненні заготовки та її термообробки. Серед них можна виділити методи ВТМО (високотемпературна термомеханічна обробка) [18-23], ВТМДО (високотемпературна термомеханічна дифузійна обробка) [24], ВТМіЗО (високотемпературна термомеханічна ізотермічна обробка) [25], РТПУ (регульоване термопластичне зміцнення сталі) [17], контрольовану прокатку [5].

Основні принципи реалізації ВТМО полягають в створенні в аустеніті сталі за рахунок її гарячої пластичної деформації субзеренних побудов і негайного загартування з метою фіксування утвореної деформації дислокаційної структури аустеніту мартенситом. Глибокими дослідженнями, виконаними під керівництвом М.Л. Бернштейна показано, що при цьому підвищується об'ємна частка рейкового мартенситу, а сам мартенсит, наслідуючи субзеренні побудови аустеніту, стає більш фрагментованим. Результатом такої обробки з послідуєчим, як правило, низьким відпуском є істотне підвищення механічних властивостей сталей, що відбивають як властивості міцності, так і надійність металу.

В роботах, виконаних під керівництвом Л.І. Тушинського, показано, що позитивний вплив структурних змін, отриманих при гарячій деформації аустеніту, може виявлятися не тільки при мартенситному перетворенні, але і при дифузійному перетворенні в умовах безперервного охолодження (спосіб ВТМДО) або в ізотермічних умовах (спосіб ВТМДІО). При цьому сприятливий вплив на структуру перліту, що утворюється надає як подрібнення зерен аустеніту, так і створення в аустеніті субзеренних побудов.

Механізм впливу структури аустеніту на кінцеву структуру сталі в даному випадку проявляється не в прямому спадкуванні дислокаційних побудов аустеніту, як це спостерігається при реалізації ВТМО, а в зміні кількості місць, на яких формуються зародки кінцевої структури, тобто фериту і (або) перліту. Подрібнення зерен аустеніту або створення аустенитних субзеренних побудов призводить до збільшення кількості місць зародження перліту, в результаті чого

розмір колоній і субколоній перліту зменшується. Такі структурні зміни в перліті сприяють підвищенню пластичності, ударної в'язкості, тріщиностійкості сталі, зниженню температури в'язко-крихкого переходу.

Зменшуючи розміри колоній і субколоній перліту, необхідно також контролювати дисперсність феритних і цементитних пластин в перліті. Для сталі У8, наприклад, немає сенсу збільшувати розмір феритного проміжку і товщину цементитних пластин більш 0,13 мкм і 0,02 мкм відповідно, тому що при цьому відбувається зниження не тільки міцних властивостей, але і тріщиностійкості сталі [17].

Подальшим розвитком робіт в цьому напрямку є розробка способу регульованого термопластичного зміцнення сталей (спосіб РТПУ), що включає в себе позитивні риси перерахованих вище способів зміцнення сталей [17,24]. Основні принципи цього процесу полягають в формуванні дрібнозернистої структури аустеніту з розвиненими субзеренними побудовами. Механічні випробування показують, що кінцева структура сталі після такої обробки, як правило, має більш високий рівень конструктивної міцності в порівнянні зі структурою, що утворюється з дрібнозернистого аустеніту або з аустеніту, що має субзеренні побудови.

Регламентування не тільки температурних і деформаційних параметрів процесів зміцнення, а й режимів, що визначають перетворення аустеніту в кінцеву структуру, дозволяє в широких межах управляти комплексом механічних властивостей сталей. Так, наприклад, реалізуючи ізотермічне перетворення, можна отримати пластинчастий перліт з оптимальним співвідношенням структурних складових або структуру бейніта, що забезпечує високий рівень конструктивної міцності сталі [25]. Використовуючи запропонований в роботі [16] аномальний механізм перетворення аустеніту, вдається отримати структуру перліту з цементитом переважно глобулярної форми.

З огляду на характерні особливості відомих способів зміцнення сталі, можна припустити, що подальше підвищення комплексу основних механічних



властивостей сталей можливо при реалізації способів зміцнення, що поєднують такі процеси:

1. Деформація в гарячому стані з метою подрібнення зерен структури аустеніту і (або) створення субзеренних побудов в аустеніті (ВТМО, РТПУ);
2. Деформація при надкритичних і підкритичних температурах з метою створення в структурі цементиту глобулярної форми;
3. Деформація в широкому діапазоні температур, причому останні значні обтиски виробляються в межкритичній області з метою створення дрібнозернистого фериту (контрольована прокатка);
4. Деформація метастабільного аустеніту в області його підвищеної стійкості з метою збільшення в ньому кількості дефектів (аусформінг) [23], і деформація сталі під час перетворення аустеніту в перліт з метою створення дислокаційної структури в фериті і виникнення цементиту глобулярної форми (ізоформінг);
5. Загартування з межкритичної області; інші способи виникнення двофазних структур з оптимальним співвідношенням об'ємних часток і міцних властивостей утворюваних фаз;
6. Різде охолодження аустеніту в області температур, що відповідають його метастабільному стану, з метою підвищення в аустеніті кількості дефектів дислокаційного походження і утворення під час перетворення цементиту глобулярної форми (перерване загартування, аномальний розпад переохолодженого аустеніту);
7. Різка зміна температур сталі з метою створення дрібнозернистої структури аустеніту, утворення з неї дисперсної кінцевої структури, формування цементиту глобулярної форми (термоцикування, аномальний розпад аустеніту).



Ймовірно, є й інші характерні особливості, які можуть бути використані для створення структур, що забезпечують підвищений рівень конструктивної міцності сталей.

Слід зазначити, що, відкриваючи перспективи підвищення конструктивної міцності вуглецевих сталей, сучасні ефективні способи термічного і термопластического зміцнення не дозволяють в порівнянні традиційними способами термообробки істотно поліпшити функціональні можливості поверхневих шарів металу, наприклад, трибо-технічні властивості, корозійну стійкість і інші властивості сталей. Аналіз літературних даних показує, що створення надійних і довговічних конструкцій можливе при використанні матеріалів, які складаються з економічних сталей з поверхневими захисними шарами.

### **1.3. Модифікування поверхневих шарів, як ефективний спосіб зміцнення сталей**

Різниця функцій, які виконують внутрішні і поверхневі шари деталей машин і елементів конструкцій обумовлює необхідність розробки спеціальних методів поверхневого зміцнення конструкційних матеріалів. До цієї проблеми неодноразово зверталися фахівці різних галузей науки. Як приклади практичного втілення ідеї поверхневого зміцнення деталей машин можна привести різні способи хіміко-термічної обробки (цементация, азотування тощо.).

В останні десятиліття були зроблені спроби розробки нових ефективних способів поверхневого зміцнення деталей машин. В даний час налічують десятки різновидів методів формування захисних поверхневих шарів.

Кожен з відомих способів поверхневого зміцнення має свої переваги і недоліки, характер яких визначає сферу його їх користування. В загальному випадку можна відзначити, що формування захисних поверхневих шарів здійснюється при використанні двох груп методів. По-перше, мова йде про модифікації поверхневих шарів при високоенергетичному впливі на матеріал

(лазерному, електронно-променевому, плазмовому та ін.). Використання цих методів не призводить до змін хімічного складу зміцнюваного матеріалу. Друга група методів заснована на формуванні поверхневих захисних шарів шляхом нанесення різного роду покриттів.

Суть процесів формування зміцнених шарів на сталях методами високоенергетичного впливу полягає в реалізації умов самезагартування і утворення структури мартенситу, яка забезпечує високий рівень твердості, міцності властивостей, зносостійкості поверхні. Для формування високоінтенсивних потоків енергії можуть бути використані плазмовий струмінь, високочастотний індукційний нагрів, лазерне випромінювання, електронні пучки.

В літературі відображені різні аспекти застосування цих технологічних процесів, проаналізовано їх переваги та недоліки. Залежно від типу виробів, що зміцнюються, умов їх експлуатації можуть застосовуватися ті чи інші технологічні процеси. Коротка порівняльна характеристика способів високошвидкісного поверхневого нагріву відображена в табл. 1.1. Аналіз способів проведено з позиції їх застосування для термічної обробки великогабаритних виробів (наприклад, рейок).

Поверхнєве загартування з використанням плазмового струменя забезпечує питому потужність енерговкладу не більше  $110 \text{ Вт/м}^2$ . При цьому не забезпечуються умови високошвидкісного адіабатичного нагрівання в тонкому поверхневому шарі товщиною  $0,8 \dots 1,0 \text{ мм}$ , в результаті чого не вдається сформувати дрібнодисперсну структуру мартенситу. Глибина зміцненого шару при плазмовій обробці сталей може досягати  $5 \text{ мм}$ . Швидкість термічного зміцнення становить величину менше  $100 \text{ м/год}$  (при глибині шару до  $1,0 \text{ мм}$  і шириною, що дорівнює  $40 \text{ мм}$ ). При необхідності обробки криволінійних поверхонь виникають труднощі.

Таблиця 1.1 – Порівняльна характеристика способів високошвидкісного поверхневого нагріву та сучасних пристроїв їх реалізації [3]

Високоенергетичні способи нагріву	Максимальна швидкість термозміцнення при глибині шару 0,5...1,0 мм та ширині 40 мм, м/год	Стабільність твердості за довжиною та шириною шару	Капітальні затрати	Поточні затрати	ККД технологічної установки, %
			У відносних одиницях		
Плазмовий	< 100*	Низька	1	4**	60
Високочастотний індукційний	< 300	Висока	1	1	60
Лазерний	≤ 300	Висока	2	1	10 (CO <sub>2</sub> – лазер)
Електронно-променевий	≤ 1000***	Висока	4	1	90

\* - через порівняно низьку швидкість нагріву глибина термозміцненого шару становить понад 1,5 мм.

\*\* - безперервна безповоротна витрата плазмоутворюючого газу.

\*\*\* - при енергії електронів 0,6...1,0 МеВ.

Високочастотний нагрів забезпечує умови для утворення дрібнодисперсного мартенситу на глибині до 1 мм, при швидкості термічного зміцнення до 300 мм/год. Недолік цього способу поверхневої обробки полягає у високій чутливості до взаємного розташування індуктора і поверхні, що загартовується (оптимальним вважається проміжок, рівний 0,1 ... 0,3 мм, допустимий - до 2 ... 5 мм).

Переваги лазерного термозміцнення полягають у високій швидкості нагріву (до 10<sup>4</sup> град/с) і формуванні високодисперсного мартенситу, що володіє високою твердістю і забезпечуючого високий рівень зносостійкості сталей. Однак коефіцієнт корисної дії лазерних пристроїв при виконанні операції термічної обробки дуже низький. Умовою, необхідною для реалізації цього способу

поверхневого нагрівання, є попереднє нанесення теплопоглинальних покриттів на основі графіту, оксиду міді і ін.

Останніми роками широкого поширення набули методи газотермічного нанесення захисних покриттів. До них відносяться способи електродугової металізації, високочастотний, детонаційний, газополум'яний, плазмовий способи. Сутність цих способів полягає в тому, що напилюваний матеріал у вигляді дроту, прутка або порошку нагрівають і у вигляді окремих розплавлених або розм'якшених частинок газовим потоком переносять на поверхню, що захищається. Залежно від температури нагріву і швидкості переносу частинок, рівні яких визначаються способом напилення матеріалу, отримують той чи інший рівень властивостей покриття.

Із зазначених способів газотермічного нанесення покриттів широке поширення набув струменево-плазмовий метод (плазмовий метод). Висока продуктивність, універсальність у використанні розпилюваних матеріалів, простота технології нанесення покриттів плазмовим напиленням дозволяє використовувати його в багатьох областях техніки і оброблювати деталі різних розмірів аж до корпусів танкерів. У США половина всіх робіт з нанесення покриттів на метали і кераміку виконується за допомогою плазмових пристроїв. І в нашій країні, і за кордоном інтерес до плазмових покриттів зростає. В певній мірі це пов'язано з успіхом у створенні ефективних плазмових джерел нагріву газів.

Принцип роботи установки плазмового напилення із застосуванням порошкових матеріалів полягає в наступному. У плазматроні між вольфрамовим стрижнем-катодом і мідним анодом виникає при переході плазмоутворюючого газу плазмовий струмінь, в який з живильника транспортуючим газом подається порошок. Частинки порошку нагріваються в плазмовому струмені до оплавлення чи розплавлення і направляються на поверхню деталі, б'ючись об яку деформуються, розтікаються, кристалізуються, утворюючи шаруваті покриття. Плазмовий струмінь витікає з плазматрона зі швидкістю 1000 ... 2000 м/с і надає

часткам порошку швидкість 50 ... 400 м/с. Час перебування порошку в плазмовому струмені становить  $10^{-4}$ ...  $10^{-2}$  с. В якості плазмоутворюючих газів використовують аргон, азот, гелій, аміак, водень і їх суміші.

Найважливішою характеристикою струменево-плазмових покриттів є міцність з'єднання їх з основним металом. В даний час для найбільш застосовуваних порошкових матеріалів, що наносяться на сталі, ця величина становить 20 ... 50 МПа. У порівнянні з міцністю основного металу ця величина досить мала. Важливим фактором, що підсилює взаємодію між контактуючими фазами, є підвищення температури за рахунок підігріву основного металу. Залежно від виду основного металу і типу напилюваного матеріалу температура підігріву основного металу змінюється в широкому діапазоні і може досягати 650 °С.

#### **1.4. Вплив поверхневих зміцнюючих шарів на комплекс основних механічних властивостей сталей і сплавів**

Сучасний стан проблеми захисту поверхні деталей від зовнішнього впливу характеризується залученням найбільших зусиль до технологічних аспектів процесів поверхневого зміцнення. В першу чергу увага приділяється потужності, продуктивності, економічності, простоті експлуатації обладнання, призначеного для формування захисного шару на поверхні виробу, структурі та властивостям нанесених покриттів. Набагато меншою мірою досліджено вплив захисних шарів на властивості основного металу. Питання дослідження впливу захисних покриттів на властивості основного металу вимагають подальшого розвитку. Проте, певні висновки можна зробити вже зараз.

Відомо, що більшість фізико-хімічних процесів, що відбуваються при експлуатації деталей машин, зосереджується переважно в поверхневих зонах металу. Це спостерігається не тільки в тих випадках, коли вільна поверхня металу піддається впливу таких процесів, як хімічна або електрохімічна корозія, ерозія, тертя об контртіло, але і в разі дії поля механічних напружень, які,

розподіляючись, як правило, нерівномірно по перетину деталі, перш за все, викликають деформацію і руйнування поверхневих шарів металу. Пластична деформація матеріалу починається, як правило, з його поверхневих шарів.

Залежно від типу формованого шару механізм впливу його на властивості основного металу може бути різним. У той же час, полягаючись на класифікацію, яка певною мірою систематизує фактори, що визначають роль дифузійного шару в загальному рівні властивостей композиції, вплив більшості захисних покриттів на властивості основного металу може бути пов'язаний з наступним:

1. Нанесення захисних покриттів викликає в поверхневих шарах стискаючі або розтягувальні напруги.
2. Захисне покриття служить бар'єром для дислокацій, що виходять на поверхню основного металу.
3. Дифузійна зона, що утворюється при нанесенні захисних покриттів, може гальмувати перебіг дифузійних процесів, що мають місце при впливі на поверхню агресивних середовищ.
4. Захисне покриття може заліковувати поверхневі мікрodefекти, а може призводити до їх утворення.
5. Захисний шар може змінити рівень напруг в зоні геометричних концентраторів на деталі.

Вплив тонких поверхневих плівок на розвиток процесів пластичної деформації основного металу вивчається вже кілька десятирічч. Проте, в технічній літературі міститься обмежена кількість даних з цього питання.

Відомо, що поверхневі шари грають специфічну роль в загальному процесі макроскопічної деформації матеріалів. Вільні поверхні кристалів впливають не тільки на початкову стадію пластичного руху, а й на характер кривої «напруження-деформація» кристалів.

В.Ф. Шатінський і ін. відзначають [24], що для аналізу впливу захисних шарів на характеристики міцності основного металу всі покриття доцільно розділити на дві групи. До першої групи належать покриття у вигляді плівок і шарів, нанесених

гальванічним способом, вакуумним, плазмовим способом, або нанесених іншим способом, в результаті якого формується контакт за рахунок адгезійного процесу без утворення проміжних шарів. Другу групу складають дифузійні покриття. Такий поділ обумовлено різним впливом цих покриттів на динаміку дислокацій у приповерхневих шарах біля кордонів розділу між захисними шарами і основним металом. Для металів з покриттями, при нанесенні яких не утворюються перехідні шари, відповідальними за деформацію і руйнування вважають поверхневі процеси, що призводять до зміни рівня міжфазної енергії. Вплив дифузійних покриттів на характеристики міцності визначаються в основному їх структурою. При певних умовах деформації можливі два основних види руйнування покриття. Для напилюваних покриттів утворення тріщин проходить головним чином по міжфазній межі, тобто покриття віжшаровуються. У дифузійних покриттях реалізується зазвичай другий механізм руйнування - розтріскування.

Підводячи деякі підсумки по проблемі впливу покриттів на міцнісні властивості основного металу можна відзначити, що питання, пов'язані з цією проблемою вимагають подальшого розвитку як в плані накопичення експериментальних даних, так і в плані їх теоретичного обґрунтування.

Метод втомних випробувань до теперішнього часу є одним з найбільш вживаних методів при оцінці впливу захисних покриттів на механічні властивості основного металу. Це пов'язано з тим, що велика кількість деталей з покриттями працюють в умовах навантажень, що циклічно змінюються. Особливістю втомних випробувань матеріалів з покриттями є велика кількість факторів, що впливають на межу витривалості. Відзначається, що ймовірно жоден з видів порушення цілісності композиції «покриття - основний метал» не залежить від такого великого числа змінних факторів, як утомлююче руйнування.

З безлічі факторів, що впливають на результати втомних досліджень, в якості основних причин, що визначають ефект зміни межі витривалості при нанесенні покриттів, відзначають рівень і характер розподілу залишкових напружень, а також зміну механічних властивостей по перетину деталі. Причини виникнення

залишкових напруг пов'язані з особливостями нанесення покриттів. Так, наприклад, при нанесенні покриттів плазмовим методом поява залишкових напруг обумовлено різницею температур частинок напилюваного порошку і основного металу; різницею питомих об'ємів часток порошку в момент їх потрапляння на поверхню основного металу і частинок в охолодженому стані; різницею коефіцієнтів термічного розширення матеріалу покриття і основного металу; нерівномірністю розподілу температур по перетину покриття.

Відомо, що найбільш сприятливий вплив на показники втомних випробувань надають стискаючі напруги в поверхневому шарі деталі. Тому, розробляючи технологію формування захисного шару, зазвичай прагнуть забезпечувати в ньому стискаючі напруги, або розтяжні напруги по можливості меншого рівня.

Поряд із залишковими напруженнями є спроби виявлення і інших характерних якостей покриттів, що визначають поведінку металу при втомному навантаженні. Показано [2], що втомна міцність матеріалів, покритих плівками збільшується, якщо плівки пластичні і не руйнуються. Якщо плівки тендітні, то спостерігається зворотний ефект [7].

Вивченню впливу плазмових покриттів на показники, характеризуючі втомну міцність композиції «захисне покриття - основний метал», присвячена досить велика кількість робіт. Висновки, які можна зробити за результатами більшості досліджень далеко неоднозначні. В роботі [7], ґрунтуючись на вивченні структури дифузійних і плазмових покриттів і знаючи характер впливу дифузійних покриттів на межу втомної витривалості зміцнюючих сталей, вважають, що використання плазмових покриттів для зміцнення деталей, що працюють при знакозмінних навантаженнях, викликає сумнів. Втомні випробування сталі Ст 3 з покриттям, отриманим плазмовим напиленням карбїду титану, плакованого нікелем, дозволили авторам [9] зробити наступні висновки. Плазмові покриття не змінюють межі втомної витривалості сталі Ст 3. Дифузійний відпал сталі Ст 3 з досліджуваним покриттям при температурі 820 °С, що проводиться з метою підвищення адгезійних і когезійних властивостей покриттів, збільшив межу



витривалості матеріалу з покриттям. В основному металі тріщини зароджуються під дифузійної зоною. Зі збільшенням тривалості відпалу протяжність дифузійної зони зростає і плазмові покриття за своїми властивостями, в тому числі і за втомними, наближаються до дифузійних шарів. Межа втомної витривалості при зміні тривалості відпущування зазначеного покриття від однієї години до трьох годин зростає.

В роботі [8] процес нанесення плазмових покриттів з позицій втомних випробувань характеризується як негативний фактор. Покриття системи Ni - Al, нанесене на міцну сталь Н-11, призводить до зниження її межі витривалості приблизно на 50%. Характерно, що піскоструменева обробка сталі, яка використовувалася для попередньої поверхні перед нанесенням покриття знижує  $\sigma_{-1}$  сталі на 15 ... 25%. Це є протиріччям з відомими уявленнями про те, що піскоструменева обробка, також як і дробоструменева, повинна викликати в поверхневих шарах сталі стискаючі напруги. Пояснення одержаного факту пов'язано з утворенням при піскоструменевій обробці подряпин на поверхні зразків. Автори роботи [8] вважають, що поверхневі подряпини здійснюють на результат втомних випробувань сильніший вплив, ніж стискаючі напруги, що утворюються.

Позитивний вплив плазмових покриттів на втомну міцність основного металу спостерігається при випробуванні зразків в корозійному середовищі. Умовна межа корозійної витривалості сталі з нікель-алюмінієвим покриттям збільшується майже в 2 рази; з покриттям системи Ni – Ti – на 25% [15].

Таким чином, аналіз результатів втомних випробувань матеріалів з захисними покриттями показує, що вплив поверхневих шарів на циклічну міцність пов'язаний з великою кількістю чинників. Враховувати всі ці фактори в повному об'ємі поки є важким завданням.

В даний час великий інтерес викликають питання тріщиностійкості матеріалів з покриттями. Грунтуючись на результатах структурних досліджень і оцінки деяких механічних властивостей можна очікувати негативний вплив ряду захисних покриттів

на в'язкість руйнування металів. Найбільш небезпечним з точки зору уявлень про причини руйнування композиційного матеріалу вважають мікронесуцільності в матриці, відшарування по межі поділу двох середовищ, мікротріщини, що виникають в результаті присутності в системі значних залишкових напружень [9].

Основними факторами, що впливають на деформацію і руйнування конструкційних матеріалів з плазмовими покриттями, є відмінність модулів пружності покриття і основного металу, кристалічної будови покриття і металу, товщини покриття, його власна міцність, міцність з'єднання з основним металом та ін. [11].

В роботі [8] відображений теоретичний підхід до проблеми руйнування різнорідних матеріалів. Зокрема, авторами наводиться розрахунок коефіцієнту інтенсивності напруг для тріщини, що розповсюджується перпендикулярно межі поділу різнорідних матеріалів. Передбачається, що кордон розділу має міцність не менше міцності будь-яких з двох компонентів. Аналіз моделі, заснований на методі плоских перетинів, показує, що при переході тріщини з одного середовища в інший коефіцієнт інтенсивності напруг змінюється стрибкоподібно. При цьому коефіцієнт інтенсивності напруг зростає, якщо тріщина переходить з більш жорсткого компонента в менш жорсткий і навпаки [3].

Аналізуючи літературні дані, присвячені впливу захисних покриттів на тріщиностійкість основного металу, доводиться констатувати, що таких досліджень до теперішнього часу виконано дуже мало [7], причому результати проведених робіт неоднозначні.

Та кількість практичних даних, які можуть бути використаними для аналізу, не дозволяють зробити будь-яких певних висновків з обговорюваних питань. З огляду на перспективність механіки руйнування до вирішення питань підвищення надійності матеріалів, очевидно, слід набагато більшою мірою використовувати її методи для оцінки властивостей композицій «основний метал - покриття».

### **Висновки та задачі дослідження**

Аналіз даних дозволяє зробити наступні висновки:

1. Різниця умов зовнішнього впливу на поверхневі і внутрішні об'єми деформованих металевих матеріалів вимагає застосування диференційованого підходу до проблеми їх зміцнення. Практична реалізація цього підходу означає необхідність застосування принци раціонального «конструювання» структури матеріалів на різних масштабних рівнях.
2. Аналіз особливостей навантаження реальних металевих об'єктів свідчить про необхідність глибокого вивчення процесів локалізації пластичного руху і руйнування поверхневих і глибинних шарів деформованих металевих матеріалів. Ці дані дозволять більш обгрунтовано вибирати методи зміцнення матеріалів, що забезпечують високий комплекс механічних властивостей сталей.
3. Розробляючи оптимальні режими зміцнення сталей і вибираючи метал для виготовлення деталей машин і елементів конструкцій, необхідно оцінювати не тільки стандартні механічні властивості металу, але і найважливіші показники конструктивної міцності, такі як статична і втомна, ударно-втомна тріщиностійкість і інші показники, що визначають надійність і довговічність роботи виробів.

## РОЗДІЛ 2. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗМІЦНЕННЯ

### 2.1 Методологія досліджень

Основні оцінюючі критерії, що дозволили прогнозувати і забезпечити підвищення експлуатаційних властивостей деталей, розробляли на основі аналізу впливу вібраційних обробок на поверхневий шар деталі.

Для отримання відомостей про можливість застосування даної технології зміцнення, використовували апріорні дані і результати власних експериментальних досліджень.

Пошук найдостовірніших і раціональних оцінних критеріїв властивостей, що забезпечують необхідні характеристики відповідальних деталей, управління їх якістю, привів до розгляду відомих і нових залежностей.

### 2.2 Матеріал досліджень

Для визначення складу хромистого сплаву використовували хімічний і спектральний методи. Хімічний склад плавок 1 і 2 відповідає сталі 40Х (ГОСТ 4543) і близький до верхніх та нижніх меж вмісту вуглецю.

Вимірювання проводили за допомогою програмно-технічного комплексу "Магнітний аналізатор КРМ-Ц-МА" і коерцитиметру КРМ-Ц.

Твердість вимірювали алмазним конусом на приладі Роквелла ТК-2М. Відлік значень *HRC* вели за шкалою "С". Мікротвердість оцінювали на приладі ПМТ-3.

Похибки вимірювань склали: коерцитивної сили - 2%; для максимальної і залишкової магнітних індукцій  $B_{\text{макс}}$ ,  $B_r$  - 1% від максимального значення і для твердості - 1 одиниця за шкалою.

Статистичну обробку результатів експериментів проводили відповідно до методичних рекомендацій СОУ 29.32.4-37-532:2008.

Твердість зразків вимірювали на шліфованих поверхнях. Розкид по твердості для кожної температури відпуску лежить, в основному, в межах похибки вимірювання. При градуюванні було виявлено і враховано вплив:

- допусків на розміри деталей по діаметру і довжині;
- допусків на хімічний склад сталі;
- допусків на температуру загартування сталі.

Похибку вимірювання через вплив цих факторів встановлювали за додатковими зразками.

Для забезпечення максимальної чутливості контролю деталі в датчиках укладали завжди в однаковому становищі. Для вибору цього положення шукали при малій чутливості екстремум амплітуди сигналу, в якому змінна електрична взаємодія між котушкою і деталлю була максимальною. Знайшовши положення, фіксували деталь відповідним упором. За допомогою ручок компенсаторів налаштовували прилад таким чином, щоб при максимальній чутливості приладу отримати приблизно рівну лінію на екрані дисплею.

Далі був обраний такий режим роботи приладу для контролю деталей, щоб магнітна проникність була досить великої величини, компенсувала електричний опір і визначалася можливістю контролю твердості за величиною магнітної проникності, що впливає на амплітуду вихрових струмів. Таким чином, за зміною амплітуди кривої вздовж вертикальної шкали дисплею визначали твердість деталей.

Положення датчиків в процесі контролю було суворо постійним. Щоб уникнути впливу зовнішніх магнітних полів на показання дефектоскопу в радіусі 800 мм навколо нього не було феромагнітних тел.

На серії деталей, термооброблених за різними режимами встановлювали межі сортування, при цьому на екрані була отримана сукупність кривих, що дають деяку смугу розкиду, за якою судили про можливість контролю.

### 2.3 Підвищення довговічності деталей застосування вібраційної обробки, виготовлених із сталей з різним вмістом вуглецю

Для зміцнення різальних кромок копача перед експлуатацією застосовували вібраційну обробку на спеціально виготовленому стенді з частотою деформації 10-35 Гц (700-2000 циклів в хвилину), амплітудою 0,25-0,75 мм з питомим тиском 2,98-3,14 МПа протягом 20-30 с. Конструкція стенду передбачала установку двох дисків копачів - зміцнюваного і створюючого вібрацію на ріжучу кромку. Перед вібраційною обробкою диск піддали піскоструменевій обробці за загальноприйнятими режимами.

Дослідили ступінь зміцнення робочих поверхонь дисків копачів, виготовлених з різних за вмістом вуглецю доевтектоїдних сталей, що містять 0,1% С (сталь марки 10), 0,45% С (сталь марки 45) і 0,53% С (сталь лемішна Л 53 ), оброблених вібродеформацією в порівнянні з традиційним методом зміцнення (табл. 2.1).

Таблиця 2.1 – Характеристика виду зміцнення і параметри обробки

Матеріал <sup>1</sup>	Питомий тиск, МПа	
	Вібродеформація	Традиційна обробка пластичною деформацією
Сталь 65Г	2,98-3,14	7,45-7,95
Сталь 45	2,26-2,42	5,65-6,1
Сталь 10	1,42	3,55
Сталь Л53	2,26	5,63

Примітка. Термічна обробка виробів - нормалізація.

## 2.4 Прогнозування властивостей хромистого сплаву після нормалізації і загартування магнітним методом

Для виявлення факторів, що дозволяють прогнозувати властивості хромистого сплаву після нормалізації і загартування магнітним структурним аналізом виконали комплекс досліджень.

Для визначення складу хромистого сплаву використовували хімічний і спектральний методи. Хімічний склад плавок наведено в табл. 2.2. Хімічний склад плавок 1 і 2 відповідає сталі 40Х і близький до верхніх та нижніх меж вмісту вуглецю.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад досліджених плавок

Плавка	Вміст елементів, %								
	C	Si	S	P	Mn	Cr	Ni	Cu	Al
1	0,38	0,23	0,030	0,016	0,78	1,05	0,10	0,12	0,05
2	0,43	0,20	0,020	0,025	0,60	0,85	0,20	0,16	0,04

Примітка. Вимоги для сталі марки 40Х, %: 0,36-0,44 С, 0,50-0,80 Мн, 0,17-0,37 Si, не більше 0,035 Р, не більше 0,035 S, 0,80 -1,10 Cr, не більше 0,30 Ni, не більше 0,30 Cu.

Дослідженням макроструктури сплаву в початковому стані виявлено: в плавці 1 - ліквацийний квадрат бал 1, по краям темплету виявлені тріщини з ліквацийними ділянками; в плавці 2 - ліквацийний квадрат бал 1 і плямиста ліквіація бал 1,5. Виявлені дефекти в плавці 2 знаходяться в межах, допустимих до вимог ДСТУ 4543, п.2.17, табл. 3.4.

На сірчистих відбитках плавки 1 по краям темплету виявлені ліквацийні ділянки; в плавці 2 скупчень по С, S, Р не виявлено.

Зміна рівня коерцитивної сили по кожній з плавок не перевищує 2 - 4%, а інших магнітних властивостей 1 - 3%. Максимальні відхилення характерні,

ймовірно, для ліквідаційних ділянок. Дані відхилення близькі до погрешностей вимірювань при експериментальному визначенні властивостей і характеризуються близькими значеннями магнітних характеристик при відповідності металу нормативним вимогам.

Виконали дослідження мікроструктури сплаву в стані поставки. Мікроструктура є крупнозернистою. У плавці 1 - зерна перліту бал 3-2 (шкала ГОСТ 5639), в плавці 2 - зерна перліту бал 2-1 та ферит у вигляді окремих зерен, а також виділень по межах зерен.

Неметалеві включення визначали на площі 80 мм<sup>2</sup>. У плавці 1 виявлені силікати тендітні - бал 4, силікати пластичні - бал 3,5 (а, б). У плавці 2 - силікати тендітні бал 3 в і сульфіди бал 3 шкали ДСТУ 1778. Забрудненість неметалічними включеннями знаходиться в межах норми.

Кількість і розмір неметалевих включень, визначені методом випадкових січних в комбінації з лінійним методом, відповідно до методики С.А. Салтикова [4], наведено в табл. 3.4.

Таблиця 2.3 – Кількість неметалевих включень в досліджених сплавах

Сплав	Кількість неметалевих включень середнім розміром, мкм																Об'ємна частка неметалічних включень	
	0,36	1,08	1,795	2,51	3,23	3,95	4,67	5,39	6,1	6,82	7,54	8,26	8,68	9,69	10,41	11,13		11,85
1	123	175	81	55	32	4	12	2	3	2	0	1	2	1	0	0	0	0,187 ± 0,035
2	108	83	65	38	37	26	10	15	13	4	3	0	3	0	0	1	0	0,155 ± 0,040

Враховуючи, що виявлені кількість і розподіл неметалевих включень не перевищують меж норми, вони немагнітні, пов'язані з матрицею некогерентно, а їх об'ємна частка в досліджуваному сплаві невелика і коливається в межах однієї плавки незначно, припустили, що вплив цього фактору на рівень оцінюваних властивостей досить малий.



У стані поставки рівень коерцитивної сили  $H_c$  відповідає  $5,2 \pm 0,2$  А/см і  $7,0 \pm 0,2$  А/см для плавки 1 і 2 відповідно. Збільшення вмісту вуглецю в межах 0,38 - 0,43% для залізовуглецевого сплаву в початковому стані, легованого 0,85-1,05 % Сг при відповідності показників макроструктури і мікроструктури вимогам ГОСТ призводить до зростання рівня коерцитивної сили на 35%. Інші магнітні характеристики практично не реагують на зміни вмісту вуглецю в зазначених межах. Усереднені значення для обох плавки максимальної магнітної індукції  $B_{\max}$  становлять  $2,38 \pm 0,03$  Тл, залишкової магнітної індукції  $B_r$   $0,061 \pm 0,001$  Тл, площі петлі магнітного гістерезису  $S$   $0,127$  см<sup>2</sup>.

Після нормалізації в плавці 1 мікроструктура, в основному однорідна - зерна перліту бал 7-8, місцями збереглися зерна перліту бал 4 і залишки сітки фериту (рис. 2.1, а). У плавці 2 мікроструктура однорідна - зерна перліту бал 6-7 і залишки тонкої сітки фериту (рис. 2.1, б).

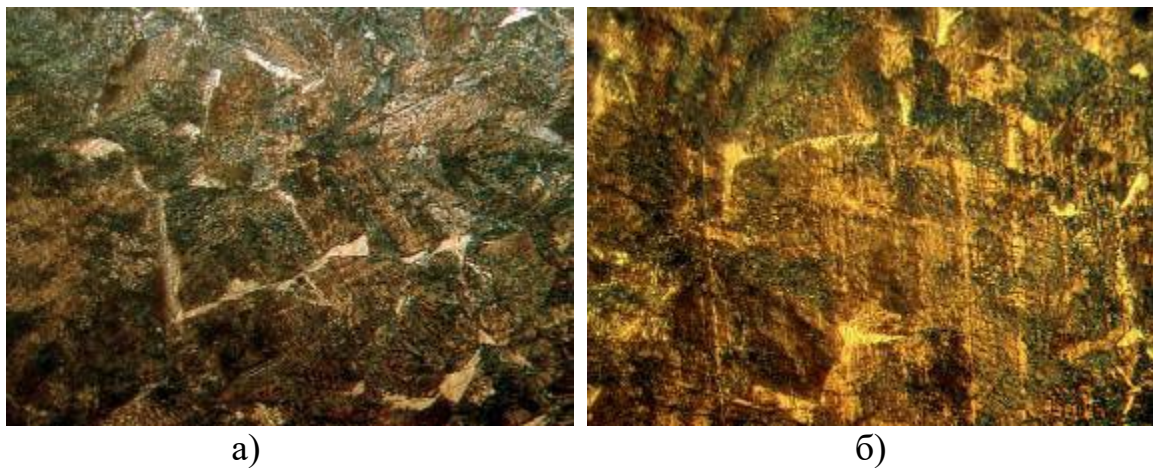


Рисунок 2.1 – Мікроструктура досліджуваного сплаву після нормалізації,  $\times 500$  (ув.  $\times 1,2$ ): а - плавка 1, б - плавка 2

Мікротвердість ділянок фериту склала  $H_{\mu 50} = 72-73 = 170-175$ , світлотравлячого перліту  $H_{\mu 50} = 70-76 = 157-185$ , темнотравлячого перліту  $H_{\mu 50} = 72-73 = 180-196$ .

Рівень коерцитивної сили після нормалізації збільшився в порівнянні з

вихідним станом на 85 % і 157 % відповідно і становить  $9,6 \pm 0,2$  А/см і  $13,38 \pm 0,2$  А/см. Зміна вмісту вуглецю в межах 0,38-0,43 % призводить до зміни рівня коерцитивної сили на 40 %. Усереднені дані для двох плавок при максимальній магнітній індукції  $B_{\text{макс}}$  склали  $2,18 \pm 0,03$  Тл, залишкової магнітної індукції  $B_r$   $0,080 \pm 0,001$  Тл, площі петлі магнітного гістерезису  $S$   $2,210$  см<sup>2</sup>.

Результати механічних випробувань після нормалізації наведені в табл.2.4.

Після поліпшення у відповідності до рекомендацій ГОСТ 4543 (загартування від  $860 \pm 10$  °С, охолодження в олії; відпуск при  $500 \pm 10$  °С, охолодження в воді) структура хромистого сплаву являє собою мартенсит з тонкими голками з середньою мікротвердістю  $H_{\mu 50} = 43-40 = 488-569$  і твердістю 49-54 HRC. Рівень коерцитивної сили підвищився в 4 - 4,9 рази в порівнянні з вихідним ферито-перлітним станом і склав 25,6 А/см і 27,8 А/см відповідно.

Таблиця 2.4 – Механічні властивості досліджуваних плавок після нормалізації

Плавка	Межа текучості $\sigma_T$ , МПа	Тимчасовий опір $\sigma_B$ , МПа	Відносне подовження $\delta$ , %	Відносне звуження $\psi$ , %	Ударна в'язкість, кДж/м <sup>2</sup>	Твердість, НВ
1	675	738	22,0	61,5	110	197
	680	740	22,0	60,0	120	
2	720	853	18,4	59,0	110	207
	710	871	24,0	61,5	120	

Після нагріву до 500 °С структура сталі відповідає сорбіту відпуску з твердістю 34-37 HRC і мікротвердістю  $H_{\mu 50} = 55-53 = 300-321$ . Рівень коерцитивної сили знизився в порівнянні з загартованим станом в 2,1-1,8 рази і склав 12,2 А/см і 15,4 А/см відповідно.

Механічні властивості, визначені для зразків після поліпшення, відповідають ДСТУ 4543 табл. 2.5.

Таблиця 2.5 – Механічні властивості досліджуваних плавок після загартування і відпуску

Плавка	Межа текучості $\sigma_T$ , МПа	Тимчасовий опір $\sigma_B$ , МПа	Відносне подовження $\delta$ , %	Відносне звуження $\psi$ , %	Ударна в'язкість <sup>1</sup> , кДж/м <sup>2</sup>
1	810	1050	13,0	54,0	<u>68-112</u>
	900	1070	14,0	59,0	95,3
2	1050	1140	13,0	54,0	<u>77-83</u>
	1 040	1130	13,0	54,0	80,7
За ДСТУ 4543, не менше	800	1000	10	45	60

Примітка. У чисельнику наведено розкид значень, в знаменнику - середнє.

При порушенні режиму загартування - недогріву, формується структура з твердістю 32-37 HRC, що складається з 30-35 % мартенситу, 60-65 % верхнього бейніту з темнотравленими ділянками дрібнодисперсного перліту і фериту 2-3 % (рис. 2.2, а і б).

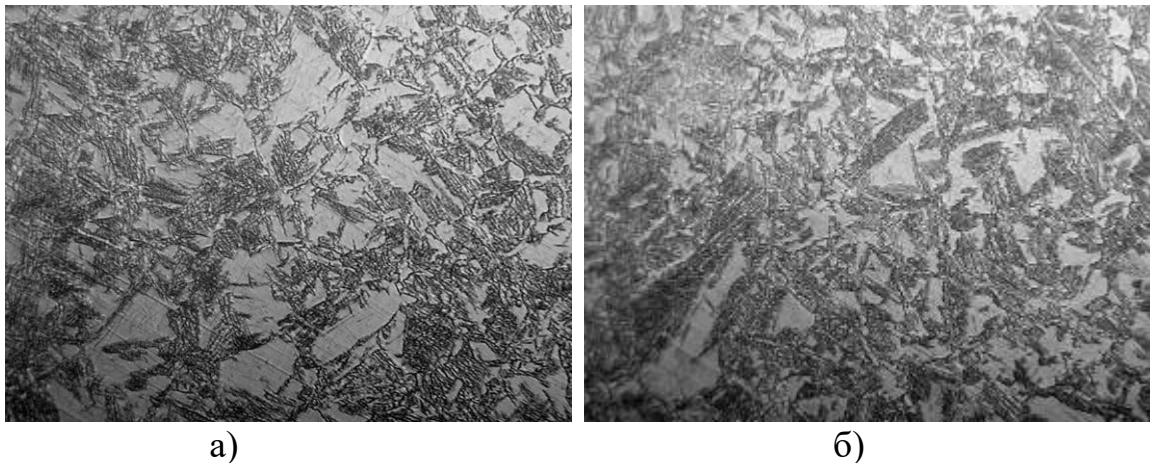


Рисунок 2.2 – Мікроструктура хромистого сплаву при загартуванні від  $780 \pm 10$  °C,  $\times 500$  (зб.  $\times 1,2$ ): а - плавка 1, б - плавка 2

Світлі ділянки відповідають мартенситу і фериту, темні - верхньому бейніту з ділянками темнотравленого дрібнодисперсного перліту. Вміст вуглецю на нижній межі призводить до дещо більшого вмісту фериту (7-10 %).

Мікротвердість для даної структури з огляду на її дисперсність визначена усереднено і склала  $H_{\mu 50} = 49-58 = 377-269$ . Темнотравлені ділянки мають підвищену мікротвердість  $H_{\mu 50} = 49-53 = 377-321$ . Стандартне відхилення у визначенні мікротвердості склало 36,58, що в 3,3 рази вище, ніж значення післязагартування від нормальних температур - 11, 15.

Рівень коерцитивної сили при недостатній температурі загартування відповідає  $10,6 \pm 0,2$  А/см і  $11,8 \pm 0,2$  А/см, усереднені дані для двох плавок при максимальній магнітній індукції склали  $2,22 \pm 0,03$  Тл, залишкової магнітної індукції  $0,109 \pm 0,001$  Тл, площі петлі магнітного гістерезису  $0,891$  см<sup>2</sup>.

Для визначення схильності досліджуваного хромистого сплаву до зростання оцінювали величину аустенітного зерна в залежності від температури нагріву. Це необхідно для встановлення можливості її прогнозування за коерцитивною силою. Провели загартування в інтервалі температур 700 - 1300 °С (табл. 2.6).

Таблиця 2.6 – Величина аустенітного зерна

№ плавки	Температура нагріву, °С					
	860	1100	1180	1200	1250	1300
1	бал 6 32-39 мкм	бал 3-4 78-100 мкм	бал 2-3 105-140 мкм	бал 3-1 112-260 мкм	бал 1 та > 1 275-350 мкм	> Бал 1 > 310 мкм
2	бал 6 37-42 мкм	бал 4-2 82- 142 мкм	бал 2-3 130-165 мкм	бал 2 145-170 мкм	бал 1 192-240 мкм	> Бал 1 > 290 мкм

Примітка. У чисельнику наведено бал аустенітного зерна відповідно до шкали ДСТУ 5639, в знаменнику середня хорда.

Аустенитное зерно в досліджуваному хромистому сплаві починає зростати при температурі 1100 °С незалежно від вмісту вуглецю.

Підвищення температури загартування від 700 °С до 860 °С призводить до безперервного росту зерна і коерцитивної сили.

$$A_{\text{ауст}} = 0,02T_{\text{зак}} - 14,36 \quad (2.1)$$

$$H_c = 5.61A_{\text{ауст}} - 5,10 \quad (2.2)$$

Збільшення розміру зерен аустеніту при недогріві на один бал збільшує рівень коерцитивної сили (на 5,6 А/см).

Досягнувши максимуму при оптимальній температурі загартування при перегріванні, зерно починає збільшуватися і при 1300 °С стає менше 1 балу за вимогами ДСТУ 5639.

При перегрів коерцитивна сила для обох досліджених плавок знижується незначно - на 4-5,5 %.

$$A_{\text{ауст}} = 15,87 - 0,12T_{\text{зак}} \quad (2.3)$$

$$H_c = 23,38 + 0,68A_{\text{ауст}} \quad (2.4)$$

Таким чином, збільшення розміру зерна аустеніту після перегріву хромистого сплаву на один бал призводить до зниження рівня коерцитивної сили (на 0,7 А/см).

Максимальні значення коерцитивної сили відповідають найменшій величині аустенітного зерна, що досягається при оптимальних температурах загартування. Зниження рівня коерцитивної сили свідчить про перегрів або недогрів сплаву і може бути однозначно підтверджено додатковим контролем твердості.

Виконано оцінку можливості прогнозування механічних властивостей хромистого сплаву за показаннями коерцитивної сили. Отримано адекватні лінійні регресійні моделі зі значимими коефіцієнтами.

Після проведення нормалізації при  $910 \pm 10$  °С встановлено (довірча ймовірність 0,9):

- для межі текучості, МПа

$$\sigma_T = 582 + 10H_c \quad (2.5)$$

- для тимчасового опору, МПа

$$\sigma_B = 462 + 32,5H_c \quad (2.6)$$

Після проведення поліпшення відповідно до рекомендацій вимог ДСТУ 4543 (загартування від  $860 \pm 10$  °С, охолодження в олії; відпуску при  $500 \pm 10$  °С, охолодження в воді) встановлено (довірча ймовірність 0,95):

- для межі текучості, МПа

$$\sigma_T = 130 + 59,4H_c \quad (2.7)$$

- для тимчасового опору, МПа

$$\sigma_T = 774 + 23,4H_c \quad (2.8)$$

Моделі, засновані на прогнозуванні відносного подовження і звуження, ударної в'язкості за рівнем коерцитивної сили для даної вибірки виявилися неадекватними за критерієм Фішера.

Висновки.

1. Оцінено можливості застосування вібраційної обробки для зміцнення дисків копачів, виготовлених із сталей з різним вмістом вуглецю.

2. Встановлено фактори, що дозволяють прогнозувати властивості хромистого сплаву після нормалізації і загартування магнітним структурним аналізом.



## РОЗДІЛ 3 ОХОРОНА ПРАЦІ

### 3.1 Техніка безпеки й виробнича санітарія

Силове електроустаткування. По ступені надійності електропостачання всі споживачі електроенергії ділянки відносячи до другої категорії.

Електропостачання здійснюється від місцевої мережі напругою 380/220 В.

Силові розподільні пункти рекомендуються серії СПА63 із захистом ліній, що відходять, автоматичними вимикачами серії АЗ100. Можливо також застосування силових пунктів серії СПМ65 із захистом ліній, що відходять, запобіжниками.

Як пускові апаратури рекомендуються магнітні пускачі серії ПА, ПМЕ.

Розподільні пункти, пускові апаратури (магнітні пускачі, шафи керування) необхідно розміщати в спеціально виділеному щитовому приміщенні.

Кнопкові пости керування, установлені біля механізмів технологічного й сантехнічного устаткування, рекомендується прийняти серії ПКЕ зі ступенем захисту IP54.

Розподільна мережа виконується кабелем марки АВВГ на скобах і проведенням марки АПВ, прокладеним у сталевих трубах за ДСТУ 3262.

Електричне освітлення. Джерела світла, що рекомендують, розрахункова освітленість, типи світильників і вид електропроводки наведені в таблиці 3.1.

Таблиця 3.1 - Характеристика електричного освітлення

Характеристика приміщення за умовами середовища	Джерело світла	Освітленість, лк	Тип світильника	Тип електропроводки
У-16	Г Л	300	ЛСПО 4	АВВГ, на скобах

Примітка. Г Л - газорозрядна лампа.

Захисне заземлення. Всі корпуси електродвигунів, розподільних пунктів, пускових апаратів, повинні бути заземлені. Опір заземлюючого пристрою повинен бути не більше 4 Ом.

Захист від можливих зарядів статичної електрики здійснюється шляхом приєднання технологічного встаткування, установлюваного у вибухонебезпечному приміщенні, до контуру захисного заземлення.

**Пожежна сигналізація й пожежогасіння.** Автоматична сигналізація рекомендується типу ТРВ (максимальної дії) у вибухонебезпечному виконанні. Підключаються вони до прийомної станції ТЛО через релейну приставку типу РКІ-2М.

Прийомну станцію варто встановлювати в приміщенні із цілодобовим чергуванням (диспетчерська, приміщення охорони).

Розподільна мережа виконується проводом ПРВПМ 2х0,8.

Для цілей пожежогасіння передбачається пожежний кран і первинні засоби пожежогасіння (вогнегасники ОУ -5, ящик з піском).

Опалення. Система опалення виконується з умови забезпечення температури повітря в приміщенні в холодний і перехідний періоди +16 °С.

Опалення рекомендується повітряне, сполучене з вентиляцією, або центральне з місцевими нагрівальними приладами. Як теплоносій використовується гаряча вода з параметрами 150-70°С, 130-70°С, 95-70°С.

Джерелом теплопостачання служать зовнішні теплові мережі.

Нагрівальні прилади центральних систем опалення встановлюються в зовнішні конструкції, що обгороджують, під світловими прорізами.

Вентиляція. Для забезпечення нормованих параметрів повітряного середовища, установлених санітарними й технологічними нормами, улаштовується вентиляція з механічним спонуканням, що розраховує на розведення виділюваних шкідливих речовин.



Передбачається можливість природного провітрювання через вікна, що відкриваються, плетінь у вікнах площею не менш 20% від загальної площі світлових прорізів.

Вентиляційне устаткування використовується у вибухонебезпечному виконанні й установлюється у відособленій венткамері. Всі вентиляційні системи ділянки повинні виконуватися відособленими від інших приміщень.

Водопровід. У приміщенні ділянки передбачається водогінна мережа. Вода на господарські потреби подається до водопровідного крана, встановленого над умивальником.

Джерелом водопостачання є зовнішні мережі.

Гаряче водопостачання. До змішувача умивальника подається гаряча вода (60°C) на побутові потреби, витрата - 0,2 л/с. Джерелом гарячої води служить індивідуальний підігрівник.

Каналізація. Скидання стічних вод від побутових приладів здійснюється по системі внутрішньої каналізації у двірську мережу.

Для прийому стічних вод при митті підлог у приміщенні встановлюються трапи.

Стиснене повітря. Для обслуговування технологічного устаткування стисненим повітрям на ділянці виконується система повітропостачання.

Джерелом повітропостачання приймається пересувний компресор.

## ВИСНОВКИ:

1. Розглянуто традиційні та сучасні методи підвищення довговічності деталей сільськогосподарської техніки.

2. Вібробробка сприяє формуванню найбільш протяжної зміцненої зони для литої лемішної сталі - 600 мкм. Найменш ефективною є обробка сталі 65Г (зміцнена зона не перевищує 400 мкм). Максимальний ступінь подрібнення зерна характерний для сталі 45 - в 1,8 рази, в якій ферит розташований на межі зерен перліту.

3. Виконано оцінку факторів, що впливають на прогнозування властивостей хромистого сплаву з вмістом 0,38-0,42 % С, легованого 0,85-1,05 % Cr після нормалізації і загартування магнітним структурним аналізом. До таких факторів, перш за все, відносяться вміст вуглецю в досліджуваному сплаві, величина аустенітного зерна.

4. Найбільш чутливим параметром аналізу є коерцитивна сила. Для вихідного стану сплаву, при його відповідності нормативним вимогам за макро-, мікроструктурою і неметалічним включенням, зміна показників магнітного структурного аналізу близька до погрішностей вимірювань при експериментальному визначенні властивостей і вказує на незначне відхилення магнітних характеристик. При проведенні магнітного структурного аналізу необхідно враховувати зміну вмісту вуглецю. Збільшення в межах 0,38-0,43 % С, при відповідності показників макро- і мікроструктури вимогам ДСТУ в початковому стані, призводить до зростання рівня коерцитивної сили на 35%, при нормалізації - 40%, після загартування - 9%, після поліпшення - 26%.

5. Встановлено залежності, що дозволяють прогнозувати за рівнем коерцитивної сили межі текучості і тимчасовий опір досліджуваного хромистого сплаву після нормалізації і поліпшення.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Механіка руйнування та міцність матеріалів [Текст] = Fracture Mechanics and Strength of Materials : довід. посіб. / за заг. ред. акад. НАН України В. В. Панасюка ; НАН України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Львів : Каменяр, [198-] . - ISBN 5-12-000300-1. Т. 15 : Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій / О. П. Осташ. - 2015. – 304.
2. Основи теорії коливань в інженерній справі та втомна міцність [Текст] : навч. посіб. / С. В. Кагадій [та ін.]. - Дніпропетровськ : Свідлер А. Л., 2015. - 204 с.
3. Втомна пошкоджуваність валопроводів турбоагрегатів при крутних коливаннях [Текст] : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.02.09 / Башта Дмитро Анатолійович ; Нац. техн. ун-т України "Київ. політехн. ун-т". - Київ, 2014. - 21 с.
4. Моделі і методи прогнозу локального руйнування у пластинчастих елементах конструкцій з тонкими включеннями та підкріпленнями при сталому й циклічному навантаженнях [Текст] : дис... д-ра техн. наук: 01.02.04 / Кундрат Микола Михайлович ; Львівський національний ун-т ім. Івана Франка, Національний ун-т водного господарства та природокористування. - Рівне, 2007. - 347 арк.
5. Випробування зварних з'єднань металевих матеріалів руйнівні. Випробування на твердість [Текст]. - Київ : УкрНДНЦ, [2010] . - (Національний стандарт України). Ч. 2 : ДСТУ ISO 9015-2:2009. Випробування на мікротвердість (ISO 9015-2:2003, IDT). - Чинний від 2012-01-01. - 2018. - IV, 8 с. : рис., табл. - Бібліогр.: с. 8.
6. Магнітні властивості структурно-невпорядкованих слабомагнітних твердих тіл [Текст] : автореф. дис... д-ра фіз.-мат. наук: 01.04.07 / Бродовий Олександр Володимирович ; Київський національний ун-т ім. Тараса Шевченка. - К., 2006. - 35 с.
7. Вплив лазерної імпульсної обробки на структуру та магнітні властивості приповерхневого шару Fe-Al-C сплавів [Текст] : автореф. дис... канд.

фіз.- мат. наук: 01.04.13 / Дзевін Євгеній Миколайович ; НАН України, Ін-т металофізики ім. Г. В. Курдюмова. - К., 1999. - 16 с.

8. Неруйнівний контроль зварювання [Текст] = Неразрушающий контроль сварки : підруч. : у 2 т. / Гавриш Павло, Чигарьов Валерій, Макаренко Наталія ; [ДВНЗ "Приазов. держ. техн. ун-т"]. - Маріуполь : ДВНЗ "ПДТУ", 2021. Т. 2. - 2021. - 288 с.

9. Неруйнівний контроль зварювання [Текст] = Неразрушающий контроль сварки : підруч. : у 2 т. / Гавриш Павло, Чигарьов Валерій, Макаренко Наталія ; [ДВНЗ "Приазов. держ. техн. ун-т"]. - Маріуполь : ДВНЗ "ПДТУ", 2021. Т. 1. - 2021. - 256 с.

10. ДСТУ EN ISO 22825:2017 (EN ISO 22825:2017, IDT; ISO 22825:2017, IDT) Неруйнівний контроль зварних швів. Ультразвуковий контроль. Контроль зварних швів в аустенітних сталях і сплавах на основі нікелю [Текст]. - Чинний від 2019-01-01. - Київ : УкрНДНЦ, 2021. - V, 20 с.

11. Неруйнівний контроль поковок зі сталі [Текст]. - Київ : УкрНДНЦ, 2019 . - (Національний стандарт України). Ч. 1 : ДСТУ EN 10228-1:2017 (EN 10228-1:2016, IDT). Магнітопорошковий контроль. - На заміну ДСТУ EN 10228-1:2005 ; Чинний від 2019-01-01. - 2019. - IV, 8 с.

12. Неруйнівний магнітний контроль структурно-механічних властивостей виливків зі сталей та чавунів [Текст] : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.16.04 / Твердохвалов В'ячеслав Олексійович ; НАН України, Фіз.-технол. ін-т металів та сплавів. - Київ, 2018. - 28 с.

13. Акустико-емісійний неруйнівний контроль процесів деградації InGaN/GaN світловипромінювальних діодів [Текст] : автореф. дис. канд. техн. наук : 05.27.06 / Киселюк Максим Павлович ; Нац. акад. наук України, Ін-т фізики напівпровідників ім. В. Є. Лашкарьова. - Київ, 2014. - 20 с.

14. Неруйнівний контроль виробів електронної техніки за рівнем низькочастотного шуму [Текст] : монографія / Д. В. Михалевський, В. М. Кичак ; Вінниц. нац. техн. ун-т. - Вінниця : ВНТУ, 2014. - 111 с.

15. Селективна вихрострумова дефектоскопія [Текст] / А. Я. Тетерко, З. Т. Назарчук ; НАН України, Фіз.-механ. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Л. : [б.в.], 2004. - 248 с.
16. Діагностика і дефектоскопія матеріалів та виробів [Текст] : методичні вказівки до виконання лаб. робіт для студ. напряму підгот. 0901 "Інженерне матеріалознавство" інж.-фіз. ф-ту / Національний технічний ун-т України "Київський політехнічний ін-т" ; уклад. Т. А. Роїк [та ін.]. - К. : Політехніка, 2006. - 68 с.
17. Діагностика і дефектоскопія матеріалів та виробів [Текст] : навч. посіб. / Н. Ю. Імбірович, В. І. Шваб'юк ; Луц. нац. техн. ун-т. - Луцьк : Вежа-Друк, 2015. - 339 с.
18. Міцність, тріщиностійкість і довговічність бетонних та залізобетонних конструкцій на засадах механіки руйнування [Текст] / Й. Й. Лучко [та ін] ; НАН України, Фіз.-механ. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Л. : Каменяр, 1999. - 348 с.
19. Довговічність елементів крила транспортного літака із зміцненими функціональними отворами [Текст] : [монографія] / Ясній П. В. [та ін.] ; Тернопіл. нац. техн. ун-т ім. Івана Пулюя. - Тернопіль : ТНТУ, 2020. - 125 с.
20. Контактна довговічність і руйнування елементів конструкцій за циклічного навантаження [Текст] : [монографія] / О. П. Дацишин, В. В. Панасюк ; НАН України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Київ : Наукова думка, 2018. – 286 с.
21. Надійність і довговічність машин та апаратів хімічних виробництв з урахуванням еволюції їх руйнування [Текст] : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.05.13 / Чемерис Андрій Олегович ; Нац. техн. ун-т України "Київ. політехн. ін-т ім. Ігоря Сікорського". - Київ, 2018. - 23 с.
22. Механіка руйнування та довговічність металевих матеріалів у водневмісних середовищах [Текст] : [монографія] / О. Є. Андрейків, О. В. Гембара ; НАН України, Фіз.-механ. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - К. : Наукова думка, 2008. - 344 с.

23. Механіка руйнування і міцність матеріалів [Текст] : довідник. посіб. / заг. ред. В. В. Панасюк ; НАН України, Фіз.-механ. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Л. : Сполом. - ISBN 978-966-665-493-2. Т. 9 : Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О. П. Осташ [та ін.] ; ред. О. П. Осташ, В. М. Федірко. - Л. : [б.в.], 2007. - 1066 с.

24. Механіка руйнування, міцність і довговічність неперервно армованих композитів [Текст] : монографія / В. В. Божидарнік [та ін.] ; заг. ред. В. В. Божидарнік ; Луц. держ. техн. ун-т, Львів. нац. ун-т ім. І. Франка, Ін-т приклад. пробл. механіки та математики ім. Я. С. Підстригача НАН України. - Луцьк : Надстир'я, 2007. - ISBN 978-966-517-591-9 (загальний). Т. 1 : Основи механіки руйнування неперервно армованих композитів. - [Б. м.] : [б.в.], 2007. - 400 с.

25. Механіка руйнування та міцність матеріалів [Текст] = Fracture Mechanics and Strength of Materials : довід. посіб. / за заг. ред. акад. НАН України В. В. Панасюка ; НАН України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Львів : Каменяр, [198-] . - ISBN 5-12-000300-1. Т. 9 : Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О. П. Осташ [та ін.] ; ред.: О. П. Осташ, В. М. Федірко. - 2007. - 1068 с.

26. Технологія машинобудування [Текст] : навч. посіб. / В. Б. Копей, З. М. Одосій, О. Р. Онисько ; Івано-Франків. нац. техн. ун-т нафти і газу, Каф. комп'ютериз. машинобуд. - Івано-Франківськ : ІФНТУНГ, 2021. Ч. 1. - 2021. - 203с.

27. Ультразвукова ударна обробка конструкцій і споруд транспортного машинобудування [Текст] : монографія / [Б. М. Мордюк та ін.] ; за ред. д-ра техн. наук, проф. Г. І. Прокопенка . - Суми : Університетська книга, 2020. - 309 с.