

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

**КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА**  
другого (магістерського) рівня вищої освіти

на тему:

**“Підвищення експлуатаційної стійкості прецизійних  
деталей паливної апаратури дизельних двигунів”**

Виконав: студент VI курсу, групи Маш-61

Спеціальності 133 Галузеве машинобудування

(шифр і назва)

Ростислав ШЛЯХЕТКО

(Ім'я та прізвище)

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

(Ім'я та прізвище)

Дубляни 2024

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.  
«28» квітня 2023 р.

**ЗАВДАННЯ**

на кваліфікаційну роботу студенту  
Шляхетко Ростислав Богданович

1. Тема роботи: «Підвищення експлуатаційної стійкості прецизійних деталей паливної апаратури дизельних двигунів»

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

Затверджена наказом по університету від 28.04.2023 року № 133/к-с

2. Строк здачі студентом закінченої роботи 15.01.2024 року

3. Вихідні дані: Літературні джерела за тематикою кваліфікаційної роботи відомих технологічних процесів виробництва та розрахунків технологічного обладнання; Матеріали навчальної, методичної довідкової та наукової літератури; Методики визначення економічної ефективності впровадження нового технологічного рішення.

4. Перелік питань, які необхідно розробити:

1. Огляд інформаційних матеріалів та завдання дослідження;

2. Методологія, матеріал та методи досліджень;

3. Оцінка причин ушкодження під час експлуатації;

4. Вплив на якість деталей комплексу технологічних факторів;

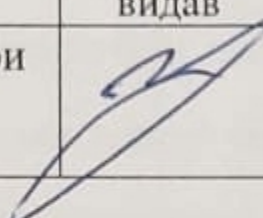
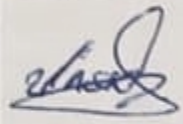

Висновки;

Список використаних джерел.

## 5. Перелік ілюстративного матеріалу:

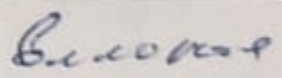
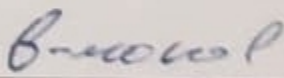
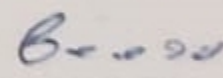
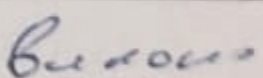
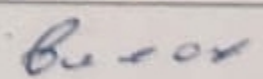
Ілюстративний матеріал представити у вигляді презентації у застосунку Microsoft PowerPoint: підвищення експлуатаційних властивостей виробів; залежність властивостей евтектоїдних та заевтектоїдних сталей зовнішніх впливів; залежність твердості від режимів ТО та її вплив на магнітні показники; властивості сталі з різною структурою у стані постачання; гартування сталі та його вплив на магнітні показники, рекомендації інтервалів ТО; Вплив обробки холодом, відпуску та старіння на властивості матеріалу плунжерних пар.

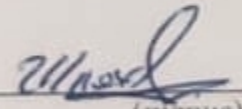
## 6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада Консультанта	Підпис, дата		Відмітка про виконання
		завдання видав	завдання прийняв	
1-5	Власовець В.В.. д.т.н., проф. кафедри машинобудування			

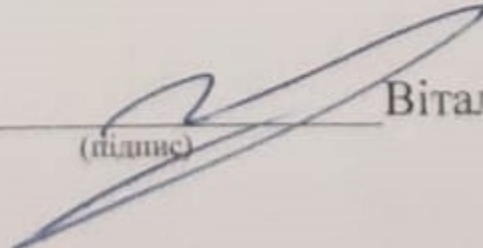
7. Дата видачі завдання: 28.04.2023 р.

## КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№	Назва етапів кваліфікаційної . роботи	Строк вико- нання етапів роботи	Відмітка про виконання
1.	Виконання розділу: «Огляд інформаційних мате- ріалів та завдання дослідження»	28.04.23- 15.06.23	
2.	Виконання другого розділу: «Методологія, мате- ріал та методи досліджень»	16.06.23- 15.08.23	
3.	Виконання розділу: «Оцінка причин ушкодження під час експлуатації»	16.08.23- 08.11.23	
4.	Виконання підрозділу: «Вплив на якість деталей комплексу технологічних факторів»	09.11.23- 11.12.23	
5.	Завершення оформлення пояснювальної записки. Завершення роботи в цілому	4.01.24- 15.01.24	

Студент   
(підпис)

Ростислав Шляхетко

Керівник роботи   
(підпис)

Віталій ВЛАСОВЕЦЬ

УДК 621.43

Підвищення експлуатаційної стійкості прецизійних деталей паливної апаратури дизельних двигунів

Шляхетко Р.Б Кваліфікаційна робота. – Дубляни, Львівський національний університет природокористування, 2024р.

53 с. текст. част., 17 рис., 4 табл., 21 джерел інформації.

Метою роботи є підвищення якості деталей із легованої сталі комплексним впливом. Розроблено критерії неруйнівного контролю матеріалу.

Відповідно до поставленої мети в роботі вирішені наступні задачі.

- Виконано аналіз інформаційних джерел;
- Обґрунтована методика та зразки для досліджень;
- Оцінено причини пошкодження;
- Оцінено вплив на якість деталі комплексу технологічних факторів.

## ЗМІСТ

ВСТУП	5
РОЗДІЛ 1 ОГЛЯД ІНФОРМАЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ЗАВДАННЯ ДОСЛІДЖЕННЯ	6
1.1 Оцінка основних причин відмов при експлуатації	6
1.2 Карбідна фаза в заевтектоїдних хромистих сталях	8
1.3 Магнітні параметри та методи контролю якості	16
Висновки, мета та завдання досліджень	24
РОЗДІЛ 2 МЕТОДОЛОГІЯ, МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ	26
2.1 Методологія досліджень	26
2.2 Матеріал досліджень	26
2.3 Обґрунтування прийнятих методів та типів зразків	28
2.4 Розробка бракувальних норм традиційними способами неруйнівного контролю	31
РОЗДІЛ 3 ОЦІНКА ПРИЧИН УШКОДЖЕННЯ ПІД ЧАС ЕКСПЛУАТАЦІЇ	39
РОЗДІЛ 4 ВПЛИВ НА ЯКІСТЬ ВИХІДНОЇ СТРУКТУРИ ПЕРЕД ГАРТУВАННЯМ	45
РОЗДІЛ 5 ВПЛИВ НА ЯКІСТЬ ОПЕРАЦІЙ ЗАГАРТУВАННЯ	54
ВИСНОВКИ	
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	

## ВСТУП

Прецизійна пара паливного насоса – плунжер та гільза працює в умовах тертя ковзання з високими швидкостями, високого тиску палива, з малими діаметральними зазорами 2-3 мкм.

У процесі роботи деякі плунжерні пари піддаються найбільш активному виду зносу – захоплювання II роду, якому супроводжують незворотні процеси втоми та крихкості у тонкому поверхневому шарі та абразивну дію твердих продуктів зносу. Схоплювання – результат прояву адгезійної взаємодії та спостерігається у разі зміни фізико-механічного стану поверхневих шарів під впливом високих питомих тисків та високих миттєвих температур на поверхні тертя, що виникають унаслідок нестабільності розмірних параметрів. Явище захоплювання призводить до заклинювання плунжера в гільзі, що викликає порушення та відмови у роботі паливного насоса.

Плунжер і гільза виготовляються з високовуглецевої хромистої сталі перлітного класу ШХ 15. Ця сталь знаходить найбільше застосування в підшипникобудуванні для деталей паливної апаратури, оскільки, будучи малолегованою і, отже, недорогою, має значні переваги - високу міцність, супротив.

## РОЗДІЛ 1

### ОГЛЯД ІНФОРМАЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ І ЗАВДАННЯ ДОСЛІДЖЕННЯ

1.1. Оцінка основних причин заклинювання плунжерних пар під час експлуатації

Техніко-економічні показники дизельних двигунів переважно визначаються станом паливної апаратури. Порушення її регулювань з різних причин може призвести до зниження потужності та погіршення економічності дизеля на 25-35% [1].

Ознаками несправності системи живлення є утруднений пуск двигуна, зниження номінальної потужності та максимального моменту, що крутить, нестабільна робота, підвищена димність відпрацьованих газів, погіршення економічності.

Частою несправністю системи живлення дизельного двигуна є порушення роботи прецизійних деталей паливного насоса – плунжера та гільзи.

Зношування прецизійних деталей призводить до збільшення пропускання палива через з'єднання і відповідно до зменшення кількості палива, що подається в камеру згорання. Паливо витікає через зазор тим сильніше, що менше частота обертання колінчастого валу двигуна, у своїй збільшується тривалість нагнітання палива і знижується циклова подача, що утрудняє пуск двигуна.

Зношування та пов'язане з ним заклинювання плунжерних пар є наслідком багатьох факторів, до яких відносяться [2, 3]:

геометрична форма робочих поверхонь та їх взаємне розташування (овальність, конусність, бочкоподібність та ін.);

мікрорельєф поверхні;

похибки обладнання, точність обробки;

похибки обладнання та оснащення при виконанні остаточних операцій;  
релаксація залишкових внутрішніх напружень, що виникають у процесі гарячої та холодної обробки;

монтажні мікрдеформації;

циклові та температурні мікрдеформації;

нестабільність фазового та структурного стану.

У роботі [2] зроблено глибокий аналіз причин зносу деталей прецизійних пар паливної апаратури, зокрема плунжера та гільзи. Шляхом дослідження реальних деталей, починаючи з їх виготовлення та закінчуючи різним напрацюванням, встановлено, що у зв'язку з високою точністю виготовлення, що перевищує 1-й клас, застосування найменших навантажень викликає мікрдеформацію (деформацію до 90 мк) робочих поверхонь прецизійних пар. Мікрдеформації, що виникають внаслідок релаксаційних процесів, що протікають у металі під впливом монтажних та експлуатаційних напружень, є основним джерелом розмірних змін деталей [2]. Величина та характер монтажних мікрдеформацій залежать від якості виготовлення робочих поверхонь деталей пари, а також інших деталей вузла. Виникнення експлуатаційних мікрдеформацій обумовлено пульсуючим тиском палива, що надає стискаючу дію, та його тепловим впливом.

Плунжер і гільза виготовляються з високовуглецевої хромистої сталі перлітного класу ШХ 15. Ця сталь знаходить найбільше застосування для деталей паливної апаратури, оскільки, будучи малолегованою і, отже, недорогою, має значні переваги - високу міцність, опірність втоми і з втоми. Однак будучи заевтектоїдною легваною сталлю в структурі сталі після гарту зберігається велика кількість залишкового аустеніту. Навіть при незначному підвищенні температури мікрооб'ємах деталей плунжерної пари нестабілізований залишковий аустеніт розпадається зі збільшенням обсягу, і як наслідок розмір деталі збільшується. Враховуючи малий зазор у парі тертя, навіть незначна мікрдеформація призводить до заклинювання плунжерної пари. Тому практичний інтерес представляє розробка методики



контролю вмісту залишкового аустеніту у процесі виробництва. Безпосередньо на його зміст впливає форма, дисперсність, кількість карбідної фази, що міститься у вихідній структурі сталі перед загартуванням, а також якість самого загартування. На метод контролю впливають фізичні фактори, що відбуваються під час термічної обробки.

## 1.2 Карбідна фаза в заевтектоїдних хромистих сталях

На якість операцій обробки сталі впливають різні чинники, насамперед хімічний склад.

Підвищений вміст фосфору сприяє збільшенню зерна та підвищенню крихкості, внаслідок чого деталі стають чутливими до динамічних навантажень. При нормальному режимі теплової обробки різко посилюється схильність до утворення тріщин при загартуванні, особливо при шліфуванні. Статична та динамічна міцність значно знижується. Встановлено також, що підвищений вміст фосфору сталі ШХ15 зменшує її зносостійкість [4].

В даний час переглядається питання про шкідливий вплив сірки в сталь. Підвищений вміст сірки в сталі призводить до збільшення кількості сульфідів та їх розмірів, що вважалось не менш шкідливим, ніж збільшення кількості інших неметалевих включень, тому ГОСТ 801 вміст сірки обмежується граничною нормою 0,02% [5].

В результаті досліджень останніх років встановлено, що сульфіди, що володіють порівняно з іншими включеннями (оксидами, нітридами, силікатами) меншою твердістю і відносно малою відмінністю коефіцієнта лінійного розширення від коефіцієнта лінійного розширення металевої основи, менше знижують межу витривалості при контактному навантаженні, ніж інші включення. Сірка сприяє утворенню складних включень, у своїй сульфіди, огортаючи інші шкідливі включення (глинозем та інших.), зменшують зниження контактної міцності, викликане цими включеннями [6-8].

Однорідність властивостей загартованої сталі порушується також при карбідній ліквідації та полосчастості, як наслідків ліквідації в сталевому злитку. Скупчення карбідів, карбідні рядки, також як неметалеві включення, можуть

бути вогнищами фарбування, утворення дрібних тріщин і, отже, причиною передчасного руйнування деталі [9,10].

Карбідна полосчастість призводить до утворення в процесі гарту суміжних смуг різних структур, від трооститу до голчастого мартенситу, що різко знижує механічну міцність і, зокрема, межу витривалості при контактному навантаженні [11]. Карбідна неоднорідність оцінюється (ГОСТ 801) окремо для карбідної строчності (ліквації) і скупчень дрібних карбідів - карбідної смугастості.

З тих же причин небажана присутність у виробках карбідної сітки. За ГОСТ 801 у мікроструктурі карбідна сітка не допускається. Дозволяється лише залишки карбідної сітки за умови, якщо вони не перевищують трьох балів за шкалою № 6 стандарту.

Випадкові домішки (нікель і мідь) у шарикопідшипниковій сталі допускаються в сумі не більше 0,5%, тому що вони змінюють властивості сталі після відпалу та загартування [12, 13].

Домішка міді також негативно впливає на поведінку сталі при куванні, прокатці та штампуванні, викликаючи появу дрібних поверхневих тріщин та надривів.

Сталь постачається машинобудівним заводам гарячекатаною або у вигляді холоднотянутих каліброваних прутків. Гарячекатана сталь призначається для гарячої механічної обробки на підшипникових заводах. Невелика частина прутків і труб поставляється у відпаленому вигляді та безпосередньо надходить на механічну обробку на верстатах.

Гарячеката відпалена і холоднотягнута сталь ШХ15 повинна мати мікроструктуру однорідного дрібнозернистого перліту [14]. Твердість сталі ШХ15 має бути в межах 179-207 НВ. Для отримання високоякісної структури після гарту бажано нижню межу допустимої твердості сталі ШХ15 підвищити до НВ 187 [15-17].

Дослідженнями Е. П. Акімова та ін показана можливість отримання після відпалу труб з більш однорідною структурою і більш вузьким

інтервалом твердості HB 187-207 для сталі ШХ15, ніж передбачено вище. Дрібнозернистий глобулярний перліт при цих твердостях дозволяє отримати хорошу структуру після гарту при цілком задовільній оброблюваності труб на токарних верстатах.

У відпаленому стані сталь ШХ15 має такі механічні властивості: межа міцності при розтягуванні 650-700 МПа; подовження 15%; стиснення поперечного перерізу 35%. Модуль пружності для сталі ШХ15 приймається рівним 21500 кгс/мм<sup>2</sup>.

Крім аналізу макро- та мікроструктури сталь піддають пробі на злам (у сирому та загартованому стані) та осаді.

Вплив хрому на властивості заевтектоїдної сталі. Атомно-кристалічна будова хрому подібно до  $\alpha$ -заліза, тобто хром має решітку центрованого куба. Параметр ґрат  $a = 2,877 \text{ \AA}$ . Щільність хрому 7,1 г/см<sup>3</sup>. Коефіцієнт розширення при 20 °С дорівнює 8,2-10<sup>-6</sup>. Температура плавлення хрому 1615 °С [16,17].

Залізохромові сплави у твердому стані утворюють безперервний ряд твердих розчинів. Область  $\gamma$ -твердого розчину під впливом хрому звужується. У зв'язку з тим, що атомно-кристалічна будова хрому аналогічна до будови  $\alpha$ -заліза, перехід  $\alpha$ -заліза в  $\gamma$ -залізо з введенням хрому не може.

На рис. 1.1 наведено діаграму стану залізо-хром. Точка А 4 зі збільшенням вмісту хрому безперервно знижується. Точка А 3 спочатку, приблизно до 8% Cr, знижується, потім трохи підвищується. При вмісті близько 13% Cr – область виявляється замкненою. Вище 13-14% Cr сплави Fe-Cr є  $\alpha$ -твердий розчин [18].

Подвійна лінія, що обмежує  $\gamma$ -область, вказує на те, що при переході з  $\gamma$  -  $\alpha$ -залізо утворюється інтервал одночасного існування обох фаз.

Точка магнітного перетворення А 2 після деякого підйому при малих вмістах хрому безперервно знижується зі збільшенням його вмісту.

У сплавах з вмістом 44-52% існує нестійке інтерметалічне з'єднання Fe-Cr з вмістом 48,2% Cr.

До концентрації 2,0% хром розчиняється у всьому інтервалі температур твердого та рідкого станів заліза. Атомний радіус хрому мало відрізняється від атомного заліза. Атоми хрому, перебуваючи у фериті, заміщають у вузлах решітки залізо, не викликаючи її значного спотворення, тому твердий розчин хрому в залозі (до 2% хрому) мало змінює його властивості: лише ударна в'язкість дещо підвищується – з 26 до 30-32 кгс- м/см<sup>2</sup>. Навпаки, твердий розчин хрому в аустеніті помітно змінює його властивості. Зокрема, помітно збільшується твердість і, отже, утруднюється деформованість аустеніту, що містить у розчині хром. Стійкість заліза та сталі проти корозії з додаванням хрому також сильно підвищується.

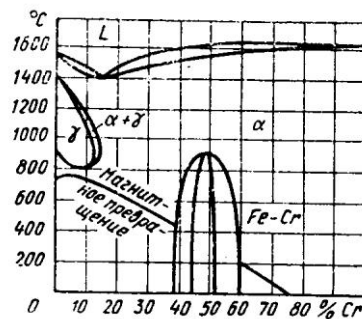


Рисунок 1.1 Діаграма стану Fe-Cr

У потрібних сплавах залізо - вуглець - хром останній компонент - хром - переважно зв'язується вуглецем в карбіді.

У низьколегованих сталях, до яких відносяться і хромовуглецеві сталі, що описуються нами, спостерігаються лише складні карбіді заліза і хрому, ізоморфні цементиту.

Відповідно до сучасних уявлень за наявності сталі 1-2% Cr утворюється складний карбід  $Fe_3C(Cr)$ , що містить у розчині майже вся кількість хрому. У відпаленій сталі, з вмістом 1,0% і 1,5% Cr, 1,1-1,2% Cr пов'язано в карбідах.

Цей карбід, як і цементит, розчиняється в  $\gamma$ -залізі. У заевтектійних сталях типу ШХ15 ці залізохромисті карбіді повністю розчиняються в аустеніті при нагріванні до 890-900 °С.

При вмісті хрому, що перевищує 2,0% сталі з'являються спеціальні карбіди хрому. Вони також є кристалообразования типу твердого розчину з переважанням хрому  $(Cr, Fe)_7 C_3$  і кристалізуються в тригональній системі.

Тригональний карбід найбільш стійкий і розчиняється в аустеніті лише за 1040-1070°.

При концентрації хрому, починаючи з 10-11%, утворюються складні карбіди, що кристалізуються в кубічній системі. Наявність кубічного карбіду типу  $Cr_4$  було встановлено за допомогою рентгенографічного аналізу. Однак при дослідженні корозійно-стійкої сталі з 13% хрому було встановлено, що карбідна фаза має склад, що відповідає формулі  $Cr_{23} C_6$ .

Розподіл кордонів існування різних карбідів показано на рис. 1.2. На цій діаграмі заштриховані області є межами карбідів різного складу. Ці межі відносяться до рівноважних станів карбідів.

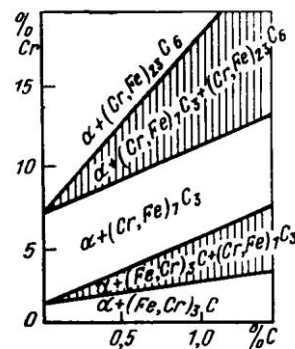


Рисунок 1.2 Розріз залізного кута потрійної діаграми за 20°С. Области існування карбідів [12]

У сталях аналізованого типу, що використовуються у виробництві, навіть при середньому складі, що не виходить за межі 1% С і 1,5% Cr, внаслідок ліквіації можлива присутність спеціальних карбідів. Міжденритні ділянки можуть мати концентрації вуглецю та хрому, що значно перевищують середній склад та граничні значення існування тригонального карбіду.

Практично низьколеговані сталі описуваного нами типу, а то й виникає нових карбідних фаз, можна як двокомпонентну систему залізо - цементит з урахуванням впливу хрому на температурні і концентраційні точки діаграми.

Цей вплив ілюструє псевдобінарна діаграма стану (рис. 1.3), що представляє розріз діаграми залізо-хром-вуглець при постійному вмісті хрому 1,6%. Порівняння цієї діаграми з діаграмою F-Fe 3 C показує невелике зниження лінії солідуса, зсув лінії граничної розчинності вуглецю в аустеніті та евтектоїдної точки у бік менших вмістів вуглецю. Температура A 1 значно підвищена в порівнянні з вуглецевою сталлю. Орієнтовно вважатимуться, кожна 0,1% Cr підвищує  $A_s 1$  на  $1,2^{\circ}\text{C}$ .

Евтектоїдне перетворення протікає в температурному інтервалі, в якому має місце рівновага між феритом, карбідом і аустеніт зі змінною концентрацією в ньому вуглецю та легуючого елемента.

Практично найважливішими є зміни температур перетворення  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  та умов виділення карбідів з твердого розчину, що викликається добавкою хрому. У зв'язку зі зменшенням розчинності вуглецю в аустеніті під впливом легування хромом вся лінія граничної розчинності карбідів в аустеніті, а разом з нею і евтектоїдна точка 5 зсуваються вліво, у бік менших концентрацій вуглецю. Величина цього зсуву залежить кількості легуючого елемента.

На рис. 1.2 показано зміну положення евтектоїдної точки S і точки E діаграми під впливом добавки хрому.

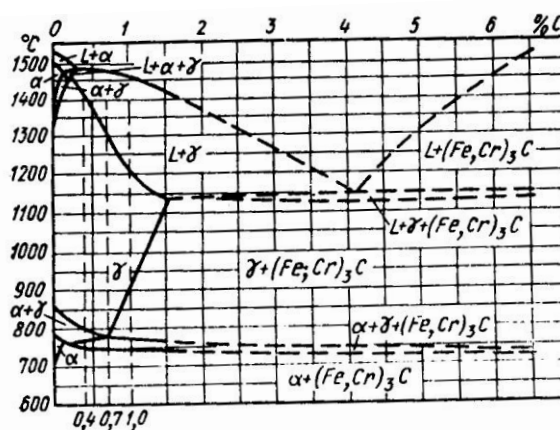


Рисунок 1.3 Діаграма стану Fe-Cr за змістом 1,6% Cr

Для сталі типу ШХ15 з 1,5% Cr, як це впливає з діаграми, евтектоїдна точка зсувається вліво до 0,7%.

Одночасно зі зміщенням вліво лінії граничної розчинності вуглецю в залізі знижується і лінія солідуса; область  $\gamma$ -заліза звужується.

Звуження  $\gamma$  - області сталі відбувається під впливом хрому так само, як у залозі; але у зв'язку з тим, що вуглець розширює  $\gamma$ -область сталі, для повного виключення (виклинення)  $\gamma$ -області потрібна велика концентрація хрому. Повне зникнення  $\gamma$ -області (аустеніту) має місце при вмісті хрому понад 30%.

На рис. 1.4 представлені розрізи діаграми залізо-вуглець-хром при постійних вмістах вуглецю.

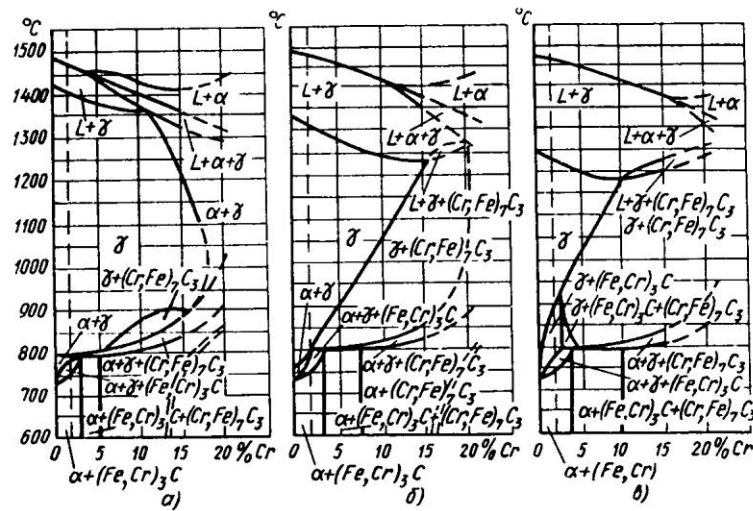


Рисунок 1.4 Діаграма стану Fe-Cr: а – 0,4%С; б – 0,7%С; в – 1,0%С;

Діаграми охоплюють ділянку до 25%Cr. Концентрація, що відповідає 1,6%, відзначено на діаграмах пунктиром. Відповідні концентрації по вуглецю також відзначені пунктиром на діаграмі стану залізо-вуглецю з 1,6% Cr (див. рис. 1.3).

Ці діаграми дозволяють встановити, що перехід доєвтектоїдної сталі з 0,4% (рис. 1.3 і 1.4, а) з області однорідного  $\gamma$ -твердого розчину в область нижчих температур супроводжується виділенням фериту. До одночасного існування  $\alpha$ - та  $\gamma$ -фаз з подальшим охолодженням додається випадання карбідів  $(Fe, Cr)_3C$ . Спільне існування трьох фаз має місце у дуже вузькому інтервалі температур перлітного перетворення.

Після закінчення перетворення  $\gamma \rightarrow \alpha$  залишаються  $\alpha$ -фаза та карбіди  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ , що зберігаються у вигляді перліту та фериту до кімнатної температури.

У заевтектоїдній сталі (див. рис. 1.3 і 1.4, в) евтектоїдного перетворення  $\gamma \rightarrow \alpha$  передуює випадання карбідів. Після невеликого температурного інтервалу спільного існування трьох фаз ( $\gamma$ ,  $\alpha$  і карбідів) перетворення закінчується утворенням перліту і карбідів, що збереглися. У сталі з 0,7%С (див. рис. 1.1 і 1.3, б), що відповідає за змістом 1,6% Cr евтектоїдного складу, спостерігається лише евтектоїдний розпад.

### 1.3 Магнітні параметри та методи контролю якості сталі

Сучасні стандартні випробування механічних властивостей матеріалу все частіше не задовольняють виробництво. Навіть у добре організованих спеціалізованих цехах методи лабораторних випробувань відстають від швидкості вдосконалення виробництва. Для інтенсивного розвитку необхідно використання експресних, надійних методів, що дозволяють виключити відхилення у фізико-механічних властивостях деталей, які можуть спричинити передчасні відмови при їх використанні в машинах та механізмах. Перспективними методами визначення механічних властивостей є метод неруйнівного контролю якості [19, 20].

Для контролю якості різноманітних за формою, властивостями та призначенням матеріалів та виробів використовуються різні фізичні явища; взаємодія полів, випромінювань та речовин з контрольованими об'єктами. Залежно від використовуваних фізичних явищ у цей час розрізняють дев'ять видів неруйнівного контролю: акустичний, вихрострумний, магнітний, оптичний, проникаючих речовин, радіаційний, тепловий та електричний [21, 22].

Перспективним неруйнівним контролем фізико-механічних характеристик сталі у вихідному стані та після різних видів термічної обробки можуть бути магнітні та електромагнітні методи.



В останні роки для непрямой оцінки структури, фазового складу та міцності промислових виробів широко використовують магнітні характеристики [23, 24]. На основі експериментально встановлених кореляційних зв'язків між магнітними параметрами та параметрами структури або механічних властивостей проводився контроль якості виробів після зміцнювальних обробок. Серед магнітних характеристик найбільш чутливі до змін структури залишкова індукція  $H_c$ , коерцитивна сила  $H_c$  і магнітна проникність  $\mu$  [25]. Саме ці характеристики використовували як параметр контролю. Через простоту вимірювання частіше використовували залишкову індукцію. Проте в останні роки все більше стали застосовувати для контролю коерцитивну силу, оскільки ця характеристика, володіючи високою чутливістю до структурних змін і фазових перетворень, практично не залежить від геометричних розмірів виробу. Це дуже полегшує завдання контролю різних форм виробів [25].

Вивчення закономірностей зміни магнітних та електричних властивостей ковкого сталі після різних режимів відпалу показало, що контроль якості найбільш раціонально проводити, за вимірами коерцитивної сили та магнітної індукції. Ці параметри пов'язані з кількістю карбідної фази, її дисперсністю та формою. На результати контролю якості виробів за вимірюваннями  $H_c$  можуть впливати наявність у них структурно-вільного цементиту, зміни кількості та форми неметалевих включень, розміри зерен. Максимальна помилка, яка вноситься в результат контролю сталі через укрупнення фериту, становить 2-3%.

Наявність структурно-вільного цементиту також супроводжується збільшенням  $H_c$ , але й у разі «придатних» можуть потрапити вироби зі значенням твердості. Оскільки експериментально встановлено [16], що максимальна магнітна проникність практично не реагує на присутність у сталі невеликої кількості структурно-вільного цементиту і незначно підвищується при збільшенні його вмісту вище 10%, але інтенсивно зменшується зі зростанням кількості перліту, контроль якості виробів можна

здійснити за двома параметрам: коерцитивної сили та залишкової магнітної індукції.

Контроль якості загартування можна здійснити за двома параметрами: коерцитивною силою та однією з таких характеристик, як намагніченість насичення, максимальна магнітна проникність, питомий електроопір. Двопараметровий контроль дозволить з більшою достовірністю фіксувати структурні зміни, пов'язані з режимами аустенізації сталі. Вибір другого параметра залежить від виду сталі та режимів загартування (об'ємна, ТВЧ, швидкість нагрівання).

Магнітний контроль якості відпустки можливий лише за умови врахування результатів, отриманих після загартування. Характер зміни магнітних та електричних властивостей загартованого сталі залежно від температури відпустки визначається температурою нагріву під загартування та вихідною (передзагартовою) структурою. Від цих факторів залежить кількість залишкового аустеніту в загартованій сталі, а отже, як абсолютна величина фізичних характеристик, так і їх поведінка в залежності від температури відпустки. Виключити вплив параметрів загартування та вихідної структури на результати контролю якості відпустки можна шляхом контролю за вимірюваннями намагніченості насичення всіх загартованих виробів, призначених на відпустку.

Оптимальний контроль якості низькотемпературної відпустки (до 300°) загартованої сталі з невеликою кількістю залишкового аустеніту можна здійснити за вимірюваннями  $H_c$ . При підвищеному вмісті залишкового аустеніту ( $T_{\text{зак}} \geq 1000^\circ\text{C}$ ) контроль якості відпустки до 250° можна також реалізувати за вимірюваннями  $H_c$ , а при більш високій температурі відпустки сталі - за вимірюванням намагніченості насичення, максимальної магнітної проникності, питомого електроопору.

Контроль якості відпустки сталі в діапазоні від 100 до 350-400°З можна здійснити за вимірюваннями коерцитивної сили та залишкової намагніченості.

Однопараметровий магнітний контроль високотемпературної відпустки всіх видів сталі, як і сталей із вмістом вуглецю вище 0,3% [26], із застосуванням вивчених характеристик неможливий через їхню неоднозначну зміну в інтервалі  $T_{\text{опт}} = 400-650^{\circ}\text{C}$ .

Таким чином, з наведеного вище випливає, що коерцитивна сила і залишкова магнітна індукція є основними параметрами, придатним для визначення структурного стану і фізико-механічних властивостей сталі, а для визначення обсягу неферромагнітної фази в ферромагнітній матриці можна використовувати намагніченість насичення.

Коерцитивну силу вимірюють магнітометричними та індукційними способами, для яких характерна необхідність намагнічування всієї деталі. У виробничих умовах найчастіше необхідний локальний контроль виробів, для вирішення різних завдань неруйнівного контролю розроблялися різні пристрої вимірювання магнітних параметрів у певних ділянках виробу.

У перших коерцитиметрах використано магнітометричні принципи визначення нульового магнітного моменту виробу в прикладеному полі. Так, наприклад, Ніфонтов [20,21] застосував у заводських умовах коерцитиметр магнітометричного типу для контролю підшипникових кілець.

При використанні магнітометричного методу реєстрації коерцитивної сили можна вимірювати невеликі значення напруженості магнітного поля розсіювання, що потребує створення високочутливих перетворювачів. З появою феррозондових перетворювачів і датчиків Холла магнітометричні методи набули подальшого розвитку.

Ф. Ферстер [28, 29], використовуючи феррозондові перетворювачі, розробив коерцитиметр з великою чутливістю. Для виключення впливу нуля соленоїда на результати вимірювання поля розсіювання від зразка ферроелементи зонда орієнтували перпендикулярно силовим лініям поля, що розмагнічує, уздовж його нейтральної площини. В даний час фірма «Institute of Dr. F. Förster» (Німеччина) виробляє коерциметр «Coerzimat 1.095»), призначений для вимірювання значення  $H_c$  як магнітно-м'яких, так і

магнітнотвердих феромагнетиків [30, 31]. Ці прилади мають ручне та дистанційне керування, цифрову індикацію та кодуєчий пристрій для видачі результатів вимірювань на друк.

Для контролю якості спікання висококоерцитивних вольфрамокобальтових твердих сплавів було розроблено коерцитиметри Кобальт-1 (МЕ-10Ф), КТС-1 та КТС-3 [32 - 34]. У цих приладах використано імпульсне намагнічування виробів у соленоїді.

Як чутливий елемент для реєстрації нульового магнітного моменту контрольованих виробів у коерцитиметрах також широко використовуються перетворювачі Холла. Конструктивно коерцитиметри з перетворювачами Холла трохи відрізняються від коерцитиметрів з феррозондовими перетворювачами [35].

Основним джерелом похибки магнітометричного способу вимірювання коерцитивної сили є вплив зовнішніх магнітних полів, головним з яких є магнітне поле при розмагнічуванні. Питання зменшення цих похибок за рахунок обліку вертикальної та горизонтальної складових результуючого магнітного поля системи із зразком, а також оптимального розміщення та включення до схеми приладу магніточутливих елементів, використання додаткових компенсуючих котушок розглянуті у роботах [36-40].

Іншим методом, що дозволяє реєструвати нульове значення намагніченості (індукції) і відповідно величину коерцитивної сили феромагнетика, є індукційний метод, заснований на вимірі ЕРС у вимірювальній котушці, яка переміщується щодо досліджуваного зразка. Нейман [41] для визначення коерцитивної сили та відкритого магнітного ланцюга використовував вимірювальний генератор, в якому індукційна котушка оберталася поблизу вимірюваного зразка. Момент нульового сигналу у вимірювальній котушці відповідав полю соленоїда, що дорівнює коерцитивній силі, яку визначали за величиною струму в ланцюгу соленоїда та його постійної.

Для вимірювання коерцитивної сили можуть бути використані вібраційні (індукційні) перетворювачі [35-43], які мають високу чутливість і точність, тому їх можна використовувати при визначенні  $H_c$  виробів, що мають дуже малу масу (частка грама) і невеликий магнітний момент. Найчастіше у вимірювальних котушках переміщують саму деталь [44]. Коерцитиметри подібного типу в основному використовуються при контролі дрібних виробів, наприклад деталей реле, або в дослідній практиці [43, 45].

Для контролю виробів простої форми і невеликої маси можуть бути використані коерцитиметри, в яких деталь переміщається через індукційні котушки, розташовані в соленоїдах, що розмагнічують. Прикладом такого пристрою є модель АКТ-164 [46], яка має вібраційний бункерно-завантажувальний механізм.

При контролі великогабаритних виробів використання соленоїдів для намагнічування неможливо, тому були створені прилади з намагнічуючими і реєструючими пристроями локального типу - коерцитиметри з приставними електромагнітами. При локальному контролі показання реєструючого приладу пропорційні коерцитивної сили. При цьому на показання приладу можуть впливати стан поверхні контрольованої ділянки виробу (шорсткість, окалина, зневуглецеваний шар), товщина виробів у місці контролю, наявність зазору між поверхнею виробу та перетворювачем, кривизна поверхні. Однак велика потреба в контролі великогабаритних та поверхнево зміцнених виробів, а також виробів складної форми стимулювала розробку та створення коерцитиметрів з приставними пристроями, що намагнічують.

В Інституті фізики металів був розроблений [47-65] коерцитиметр, що отримав найбільше поширення, з приставними електромагнітами КІФМ, який у різних модифікаціях з 1938 р. застосовується для контролю якості термічної обробки сталевих і сталевих виробів. У перших коерцитиметрах був використаний приставний П-подібний електромагніт, в перемичку якого була вмонтована рухома рамка зі струмом (на кшталт рамки в електровимірювальних приладах магнітоелектричної системи).

А.М. Ельгард [66-68] та конструкції коерцитиметра використовував той самий спосіб індикації моменту розмагнічування виробу. Застосування електричної схеми реєстрації моменту відриву пластинки дозволило з більшою точністю визначати різницю в струмах розмагнічування контрольованих деталей.

У практиці контролю за якістю термічної обробки магнітно-м'яких матеріалів відомий спосіб визначення коерцитивної сили листів трансформаторного заліза [54].

Значне підвищення швидкодії та збільшення точності вимірювання коерцитиметра з приставним електромагнітом досягнуто за рахунок застосування як індикатор намагніченості рамкового феррозонду [54], вбудованого в перемичку П-подібного електромагніту.

При розробці коерцитиметрів були експериментально визначені [70] та теоретично оцінені [71, 72] оптимальні розміри електромагнітів. У роботі [158] дається ряд простих рекомендацій щодо вибору геометричних розмірів приставних електромагнітів.

Для підвищення продуктивності контролю багатьма авторами було запропоновано [73, 74] доопрацювання схеми коерцитиметра КІФМ-1, що дозволяють автоматизувати процес вимірювання струму розмагнічування. Існує велика кількість робіт з модернізації коерцитиметрів, спрямованих на вдосконалення їхньої електричної схеми та використовуваної елементної бази [75-77], зручність експлуатації, поліпшення конструкції приставних електромагнітів [78] із застосуванням наконечників електромагнітів різної форми [79, 80].

На базі перетворювача приладу КІФМ-1 було створено коерцитиметри КІФМ-3, КІФМ-10.1 (з цифровою індикацією) та ФК-10М [81 - 83]. Процес вимірювання струму розмагнічування у цих приладах автоматизований.

Важливим елементом коерцитиметрах є приставний електромагніт. Питанням розрахунку, конструювання електромагнітів [48, 58, 59, 69, 71, 84-91] та використання різних нуль - органів [82, 92-96] для реєстрації

нульового магнітного потоку в ланцюзі виріб - електромагніт приділено досить багато уваги різних дослідників.

Методики розробки структуроскопів з оцінки залишкової магнітної індукції досить добре розроблені та висвітлені у відомих роботах [16, 19-21, 25, 26, 34, 40, 41, 47, 48, 79, 80].

З проведеного аналізу випливає, що для розробки неруйнівного контролю якості деталей найбільш прийнятним є використання методу оцінки властивостей коерцитивної сили і залишкової магнітної індукції.

### Висновки, мета та завдання дослідження

1. Техніко-економічні показники дизельних двигунів переважно визначаються станом паливної апаратури. Порушення її регулювань з різних причин може призвести до зниження потужності та погіршення економічності дизеля на 25-35%. Одними з найбільш відповідальних деталей є плунжерна пара – плунжер та гільза.

2. Зношування та пов'язане з ним заклинювання плунжерних пар є наслідком багатьох факторів, до яких відносяться: геометрична форма робочих поверхонь та їх взаємне розташування (овальність, конусність, бочкоподібність та ін.); мікрорельєф поверхні; похибки обладнання, точність обробки; похибки обладнання та оснащення при виконанні остаточних операцій; релаксація залишкових внутрішніх напружень, що виникають у процесі гарячої та холодної обробки; монтажні мікродеформації; циклові та температурні мікродеформації; нестабільність фазового та структурного стану.

3. Плунжер і гільза виготовляються з високовуглецевої хромистої сталі перлітного класу ШХ 15. Ця сталь знаходить найбільше застосування для деталей паливної апаратури, оскільки, будучи малолегованою і, отже, недорогою, має значні переваги - високу міцність, опірність втоми і з втоми. Однак будучи заевтектоїдною легваною сталлю в структурі сталі після

гарту зберігається велика кількість залишкового аустеніту. Тому практичний інтерес представляє розробка методики контролю вмісту залишкового аустеніту у процесі виробництва.

4. Безпосередньо на його зміст впливає форма, дисперсність, кількість карбідної фази, що міститься у вихідній структурі сталі перед загартуванням, а також якість самого загартування. На метод контролю впливають фізичні фактори, що відбуваються під час термічної обробки.

5. Виконано оцінку типу, характеру розподілу, дисперсності карбідної фази у хромистих сталях. Виявлено межі їх концентраційного існування, та вплив різних елементів на становище основних критичних точок.

6. Проведено аналіз типів приладів, процесів, що відбуваються при термічній обробці сталі. Встановлено, що для розробки неруйнівного контролю якості деталей найбільш прийнятним є використання методу оцінки властивостей коерцитивної сили та залишкової магнітної індукції.

Виходячи з вищевикладеного, метою роботи є підвищення якості деталей паливних насосів (плунжерних пар) з легованої сталі розробкою норм оцінки властивостей.

Відповідно до поставленої мети у роботі необхідно вирішити такі завдання:

- розробити методологію проведення досліджень;
- розробити критерії та бракувальні норми на вхідний контроль металу із сталі ШХ15.
- оцінити найбільш оптимальну вихідну структуру перед загартуванням і визначити спосіб контролю.



## РОЗДІЛ 2

### МЕТОДОЛОГІЯ, МАТЕРІАЛ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

#### 2.1. Методологія досліджень

Основні оціночні критерії, що дозволили підвищити якість плунжерних пар, розробляли на основі аналізу причин відмов в експлуатації, кінетики та механізму процесів структуроутворення сталі ШХ 15, зміни її фізико-механічних властивостей у процесі термічної обробки.

Для отримання відомостей про можливість магнітного контролю властивостей використовували апріорні дані та результати власних експериментальних досліджень.

Пошук найбільш достовірних та оптимальних оціночних критеріїв властивостей, що забезпечують необхідні характеристики досліджуваних деталей зі сталі ШХ 15, призвів до розгляду відомих та нових залежностей, що пов'язують режими термічної обробки та вихідної структури перед загартуванням з магнітними параметрами та твердістю. На основі аналізу умов експлуатації деталей та вимог, що висуваються до них, визначено контрольовані параметри.

#### 2.2. Матеріал досліджень

Для досліджень були обрані плунжерні пари виготовлені з хромистої заєвтектоїдної сталі ШХ 15 – нові, що мають зношування, що вийшли з експлуатації внаслідок перевищення граничного зношування та заклинили.

Хімічний склад досліджених матеріалів гільз та плунжерів наведено в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 - Хімічний склад плунжерів та гільз

<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>P</i>
0,96-1,03	0,29-0,40	1,32-1,54	0,20-0,31	0,011-0,02	0,018-0,025

Примітка. Згідно з ГОСТ 801 сталь містить, %: 0,95-1,05 C, 0,17-0,37 Si; 0,20-0,40 Mn; 1,30-1,65 Cr; до 0,02 S, до 0,027 P, до 0,30 Ni, до 0,25 Cu.

Як було показано в аналітичному огляді останнім часом все більшого поширення для оцінки напружено-деформованого стану набувають неруйнівні методи і, зокрема, магнітний. В основу такого методу покладено вимір коерцитивної сили та залишкової магнітної індукції, які як фізичні параметри досить стійкі до дії пружних напружень і при цьому надзвичайно чутливі до дії необоротних пластичних деформацій, присутності залишкових механічних напружень у структурі.

Для проведення вимірювань використали метод оцінки коерцитивної сили (коерцитиметр КРМ-Ц). Градування проводили на еталонних зразках. Подвійне намагнічування дозволило підвищити достовірність вимірювань, які у лабораторних умовах становили  $\pm 0,1$  А/см діапазоні вимірювань 1-20 А/см. Оцінку коерцитивної сили виконали з використанням щупів двох видів: 1 – звичайні у формі прямокутників; 2 - у формі правильних трикутних призм. Необхідність використання різних щупів була продиктована тим, що в ряді випадків було важко провести заміри в результаті обмеження площі досліджуваної поверхні через конструктивні елементи валу.

Для оцінки залишкової магнітної індукції використали магнітний структуроскоп МС-1 ІФМ. Принцип дії приладу ґрунтується на вимірі залишкової магнітної індукції після намагнічування та перемагнічування виробу до магнітного поля певної величини. Основна похибка приладу, що визначається при довірчій ймовірності 0,95, не перевищує 5%. Додаткова похибка приладу, викликана коливаннями мережі від 195 до 245 становить не більше 3%. Додаткова

похибка при зміні температури навколишнього середовища на  $\pm 10^{\circ}\text{C}$  від нормальної  $20\pm 1^{\circ}\text{C}$  становить трохи більше 2% від вимірюваної величини.

### 2.3. Обґрунтування прийнятих методів та типів зразків

Відповідно до поставлених завдань та прийнятих методів дослідження готували зразки, що характеризують властивості матеріалу нових деталей, що були в експлуатації, а також виробів у процесі виробництва нових плунжерних пар. Вирізку зразків робили механічним способом тонкими абразивними відрізними колами при рясному охолодженні.

Для оцінки мікроструктури при проведенні досліджень відбір проб здійснювали з ділянок з площею поверхні 3-6 см<sup>2</sup>, висотою 2 см. Загальна кількість зразків, що відбираються, визначали з розрахунку 3 на кожен досліджуваний режим. Приготування шліфів здійснювали за загальновідомими методиками, широко освітленими в літературі [89]. Як реактив для травлення використовували 4%-ний розчин азотної кислоти в етиловому спирті.

З огляду на те, що структура і фази, що формуються, в металі багато в чому визначають експлуатаційні властивості матеріалу, то особливий інтерес представляло отримання достовірної інформації про їх склад. Інтегральну характеристику фізико-механічних властивостей металу визначали методом виміру макротвердості.

Ідентифікацію структурних складових здійснювали методами оптичної (мікроскоп МІМ-8М) мікроскопії, хімічним аналізами.

Методи відбору зразків, апаратура та порядок проведення досліджень із виміру твердості визначали відповідно до робіт [89, 90]. При оцінці твердості використовували закон механічної подоби, який вимагає отримання геометрично подібних відбитків за будь-якої глибини вдавлювання [90]. Випробування на твердість за методом Брінеля за допомогою вдавлювання сферичного наконечника, що відбувається зі зміною форми відбитка в міру поглиблення кульки внаслідок структури металу, що містить велику кількість карбідної фази може

забезпечити отримання геометрично подібних відбитків, а отже, забезпечує необхідну точність вимірювань [90].

У зв'язку з тим, що пластична деформація навколо відбитків у металі відбувається в обсягах великої кількості виділень різних фаз, структурних складових і за їх межами, то метод вимірювання макротвердості є інтегральною характеристикою металу і не є в даному випадку адитивною властивістю матеріалу відновленого шару [90]. Тому необхідним є доповнити його магнітним параметром як арбітражний.

Для визначення середнього вмісту елементів у матеріалі відбирали три проби. Вирізані зразки очищали від механічних забруднень, промивали у етиловому технічному спирті. Відбір проб робили свердлінням.

Визначення середнього вмісту вуглецю проводили газооб'ємним методом відповідно до ГОСТ 11930.1. Для аналізу використовували три навішування по 0,50 г. Зважування проводили на аналітичних терезах АДВ-200 з точністю до 0,2 мг. Титр розчинів встановлювали за трьома наважками. За остаточний результат приймали середнє арифметичне результати трьох визначень.

Масову частку вуглецю у відсотках обчислювали за формулою

$$X = \frac{(A - A_0)KK_1}{m}, \quad (2.1)$$

де  $A$  - показання шкали евдіометра газооб'ємного аналізатора, що відповідають масовій частці вуглецю, %;  $A_0$  - показання шкали, що відповідають контрольному досвіду;  $K$  - поправочний коефіцієнт на температуру та атмосферний тиск, знайдений за таблицею, що додається до приладу;  $K_1$  - коефіцієнт вигорання стандартного зразка, що є відношенням відсоткового вмісту вуглецю за свідченням на стандартний зразок до відсоткового вмісту, отриманого по евдіометру;  $m$  - маса навішування, г.

Абсолютні розбіжності результатів проведених визначень середнього вмісту вуглецю для трьох наважок не перевищували 0,05%.

Похибка експериментів розраховували методом визначення середньої квадратичної похибки. Знаходили середню величину  $\bar{a} = \frac{1}{n} \sum a$ , де  $n$  - число вимірювань;  $a$  - величина вимірів. Середню квадратичну похибку результату визначали за формулою  $\Delta S = \sqrt{\left( \sum_{i=1}^n (\bar{a} - a)^2 \right) / (n(n-1))}$ . Задаючи коефіцієнт надійності 0,95, знаходили межі довірчого інтервалу  $\Delta a = t_a \Delta S$ , де  $t_a$  - коефіцієнт Стюдента. Відносну похибку визначали за формулою

$$\varepsilon = \frac{\Delta a}{a} 100\% \quad (2.2)$$

Відносна похибка вимірювання не перевищувала  $\square\square 5\%$ .

Для оцінки кількості залишкового аустеніту та підтвердження результатів ідентифікації структурних складових металу, виконаних методами металографічного аналізу та шляхом виміру твердості, визначення фазового складу зразка проводили методом рентгеноструктурного аналізу. Виявлення структурних складових виконували за даними про тип кристалічних ґрат. Дослідження проводили на дифрактометрі ДРОН-3М з виведенням інтенсивності дифракції у вузькому кутовому інтервалі на ЕОМ та обробці її за програмою для зменшення похибки експерименту. При проведенні рентгеноструктурного аналізу було застосовано фокусування від плоского зразка, вирізаного з досліджуваного матеріалу з майданчиком для дослідження 1,2 2 см, Бреґгу-Брентано і використана  $K_{\alpha}$  серія характеристичного рентгенівського випромінювання міді. У зв'язку з невеликою роздільною здатністю ліній  $K_{\alpha_1}$  та  $K_{\alpha_2}$  розрахунок вели по довжині хвилі

$$K_{\alpha} = \frac{K_{\alpha_1} + K_{\alpha_2}}{2} = \frac{1.5374 + 1.5412}{2} = 1.5393 \quad (2.3)$$

Обробку найімовірніших фаз вели за формулами:

- для кубічної сингонії

$$\sin^2 \theta = \frac{\lambda^2}{4\alpha^2} (H^2 + K^2 + L^2) \quad (2.4)$$

- для тетрагональної сингонії

$$\sin^2 \theta = \frac{\lambda^2}{4\alpha^2} (H^2 + K^2 + L^2 + \frac{\alpha^2}{c^2}) \quad (2.5)$$

де  $\theta$  – кут ковзання;  $a, b, c$  – параметри елементарного осередку в  $\dot{A}$  або  $\kappa X$ ;  $H, K, L$  – індекси інтерференції площини;  $\lambda$  – довжина хвилі рентгенівських променів у  $\kappa X$  ( $\lambda = 1,5393 \kappa X$ ).

Отримані розрахунковим шляхом значення кута ковзання  $2\theta$  порівнювали з експериментальними з урахуванням відносної інтенсивності дифракційного максимуму  $I/I_1$ . Ідентифікацію фазових складових зразка проводили на підставі зіставлення міжплощинних відстаней трьох найбільш сильних дифракційних ліній.

#### 2.4 Розробка бракувальних норм традиційними способами неруйнівного контролю

В даний час для контролю якості виробів зі сталі марки ШХ 15 після термічної обробки використовують вимірювання твердості, а як неруйнівні методи - прилади типу ДМС-2 і ЕМІД-8. У зв'язку з цим проаналізували методики розробки бракувальних норм цих приладів.

Для оцінки можливості прогнозування твердості неруйнівним методом досліджували партію втулок та плунжерів із сталі марки ШХ 15, що пройшли загартування та обробку холодом. Для цього вироби відпускали різних температурних режимах для отримання різної твердості.

Дослідження проводили на приладах ДМС-2 та ЕМІД-8М. Принцип дії першого приладу заснований на вимірі різниці магнітних потоків внаслідок залишкових намагніченості випробуваного ділянки виробу та еталонного зразка. Постійне магнітне поле перетворюється на електричний сигнал, спектр е.д.с. якого містить парні гармоніки щодо струму збудження. У сфері слабких полів е.р.с. пропорційна напруженості вимірюваного магнітного поля.

При використанні другого приладу якості виробів судили за властивостями вихрового струму, індуктивно збуджуваного в металі полем змінного струму про-

мислової частоти. Фізична сутність ось у чому. Навколо котушок, що намагнічують, які живляться змінним струмом утворюється змінне магнітне поле. Якщо в таку котушку помістити контрольований виріб з феромагнітного матеріалу, то індуються вихрові струми. Їхня величина залежить, як від характеристик намагнічуючого поля – амплітуди та частоти, так і від характеристик виробів, що перевіряються – геометричних розмірів, електропровідності та магнітної проникності металу. У свою чергу, електропровідність та магнітна проникність, пов'язані з фізичними та механічними властивостями випробуваних виробів. Встановивши для кожного конкретного виробу зв'язок між окремими властивостями та величиною вихрових струмів шляхом вимірювання рівня прогнозувати твердість. Прогнозування здійснювали шляхом відносних оцінок властивостей контрольованих виробів проти базових. Вироби ідентично розташовували всередині котушок, з'єднаних за диференціальною схемою.

Результати вимірів втулок та плунжерів приладом ДМС-2 представлені у табл. 2.2 та 2.3. Регресійний аналіз отриманих даних (рис. 2.1) для інтервалу твердості 56-65 HRC дозволив встановити, що для втулок відповідними за твердістю 60-63 HRC будуть ті вироби, магнітна характеристика для яких буде  $\geq 30$ .

Залежність для прогнозування твердості втулок за показаннями приладу ДМС-2 має такий вигляд:

$$\text{HRC} = 55,44 + 0,14\alpha \quad (2.6)$$

Для плунжерів прогнозування твердості за показаннями приладу ДМС-2 через неадекватність моделей неможливе.

Основна похибка приладу при вимірюванні залишкової намагніченості контрольованого зразка становить 5% від вимірюваної величини. Додаткові похибки можуть досягати 2% при коливаннях в мережі 195-245 і зміні температури навколишнього середовища на  $\pm 10^\circ\text{C}$  від нормальної  $20 \pm 1^\circ\text{C}$ .

Додаткові похибки щодо властивостей, корелюючих з намагніченістю при вимірі у виробничих умовах залежать від особливостей кореляції, чистоти поверхні, нестабільності повітряного зазору між випробуваним виробом і полюсами датчика і часто можуть змінюватися в широких межах.

Для визначення можливості контролю твердості після відпустки та старіння використовували також прилад ЕМІД-8М.

Для забезпечення максимальної чутливості вимірювання виробу розміщували в датчиках завжди в однаковому положенні. При контролі приладі ЭМИД-8М для цього положення визначали точку екстремуму.

Для цього виріб при невеликій чутливості прощтовхували через котушку, при цьому на екрані приладу спостерігали криву, амплітуда якої за певного положення досягає максимуму, після чого починає зменшуватися. Цей максимум і є точкою екстремуму, в якій змінна електрична взаємодія між котушкою та випробуваним об'єктом досягає максимуму. Знайшовши точку екстремуму, фіксували положення еталонного виробу із відомою твердістю. Потім вводили контрольований виріб у випробувальну котушку. У міру її переміщення амплітуда кривою убувала, а потім зростала у зворотному напрямку до деякого максимуму. Знаходили другу точку повороту і виріб фіксували у цьому положенні. За допомогою ручок компенсаторів вирівнювали криву. Таку операцію проробляли до тих пір, поки при максимальній чутливості приладу на екрані не отримували близьку криву.



Таблиця 2.2

Залежність “твердість – показники приладу” для втулок зі сталі ШХ15

Температура відпуску, °С	Твердість, HRC	Показники приладу, $\alpha$
200°	58	14
	58,5	19,5
	58	23
	58,5	22
	57,5	12
	59	27
180°	57,5	28
	59,5	28
	58,5	29
	58,5	27
	60	35
	59	27
	59,5	25
	59	18
	60,0	33
	58	29
160°	61	45
	61,5	47
	61	45
	60,5	31
	61	42
	60,5	35
	60	38
	60	43
	61,5	37
	61	44
	140°	62,5
62		38
62		48
63		49
62		49
63		48
62		41
62		45
62		48
62		41
62,5		48
63		53

Примітки: 1. Твердість втулок замірялася вздовж головки та по торцю, наведено середні значення. 2. Середня вага втулок 87 г. Розкид – 0,5-3,0 г, що відповідає відхиленням у показаннях приладу 0,5-2  $\alpha$ . 3. Еталоном у приладі служив зразок із твердістю 56 HRC

Таблиця 2.3

Залежність “твердість – показники приладу” для плунжерів зі сталі ШХ15

Температура відпуску, °С	Твердість, HRC	Показники приладу, $\alpha$
230	54,2	18
	55,3	20
	55,2	21
	54,6	19
	54,9	16
	54,2	18
140	59,3	-24
	58,5	-24,5
	58	-22
	58,8	-22,5
110	60	-28
	60,9	-31
	60,8	-32
	60,1	-33
	60	-29
	60	-30
	60,9	-28
	58,5	-28
	60	-28
	61,3	-32
160	60,6	-20
	58,5	-21
	58,5	-22
	60,6	-21,5
	58,7	-22
	58,7	-22
180	60,6	-20
	58,5	-21
	58,5	-22
	60,6	-21,5
	58,7	-22
	58,7	-22
200	57,6	-7
	56	-7
	57,2	-6,5
	56,7	-6,5
	56,7	-6,5
	58,1	-9

1. Твердість плунжерів заміряли вздовж деталі. Еталоном у приладі служив зразок із середньою твердістю 54,5 HRC. 2. Відхилення у показаннях приладу внаслідок розкиду ваги плунжерів 0,5-2,5 г відповідають 0,5-1,8  $\alpha$

Вибирали оптимальний режим роботи приладу, щоб магнітна проникність була достатньої величини для компенсації електричного опору та визначалася можливістю контролю твердості за величиною магнітної проникності, що впливає на амплітуду вихрових струмів. Таким чином, зміни амплітуди кривої вздовж вертикальної шкали екрану приладу неруйнівного контролю прогнозували твердість сталі.

Результати досліджень виробів із сталі марки ШХ 15, відпущених на різну твердість, представлені на рис. 2.2. В інтервалі температур 150-230°C для досліджуваних виробів встановлено кореляцію показань приладу та твердості. Амплітуди кривих виробів фіксували за кількох значеннях струму поля -0,65 А, 0,85 А, 1,5 А (рис. 2.3). Зміни амплітуди кривих виробів із сталі марки ШХ15 фіксували варіюючи концентрацію вуглецю, температури відпустки, силу струму в діапазоні 0,65-1,5 А для втулок та плунжерів (див. рис. 2.3). Встановлено силу струму, що забезпечує найбільшу чутливість при використанні приладу ЕМІД-8М: для втулки - 0,85 А, для плунжера - 1,5 А. Криві амплітуд виробів, що мають твердість 61-62 НРС, перебиваються та входять до групи відповідності ТУ за твердістю що ймовірно пояснюється коливанням хімічного складу. Дослідження, виконані для плавок, що мають вміст вуглецю на верхньому і нижньому межах 0,95-1,05 С показали, смуга розкиду в цьому випадку збільшується до 30% (див. рис. 2.4, пунктирні лінії). Таким чином, прогнозування твердості після низькотемпературної відпустки на приладі ЕМІД-8М можна проводити лише в межах хімічного складу однієї плавки.

Для втулки та плунжера, виготовлених із сталі марки ШХ15 визначено межі інтервалу прогнозування відповідності твердості вимогам ТУ (див. рис. 2.4).

Таким чином, встановлено, що використання приладу ДМС-2 обмежено можливістю достовірного прогнозування твердості лише втулок, а ЕМІД-8М – лише в межах хімічного складу однієї плавки.

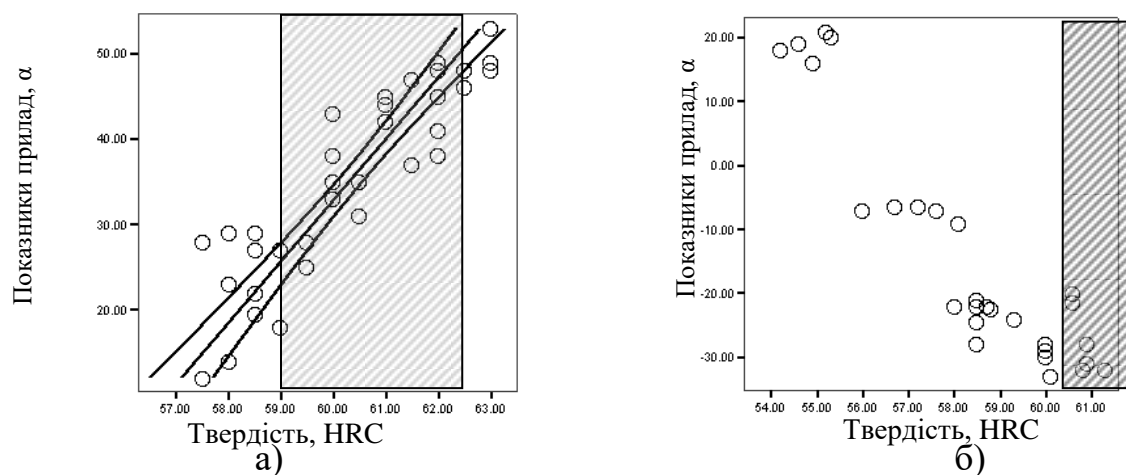



Рисунок 2.1 Залежність твердості від показників приладу: а - для втулок, б - плунжерів,  - зона відповідності твердості ТУ

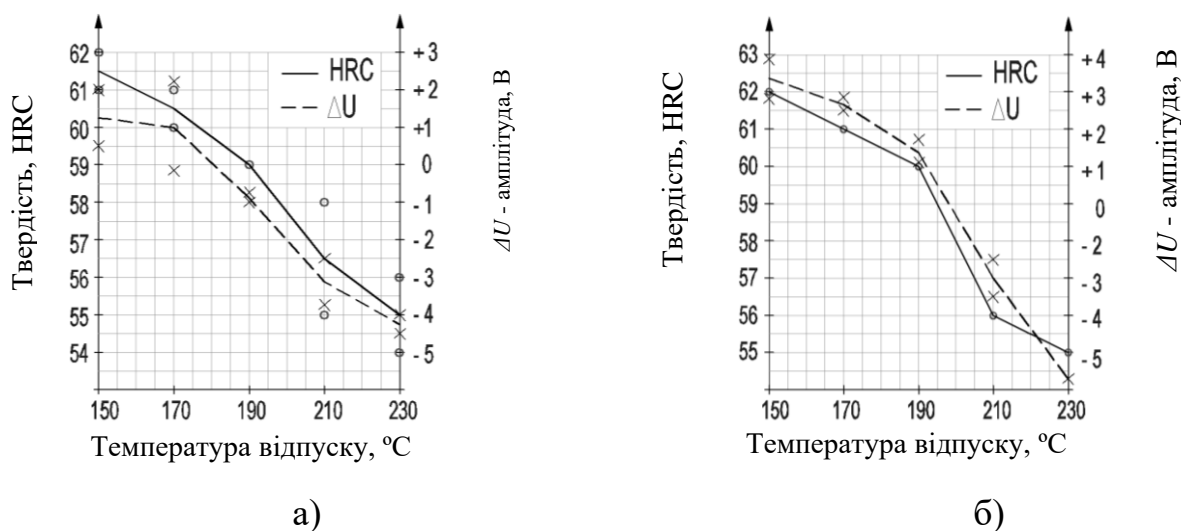


Рисунок 2.2 Вплив температури відпуску на показники приладу ( $\Delta U$ ) та твердість ( $HRC$ ) виробів зі сталі марки ШХ15: а – втулки, при  $I=0,85$  А; б - плунжера, при  $I=1,5$  А

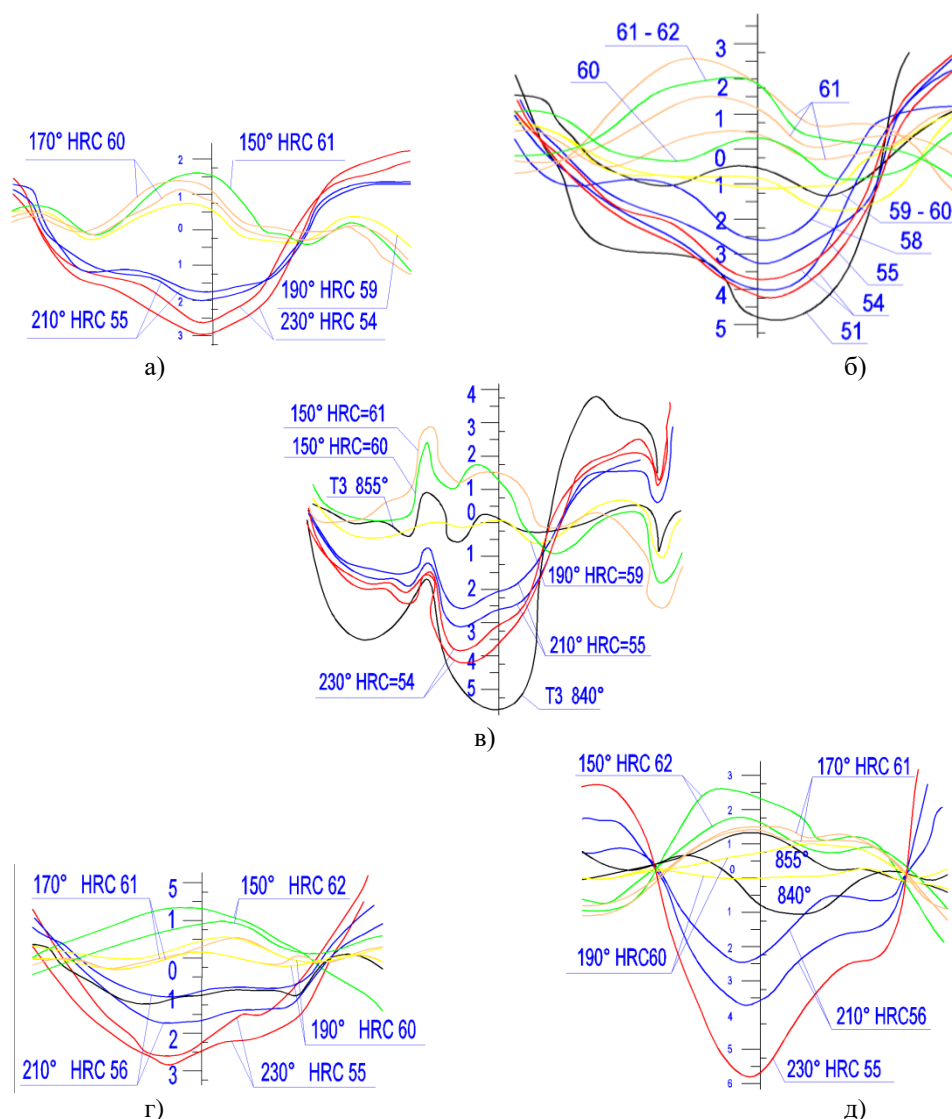


Рисунок 2.3. Зміни амплітуди кривих виробів зі сталі марки ШХ15 в залежності від температури відпуску та твердості виробів: а - плунжера плавки з 0,96%С; б - для плунжерів двох плавки з 0,96%С и 1,03%С; в,г - для втулки, д - для плунжера; а,б - при токе 0,85 А; в - 0,65 А; г,д - 1,5 А

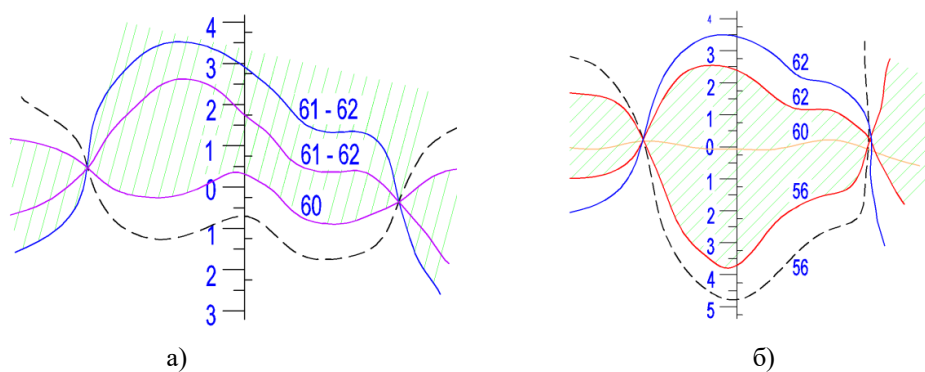


Рис. 2.4 Границі відповідності ТУ прогнозуємої твердості виробів зі сталі марки ШХ15 при використанні приладу ЭМИД-8М після термічної обробки: а – плунжера при струмі  $I = 0,85\text{A}$ , б – втулки при струмі  $I = 1,5\text{A}$

## Висновки

1. Розроблено методологію досліджень, яка включала проведення експериментів з оцінки структури, властивостей сталі ШХ<sup>о</sup>15. Запропоновано послідовність проведення досліджень для вирішення поставлених завдань та досягнення мети роботи.

2. Дослідження структури та властивостей металу проводили безпосередньо на матеріалі плунжерних пар, що вийшли з неї з причин граничного зносу та заклинювання, а також нових деталей, вихідних заготовок для виробництва деталей та виробів, що пройшли загартування.

3. Оцінку якості проводили з використанням сучасних методів досліджень: металографічного, хімічного, оцінки твердості, залишкової магнітної індукції та коерцитивної сили.

4. Проаналізовано можливість застосування традиційних способів оцінки якості плунжерних пар вихрострумовим методом та за залишковою намагніченістю. Встановлено обмежену сферу їх застосування, що пов'язано з істотним впливом умов вимірювань на показники приладів. Для подальших досліджень запропоновано використати метод виміру структурночутливої характеристики – коерцитивної сили.

### РОЗДІЛ 3

## ОЦІНКА ПРИЧИН ПОШКОДЖЕННЯ ПЛУНЖЕРНИХ ПАР ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

На підставі виконаної в аналітичному огляді оцінки причин пошкодження гільз та плунжерів провели дослідження для плунжерних пар, виконаних із сталі ШХ-15.

Основні причини відмов плунжера – знос та схоплювання. Найбільше схильна до зносу головка плунжера, особливо ділянка в її верхній частині, розташована проти впускного вікна гільзи (рис. 3.1-3.2, зона 1).

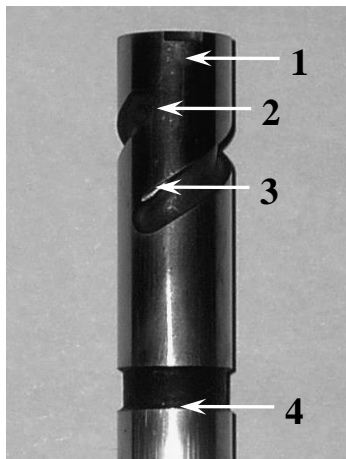


Рисунок 3.1 Місця зносу

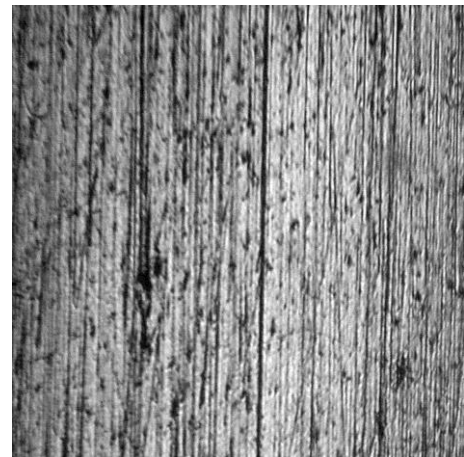


Рисунок 3.2 Вид поверхні зносу

головки плунжера ( $\times 1.5$ ): 1 – зона найбільшого зносу навпроти впускного вікна гільзи; 2 – зона малої перемички; 3 – зона гвинтової кромки; 4 – зона кромки підпірного заплічка

головки плунжера, що працює проти вікна впускного гільзи ( $\times 150$ )

Зношування охоплює поверхню у вигляді жолобоподібної канавки, яка розміщується вздовж плунжера від верхнього торця і трохи нижче середини головки. Максимальна глибина (0,023-0,025 мм) та ширина (4,5-5 мм) канавки знаходиться у верхнього торця головки плунжера; довжина зношеної

ділянки 95-10 мм. Чим далі від верхнього торця, тим дрібнішим і вже робиться канавка, і за серединою головки вона вирівнюється з поверхнею.

Чиста блискуча поверхня плунжера в результаті зношування на цій ділянці стає порізаною поздовжніми ризиками у вигляді борозенок середньої глибини (0,004-0,005 мм). Зовнішні ознаки зношеної ділянки: матовий відтінок поверхні, гребінчаста нерівність, що добре видима при збільшеннях  $\times 10-20$  рис.3.2. Характер зношеної поверхні і мікронерівності на ній дозволяють стверджувати, що ділянка плунжера, що розглядається, піддається абразивному зносу. У момент, коли плунжер верхнім торцем перекидає впускне вікно гільзи, в зазор разом з паливом защемлюються абразивні частинки, величина яких дорівнює або трохи більша за зазор. Під час руху плунжера переміщуються також тверді частинки, які своїми гострими кромками зношують поверхні плунжера та гільзи.

У перший період, тобто коли частинки потрапляють у зазор, вони знімають велику мікростружку, так як ріжучі кромки їх гострі. У міру подальшого просування між стінками деталей ріжучі кромки абразивів затупляються, частинки подрібнюються і ріжуча здатність абразивного матеріалу зменшується. Внаслідок цього збільшується глибина мікробороздок і зношування у верхнього торця плунжера, а чим далі від торця, тим глибина борозенок і зношування менше.

Слабше зношується гвинтова кромка плунжера (рис. 3.1, зона 2). Замість нормальної підрізки під кутом  $90^\circ$  внаслідок абразивного зносу відбувається заокруглення кромки. Величина заокруглення гвинтової кромки на торці різна: максимальне зношування її знаходиться на ділянці проти перепускного бічного отвору плунжера (розташованого в 6,5 мм від верхнього торця) і становить 0,018-0,020 мм; мінімальний знос дорівнює 0,003-0,005 мм і віддалений від торця на 9,5 мм. Порушується чистота робочих поверхонь: на них з'являються подовжньо розташовані борозенки завглибшки в середньому 0,004-0,005 мм.

Дрібні абразивні частинки, що мають малу масу, але мають значну кінетичну енергію завдяки високій швидкості, гострими кромками знімають мікростружку і порушують поверхневу міцність металу. В подальшому рідина, що швидко рухається, розмиває ці мікродрапини, розширюючи і поглиблюючи їх. Розмив металу прискорюється присутністю у паливі абразивних частинок.

Необхідно відзначити також незначне зношування поверхні малої перемички (рис. 3.1, зона 3). На ділянці утворюються окремі неглибокі ризики, що йдуть від верхнього торця до краю вертикального паза, спрямовані вздовж плунжера. Так як ця ділянка має найменшу довжину з усієї поверхні головки і, отже, менший опір, то в момент створення високого тиску надплунжерної камери частина палива просочується по ризиках і подряпинах.

Крім того, зношується край підпірного заплічника плунжера (рис. 3.1, зона 4). Підрізка кромки виконується під кутом  $90^\circ$ , але внаслідок абразивного зношування вона закруглюється, і на поверхні утворюються короткі глибокі ризики, що йдуть по кромці вздовж осі плунжера по всьому колу.

У гільзи піддається зносу внутрішня поверхня, що примикає до впускного та перепускного вікна. Більший знос знаходиться у вікна, менший - у перепускного.

Зношування зони впускного вікна охоплює ділянку у вигляді прямокутної жолобоподібної смуги шириною 4,5-5 мм, розташований уздовж гільзи. Більшою мірою зношена поверхня над вікном, довжиною 6-7 мм від краю вгору. Під вікном ділянка захоплює 4,5-5 мм. У безпосередній близькості до краю знаходиться максимальне зношування, яке у верхній її частині становить 0,025-0,027 мм і у нижній - 0,015-0,017 мм.

Мікрорельєф зношених ділянок на поверхнях, що сполучаються біля впускного вікна і головки плунжера однаковий; лише у зоні вікна виступи нижче. Найбільшу висоту (0,004-0,005 мм) вони мають у верхній кромці,



знижуючись до верхнього торця гільзи. У нижній кромки виступи мають меншу висоту – 0,002-0,003 мм.

Знос плунжерних пар веде до значного зниження їх продуктивності через зворотне, перетікання палива і великі його втрати, особливо на пускових оборотах. Так, якщо зношування досягає граничної величини, то втрати палива складають: при нормальних оборотах 33-35% і при пускових 70-73%.

Робочі поверхні заклинили пар пошкоджені внаслідок схоплювання, що відрізняється на різних парах ступенем і площею, що займається рис.3.3. Причому якоїсь залежності ступеня розвитку схоплювання від часу роботи не спостерігається. Ушкодження мають характер надривів, задривів і виривів металу й часом супроводжуються появою кольорів втечі. Твердість заклинили гільз в середньому відповідає 60-62 HRC, плунжерів - 62-63 HRC, плунжерів, що нормально експлуатувалися, - 61,5-63 HRC. Зміст неметалевих включень вбирається у 1,0 бала за всіма видами включень. Мікроструктура плунжерів, що нормально експлуатувалися, - дрібно- і скритокристалічний мартенсит, що нерівномірно травиться, надлишкові карбіди. Мікроструктура гільзи та плунжера після схоплювання – на поверхні окремі ділянки світлотравного мартенситу та зони зі слідами гарячої деформації; далі - нерівномірно травиться прихований і дрібнокристалічний мартенсит, карбіди.

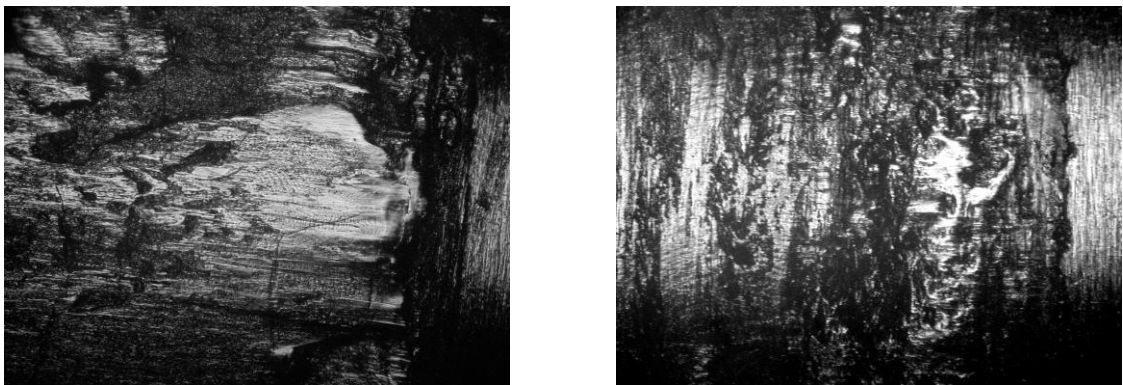


Рисунок 3.3 Поверхня головки плунжера після схоплювання,  $\times 150$

Поверхневі шари у зоні захоплення характеризуються значними структурними змінами. Спостережені на робочих поверхнях структури вторинного загартування (білі зони), відпустки та зони гарячої деформації свідчать про роботу пар за умов підвищеного тертя ковзання.

При захопленні в поверхневих шарах металу виявляється аустеніт, мікротвердість у локальних ділянках захоплення зростає до 11000-13000 МПа (вибілений шар), шорсткість поверхні збільшується, на глибині 25-30мкм від поверхні тертя мікротвердість матеріалу дорівнює 5000-6 . Таким чином, у зоні захоплення виникають високі температури, величина яких досягає значень, що зумовлюють фазові перетворення в сталі ШХ 15 (наявність вибіленої зони), вторинну загартування з утворенням аустенітно-мартенситної структури та відпустку.

При дослідженні якості матеріалу і термообробки пар, що заклинили, було встановлено, що хімічний склад і забрудненість металу неметалевими включеннями знаходяться в межах вимог ГОСТ 801, мікроструктура деталей пар істотно не відрізняється: приховано- або дрібногольчастий мартенсит і карбіди. Карбідна неоднорідність відповідає вимогам ГОСТ 801, твердість деталей 60-63 HRC. Залишковий аустеніт металографічно не виявляється. Його кількість досліджено рентгенівським методом.

#### Висновки.

1. Визначено основні місця зносу деталей плунжерних пар із сталі ШХ15. Досліджено характер поверхні плунжера після зносу та встановлено механізми процесу залежно від зони деталі. Основна вимога до поверхні – висока зносостійкість, яка для сталі ШХ 15 забезпечується одержанням мартенситної структури з високою твердістю.

2. Визначено властивості металу плунжерних пар, що заклинили під час експлуатації. Твердість заклинили гільз в середньому відповідає 60-62HRC, плунжерів - 62-63 HRC, плунжерів, що нормально експлуатувалися, - 61,5-63 HRC. Зміст неметалевих включень вбирається у 1,0 бали за всіма видами включень. Мікроструктура плунжерів, що нормально

експлуатовалися, - дрібно- і скритокристалічний мартенсит, що нерівномірно травиться, надлишкові карбіди. Мікроструктура гільзи та плунжера після захоплення – на поверхні окремі ділянки світлотравного мартенситу та зони зі слідами гарячої деформації; далі - нерівномірно травиться прихований і дрібнокристалічний мартенсит, карбіди.

3. Наявність у тонкому поверхневому шарі слідів гарячої деформації свідчить про те, що з заклинюванні мали місце процеси, пов'язані з порушенням розмірної стабільності матеріалу сталі – розпадом залишкового аустеніту. У зв'язку з цим необхідним є розгляд процесів впливають зміст залишкового аустеніту в сталі у процесі її виробництва.

## РОЗДІЛ 4

### ВПЛИВ НА ЯКІСТЬ ПЛУНЖЕРНИХ ПАР ВИХІДНОЇ СТРУКТУРИ ПЕРЕД ЗАГАРТУВАННЯМ

При незмінній формі та дисперсності цементиту для відпаленої вуглецевої сталі характерна практично лінійна залежність коерцитивної сили від вмісту вуглецю рис.4.1 а. Коерцитивна сила також зростає зі збільшенням ступеня дисперсності та нерівноосності включень цементиту [3,4]. Твердість і міцність також зростають пропорційно до збільшення вуглецю в сталі і залежать від дисперсності та нерівноосності включень цементиту. Між механічними характеристиками та твердістю відпаленої сталі та її магнітними характеристиками немає суворої пропорційності, спостерігається менш чи більш чітка кореляція між механічною (НВ) та магнітною (Hc) жорсткостями рис. 4.1б. Ступінь “розмитості” кореляційної смуги для вуглецевих сталей становить середньому  $\pm 15\%$  [3]

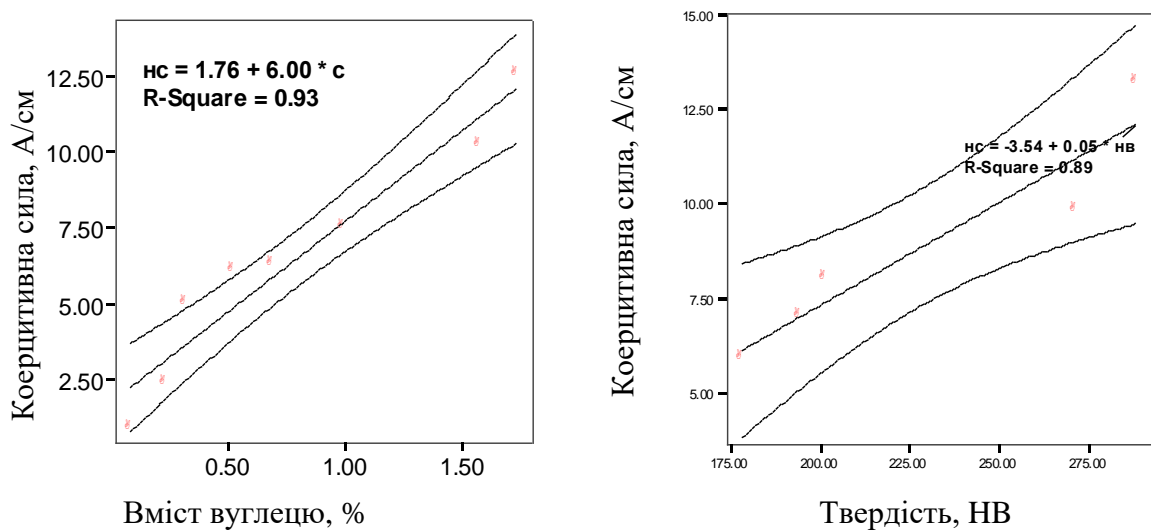


Рисунок 4.1 Залежність рівня коерцитивної сили від: а - загального вмісту вуглецю сталі; б - твердості

Відпал на зернистий перліт пов'язаний із нагріванням до температур аустенітизації, подальшим повільним охолодженням виробів.

Поковки нагрівають з такою швидкістю, щоб нагрівання було рівномірне. Якщо піч не забезпечує рівномірне нагрівання, вдаються до дуже повільного або навіть ступінчастого нагрівання, тобто. ч.з. 300-350°C дають ви-

тримку для вирівнювання температури по всьому об'єму садка. Вирівнювання проводиться за 700-730°C.

При нагріванні до 760°C перліт перетворюється на аустеніт. В аустеніт переходить лише кількість карбідів, яке відповідає евтектоїдному складу (0,70-0,72%С). Інші карбіди розчиняються у міру зростання температури по лінії SE діаграми рівноваги. Якщо трохи перегріти сталь вище  $A_{c1}$ , вона буде складатися з аустеніту і великої кількості карбідів, що не розчинилися. Ці карбіди є зародками, центрами кристалізації при охолодженні сталі. При нагріванні трохи вище  $A_{c1}$  (15-20°C) кількість карбідів, що не розчинилися, велика, значна хімічна неоднорідність аустеніту, і після охолодження виходять численні глобулярні карбіди. Що температура (більше 840-845°C), то більше вписувалося вирівнювання концентрації аустеніту, при охолодженні утворюється звичайний пластинчастий перліт.

Кінець перетворення  $\alpha \rightarrow \gamma$ , тобто. температура 760°C є нижньою межею, а температура вирівнювання концентрації аустеніту 840-845°C – верхньою межею температур нагріву, за яких можливе утворення зернистого перліту. Оптимальна температура нагрівання під час відпалу °C. Зі збільшенням температури до 800-820°C твердість зменшується в міру дедалі більшої сфероїдизації карбідів. Вище 840°C збільшення твердості відбувається через появу в структурі пластинчастого перліту в тій більшій кількості, чим вище температура. Чим більша швидкість охолодження, тим дисперсніша структура і тим менший вплив сфероїдизації карбідів і сильніший вплив більш дисперсного пластинчастого перліту.

Нагрів садка до заданої температури необхідно дати закінчитися перетворення перліту в аустеніт і забезпечити найбільш повне вирівнювання температури у всьому обсязі садки, створивши однорідні температурні умови до моменту охолодження. При нагріванні сталі до нижньої межі інтервалу (780°C), що рекомендується, перетворення встигає завершитися протягом 5-10 хв. При перегріві вище  $A_{c1}$  на 30-40°C тонка карбідна сітка коагулює і частково розчиняється за 30-40 хв, тому з точки зору процесу витримка 45-60

хв є достатньою. Для великих садівок для прогріву час збільшують до 2-6 год.

При великій швидкості охолодження ( $100-300^{\circ}\text{C}/\text{год}$ ) утворюється велика кількість дрібних карбідів, що не встигають розвинути внаслідок швидкого охолодження, при малій швидкості охолодження кристалізації сприяють дифузійні процеси. Чим повільніше охолодження, тим значніше розвиваються перші з центрів, що існували або утворилися, обідня навколишній простір і ускладнюючи утворення нових зародків.

Дисперсність карбідів значно залежить від швидкості охолодження.

Чим вище нагрівання, тим більше встигають вирости при охолодженні карбіди, що не розчинилися. Вони помітно відрізняються за величиною від карбідів, що утворилися при проходженні перлітного перетворення, тому високий нагрівання при відпалі із уповільненим охолодженням є однією з причин отримання неоднорідного зернистого перліту.

При практичному проведенні відпалу хромистої сталі слід застосовувати такі швидкості охолодження:  $15-20^{\circ}\text{C}/\text{год}$  для великих садків ( $>3\text{т}$ );  $20-25^{\circ}\text{C}/\text{год}$  для середніх садків ( $0,5-3\text{т}$ );  $25-30^{\circ}\text{C}/\text{год}$  для малих садків.

У зв'язку з тим, що структуру впливають різні чинники рис. 4.2 можливе після відпалу отримання п'яти основних структур табл.4.1, рис.4.3.

Під час проведення відпалу можливі такі дефекти: пластинчастий перліт, неоднорідний крупнозернистий перліт, карбідна сітка, невідповідність твердості технічним умовам. Згідно з ГОСТ 801 у стані поставки твердість сталі ШХ15 повинна становити 179-207 НВ, в макроструктурі для діаметра прутка до 30 мм допустима центральна пористість не більше 2 бали, точкова неоднорідність до 1,5 бала, ліквацийний квадрат до 0,5 бала.

Таблиця 4.1 - Властивості сталі ШХ15 із різною структурою

Мікроструктура	Твердість, НВ	Коерцитивна сила, А/см
Крупнозернистий перліт неоднорідний (бал 6)	170-179НВ 178±2,3% (±4,8НВ)	4,9±0,4
Однорідний зернистий перліт (Бал 1-4)	187-207НВ 194±1,8% (±4,4НВ)	5,8±0,2
Зернистий перліт (бал 3-4) з карбідною сіткою	198-217НВ 201±4,5% (±8,7НВ)	7,3±0,3
Грубопластинчастий перліт (бал 9-10) з карбідною сіткою	260-278НВ 271±2,6% (±7,2НВ)	8,1±0,3
Пластинчастий перліт (8 бал)	286-290НВ 288±1,2% (±4,4НВ)	11,0±0,2

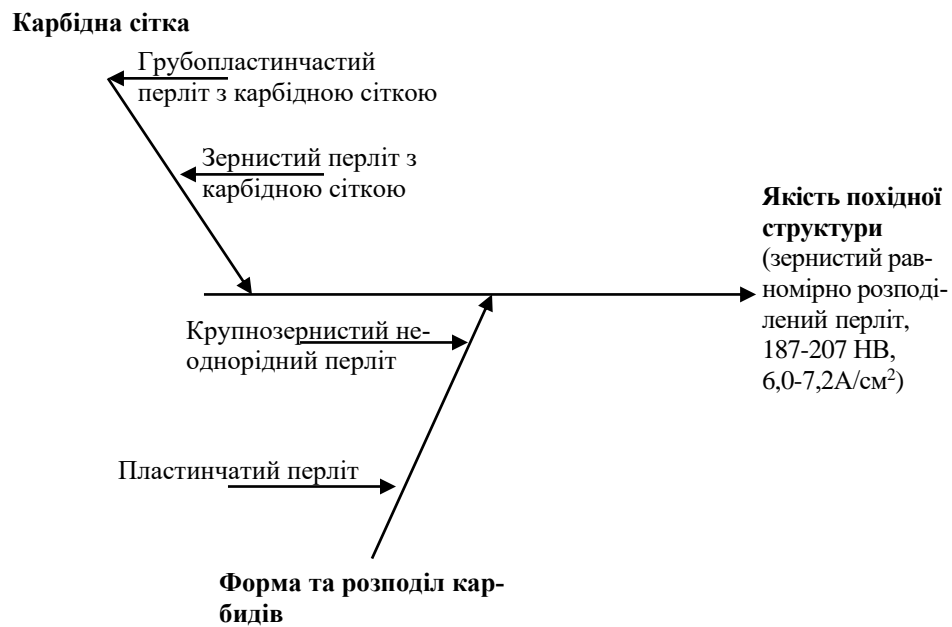


Рисунок 4.2. Структурні фактори, що забезпечують якість вихідної структури

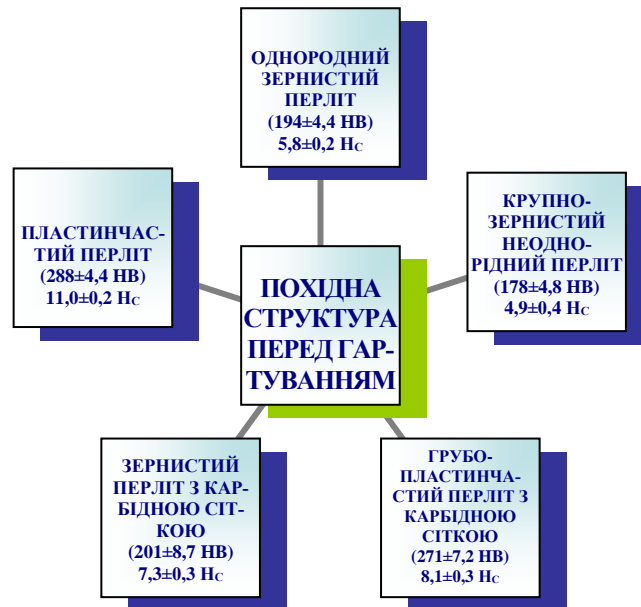


Рисунок 4.3 Основні структури стали ШХ15 після відпалу

Мікроструктура повинна складатися з рівномірно розподіленого зернистого перліту, що не перевищує 4 бали. Залишки карбідної сітки не повинні перевищувати 3 бали.

Пластинчастий перліт внаслідок недогріву зберігається, якщо нагрівання відбувалося нижче  $765^{\circ}\text{C}$ . Він крейда і вкраплена ділянками в масу дрібного зернистого перліту, характерного для низьких температур нагріву. Присутність пластинчастого перліту завжди супроводжується підвищеною твердістю  $>207\text{HB}$ .

Пластинчастий перліт внаслідок перегріву вище  $840^{\circ}\text{C}$  утворюється із за ділянок однорідного аустеніту, який при охолодженні дає пластинчастий перліт. Відмінна риса – крупнопластинчастий перліт виділяється ділянками на тлі великих глобулів неоднорідного зернистого перліту. У цьому випадку твердість, як правило, невисока і не є надійним показником присутності пластинчастого перліту, оскільки сам пластинчастий перліт великий і, отже, його твердість знижена, він залягає в масі великозернистого перліту, твердість якого мінімальна. Такий конгломерат при невеликій кількості пластинчато-



го перліту може мати невисоку твердість, тому контроль якості відпалу по твердості ненадійний.

При перевірці твердості після відпалу вимірюють 10% прутків від партії, але не менше ніж 5 від партії. Твердість вимірюють по ГОСТ 9012 після зачистки з двох кінців прутків.

Для перевірки мікроструктури (перліту), карбідної сітки, карбідної ліквіації, структурної смугастості відбирають п'ять прутків від партії. Оцінку проводять на поперечних зразках у вигляді шайб товщиною 10-25 мм зі шліфом по всьому поперечному перерізу при збільшеннях 450-600. Якщо невідповідність - контроль за ГОСТ 7566. У зв'язку з тим, що контролю піддається лише частина партії, а основний контроль проводиться за твердістю, то можливе попадання в придатні деталі з відхиленнями по мікроструктурі.

З метою аналізу якості прокату  $\varnothing 21$  мм і  $\varnothing 34$  мм сталі ШХ 15, що йде на виготовлення відповідно плунжерів і гільз, оцінена представницька вибірка по мікроструктурі. За цей період досліджено 12 плавок  $\varnothing 21$  мм та 18 плавок  $\varnothing 34$  мм.

Відповідно до ГОСТ 801 допустимою вважається мікроструктура рівномірно розподіленого зернистого перліту 1-4 бали. З отриманих даних випливає, що не досліджені плавки ШХ 15 мали вихідну структуру рівномірно розподіленого зернистого перліту 1-4 бали рис.4.4



Рисунок 4.4 Мікроструктура сталі ШХ 15 в стані постачання зернистого перліту,  $\times 100$

Залишки карбідної сітки знаходилися в межах 1-4 бали. Відзначено деякі ділянки із центральною пористістю рис. 4.5.

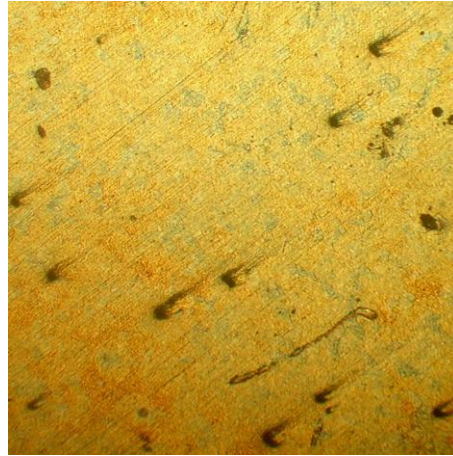


Рисунок 4.5 Мікроструктура сталі ШХ 15 у стані постачання з центральною пористістю,  $\times 100$

Враховуючи, що у вихідному прокаті містяться прутки, що мають бал по перлиту вище верхньої межі, а також залишки карбідної сітки, доцільним є оцінка якості вхідного прокату не тільки за твердістю, так як вона слабо чутлива до наявності центральної пористості і нечутлива до наявності залишків карб. і за коерцитивною силою. Бракувальною нормою для приладу МС-1 ІФМ будуть показання коерцитивної сили, що відповідають рівню 4,9-7,3 А/см (рис.4.6).

На підставі аналізу факторів, що впливають залежно від вихідної структури на технологічність операцій загартування, розроблена схема, що дозволяє окремо розглядати внесок кожного фактора на якість виробів.

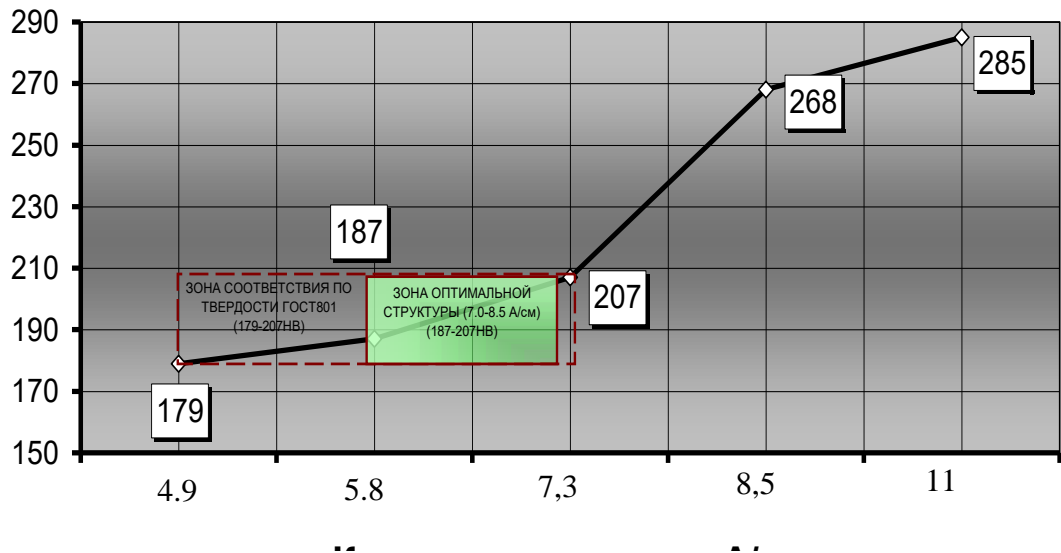


Рисунок 4.6 Діаграма визначення якості виробів після відпалу

#### Висновки.

1. Виконано оцінку вхідного прокату, що використовується для виготовлення сталі ШХ 15. Встановлено, що контроль за твердістю недостатній для якісної оцінки структури сталі перед загартуванням.

2. Враховуючи, що у вихідному прокаті містяться прутки, що мають бал по перліту вище верхньої межі, а також залишки карбідної сітки доцільним є оцінка якості вхідного прокату не тільки за твердістю, а й по коерцитивній силі. Бракувальною нормою для приладу МС-1 ІФМ будуть показання коерцитивної сили, що відповідають рівню 4,9-7,3 А/див. Деталі, що мають значення коерцитивної сили нижче межі, мають або крупнозернисту структуру і вимагають зміни режиму гарту, або мають центральну пористість і тоді підлягають відбраковування. Деталі, що мають підвищений рівень коерцитивної сили, мають у своїй структурі залишки, або сліди карбідної сітки, а також, можливо, ділянки пластинчастого перліту. У такому разі необхідно на підставі металографічних досліджень встановити причину відхилень та призначити відкоригований режим термічної обробки, або провести відпал з фіксованим охолодженням на отримання необхідної структури.

## РОЗДІЛ 5

## ВПЛИВ НА ЯКІСТЬ ПЛУНЖЕРНИХ ПАР ОПЕРАЦІЙ ЗАГАРТУВАННЯ

Легування вуглецевої сталі хромом істотно знижує критичну швидкість загартування і сильно збільшує прожарювання виробів. Хром, знижуючи мартенситну точку, збільшує кількість залишкового аустеніту в загартованій сталі рис.5.1.

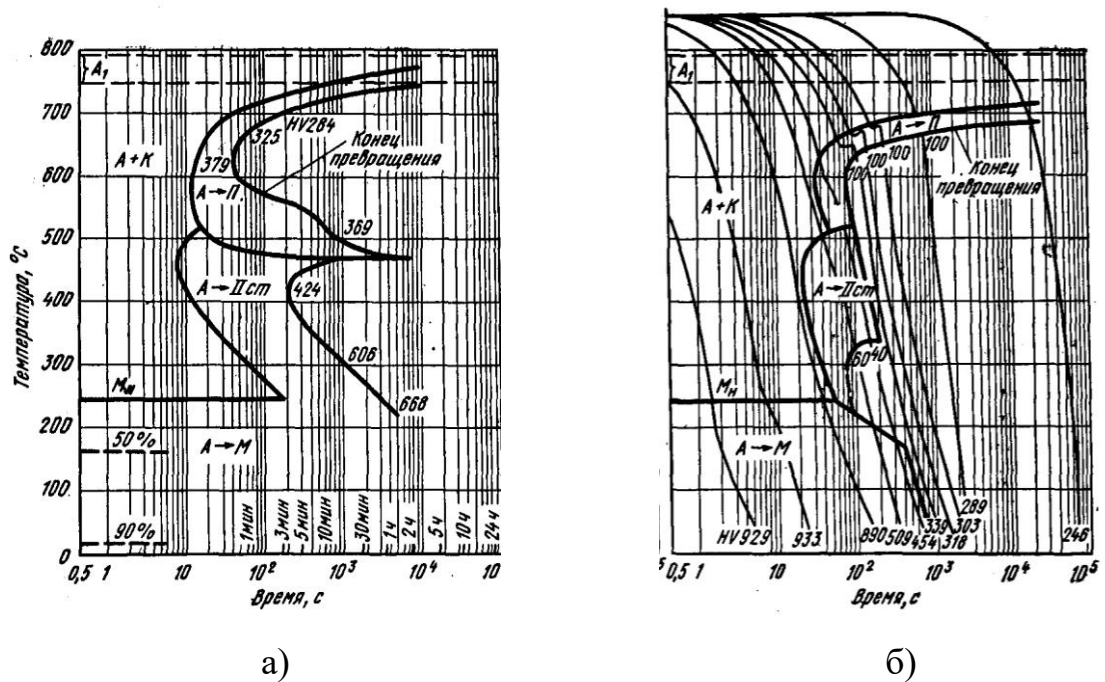


Рисунок 5.1 Діаграми сталі ШХ 15: а – ізотермічного перетворення аустеніту, б – термокінетична діаграма розпаду переохолодженого аустеніту

При вмісті хрому до 2-3% у відпаленій сталі з  $\sim 1\%C$  в основному міститься карбід цементитного типу  $(Fe, Me)_3C$ . Перехід карбідів в  $\gamma \rightarrow \alpha$  твердий розчин при нагріванні під загартування завершується при  $950^\circ$ , тобто при температурі трохи вище температури розчинення нелегованого цементиту ( $850^\circ$ ) у вуглецевій сталі. Відповідно до цього максимум коерцитивної сили загартованої хромистої сталі ШХ15 виходить при загартуванні з  $850^\circ$ . Коерцитивна сила хромистої сталі ( $\sim 1\%C$  та 1-2% Cr) у загартованому стані ( $850^\circ$ ) зростає на 10% зі збільшенням вмісту хрому на 1% [6, 8].

При більш високому відносному вмісті хрому ( $C_{Cr}/C > 3$ ) відпаленої хромо-вуглецевої сталі поряд з легованим карбідом цементитного типу є спеціальні хромисті парамагнітні карбіди. Перехід цих карбідів в твердого розчину при нагріванні для загартування відбувається тільки при 1000-1100 °. Максимум коерцитивної сили та твердості досягаються також при загартуванні з 1000-1100°C [7].

Кореляція між коерцитивною силою і твердістю загартованої сталі може порушуватися не тільки через перегрівання, коли коерцитивна сила дещо знижується, а твердість має максимальне значення, але головним чином через відхилення в хімічному складі сталі з вуглецю та основним легуючим елементом. Твердість інструментальної сталі із  $C > 0,5\%$  слабо залежить від хімічного складу. Відхилення ж у хімічному складі з вуглецю на  $\pm 10\%$  може призвести до коливань коерцитивної сили на  $\pm 5\%$ .

За даними [3] властивості зразків, отриманих з однієї або декількох плавок сталі, можуть характеризувати конкретні деталі та плавки з похибкою близько 20-30%.

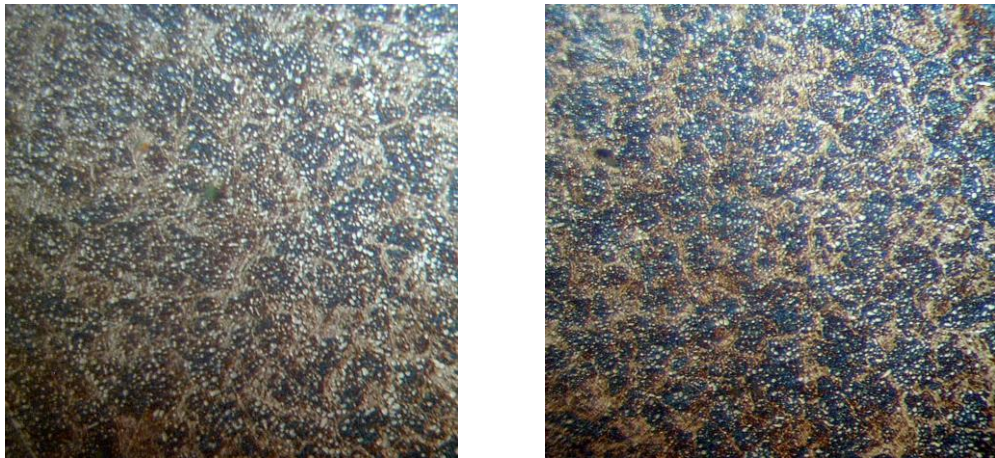
Прийнятий в даний час контроль якості загартування деталей за вимірами твердості не забезпечує виявлення шлюбу перегріву при загартуванні [3-7].

Визначення кількості залишкового аустеніту за вимірами намагніченості справедливе лише в тому випадку, якщо інші структурні складові, зокрема карбіди, не зазнають різких змін від деталі до деталі [5].

Найкраща структура сталі ШХ15 – приховано-(найбільша довжина голок до 0,2мкм) та дрібноголчастий (2-4мкм) мартенсит з рівномірно розподіленими надлишковими карбідами (рис. 5.1). Кількість трооститу суворо регламентована до 2,5%. При перегріві збільшується розмір аустенітних зерен, а разом із ним і розмір голок мартенситу, у структурі з'являється велика кількість залишкового аустеніту (рис. 5.2)

Тривалість витримки при нагріванні під загартування впливає властивості сталі ШХ15. При зменшенні часу витримки з 30 хв до 2 хв величина максимуму коерцитивної сили при вихідній структурі зернистого перліту зміщується у бік

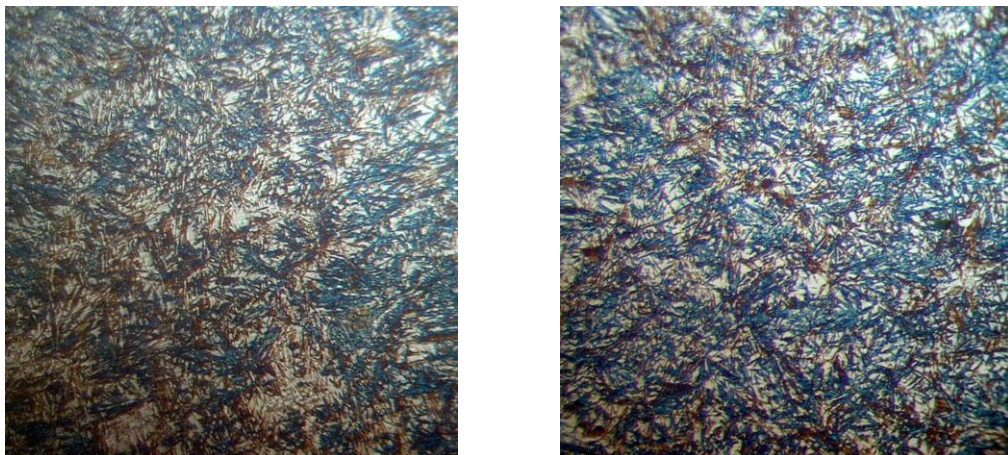
великих температур загартування в середньому до  $50^{\circ}\text{C}$ , при цьому її рівень залишається практично без змін  $\pm 1\%$ , що свідчить про надійність використання коерцитивної сили контролю якості загартування.



а)

б)

Рисунок 5.1 Мікроструктура сталі ШХ 15 після нормального загартування при температурі  $850^{\circ}\text{C}$ : а – при  $\times 500$  (зб.1.2 рази); б - при  $\times 300$  (зб.1.2 рази)



а)

б)

Рисунок 5.2 Мікроструктура сталі ШХ 15 після гарту з перегрівом при температурі  $980^{\circ}\text{C}$ : а – при  $\times 500$  (зб.1.2 рази); б - при  $\times 300$  (зб.1.2 рази)

Чинники, що впливають на рівень властивостей після гарту:

1. вміст вуглецю в мартенсіті;
2. величина зерна;

3. стан міжзеренних кордонів;
4. кількість залишкового аустеніту;
5. дисперсність та рівномірність розподілу карбідів;
6. рівень напружень.

Швидкість нагрівання. Необхідно суворо дотримуватись рівномірності нагріву як для кожного виробу, так і для всієї партії. Найбільша однорідність нагрівання кожного виробу виходить при нагріванні рідких середовищах. Для виробів простої форми допустимо як завгодно швидке нагрівання. Для складної форми необхідно давати вирівнятися температури по всьому перерізу.

Температура нагрівання. Критичні точки для ШХ15 відповідає 735-765 °С. Вироби з хромистої сталі можуть гартуватися у воді (780°C-840°C) та олії (815-870°C). Плунжерні пари піддаються загартування тільки в маслі. Оптимальна концентрація твердого розчину перед загартуванням 0,55-0,65%, при загальному вмісті його сталі 0,95-1,05%. Як правило, концентрація аустеніту не досягає оптимальної величини. Тому нагрівання ведеться до більш високих температур з подальшим насиченням аустеніту карбідами, що розчиняються.

Для кожної вихідної структури існує інтервал температур, в якому відзначається безперервний ріст твердості, паралельний насичення твердого розчину елементами карбідів, що розчинилися. Після цього інтервалом настає період, коли завдяки легованості твердого розчину створюється значна кількість м'якої аустенітної складової, що знижує твердість сталі. Через війну виходять такі самі значення твердості, але відбивають інший стан загартованої сталі, тобто. твердість відповідає різного структурного стану. Внаслідок цього твердістю не можна характеризувати стан структури та зумовлені нею властивості у всіх температурних інтервалах загартування, тому не можна очікувати, щоб твердість однозначно характеризувала механічні властивості загартованої сталі. Виняток становить той інтервал температур загартування, в якому існує безперервне зростання твердості паралельно змін структури.

Встановлено [8, 11], що максимум коерцитивної сили та твердості в залежності від температури загартування переміщається в міру підвищення ступеня дисперсності карбідів в область нижчих температур. Величина максимальної коерцитивної сили суттєво зростає із підвищенням ступеня дисперсності карбідів (до 30-35%), тоді як величина максимальної твердості практично не залежить від вихідної структури.

На твердість суттєво не впливають величина зерна, розподіл карбідів, напруження при загартуванні.

Деякі автори [4,9] пояснюють таку залежність магнітних властивостей від вихідної структури безпосереднім впливом включень карбідної фази з урахуванням теорії включень Керстена [6]. Проте таке просте пояснення, спірне. Не ясно, наприклад, як пояснити сильну різницю в коерцитивній силі зразків, мають різну вихідну структуру, коли концентрація вуглецю в твердому розчині дорівнює 0,85%, тобто. коли майже весь вуглець перебуває у твердому розчині [9].

При поясненні залежності магнітних властивостей загартованих сталей від якості вихідної структури необхідно враховувати величину і дисперсність внутрішньої напруги другого роду в мартенситі [3]. Величину напружень можна вважати пропорційної концентрації вуглецю в твердому розчині, а дисперсність - пропорційної величини мартенситних голок, або дисперсності вихідної структури. Природно, що при переході від грубої вихідної структури [3] до більш дисперсних вихідних структур [3,7] при одній і тій же концентрації твердого розчину має спостерігатися підвищення величини коерцитивної сили, обумовлене збільшенням ступеня дисперсності структури та внутрішньої напруги в мартенситі. При переході від низьких концентрацій до більш високих у межах кожної структури зростає величина мартенситних голок, і структура мартенситу з так званої скритокристалічної переходить все більш і більше в явно кристалічну (гольчасту), відповідну перегріву (див. рис. 5.2). За рахунок фактору дисперсності коерцитивна сила знижується такою ж мірою, як і вона збільшується за рахунок концентрації твердого розчину. У результаті спостерігається "незалеж-



ність" коерцитивної сили від концентрації твердого розчину. При ще сильнішому перегріві [11-13] вплив фактору дисперсності переважає над фактором концентрації (оскільки всі карбіди перейшли в твердий розчин) і коерцитивна сила знижується рис.5.3.

Встановлено залежність твердості та коерцитивної сили від температури загартування. Пунктирними лініями позначені межі значень, що відповідають верхній і нижній межі за хімічним складом рис. 5.4.

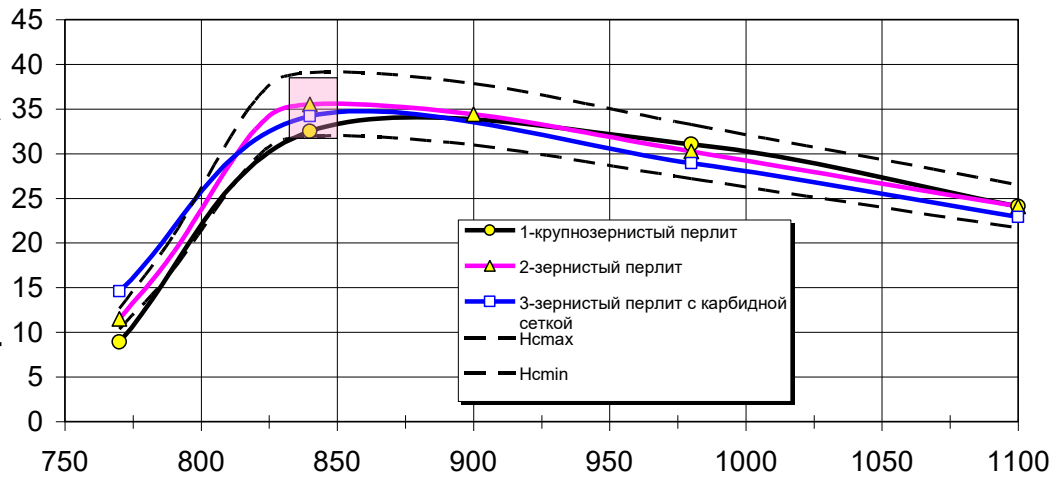


Рисунок 5.3 Коерцитивна сила та твердість сталі ШХ15 залежно від температури загартування

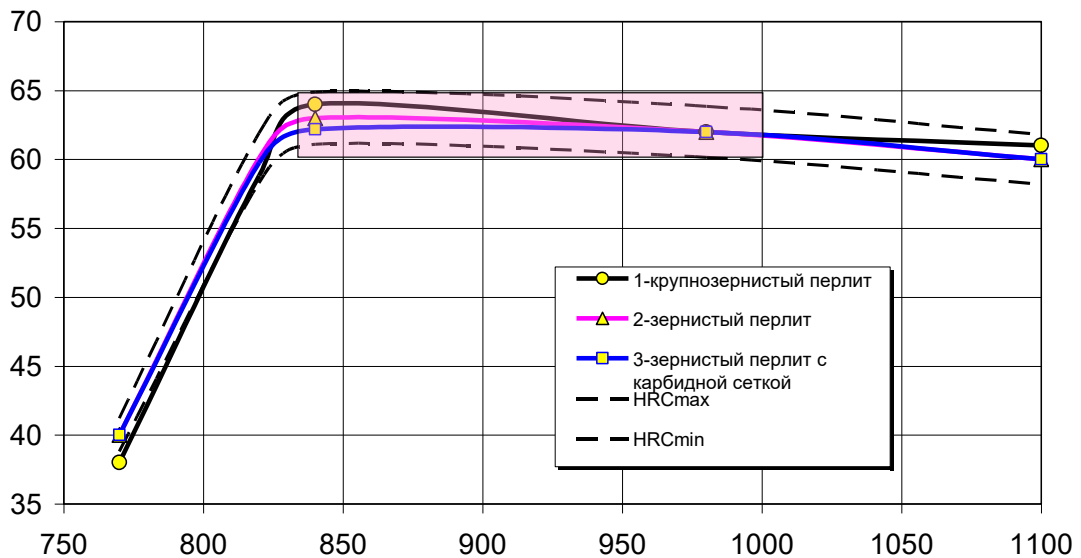


Рисунок 5.4 Твердість в залежності від температури загартування

Зважаючи на неоднозначну залежність коерцитивної сили в інтервалі температур загартування 800-1000°C для сталі ШХ 15 рекомендовано по-

двійний магнітний контроль якості термічної обробки, який здійснюється шляхом роздільної перевірки спочатку якості загартування за вимірюванням коерцитивної сили та залишкової намагніченості. Високі значення залишкової магнітної індукції ( $1,2-13 \times 10^{-6}$  А/м) та низькі коерцитивної сили (нижче 40 А/см) відповідають "недогріву", а знижені обох характеристик "перегріву".

При встановленні однозначної залежності між  $H_c$  та твердістю похибка вимірювання твердості не перевищує  $\pm 1,5$  HRC.

Коерцитивна сила, почавши зменшення з моменту незначного перегріву при загартуванні, продовжує падати до максимального перегріву, завдяки чому дозволяє безпомилково встановити шлюб.

Для нормально загартованих деталей (у порівнянні структури та твердості) відхилення значень  $H_c$  від середнього інтервалу має становити 6-7%.

Зроблено аналіз існуючої технології термічної обробки, внаслідок якого зазначено:

- 1) Верхня межа температури гартової олії високий:  $130^\circ\text{C}$  для плунжера і  $100^\circ\text{C}$  для гільзи, і при загартуванні масло, що має температуру, близьку до верхньої межі, може зберегтися велика кількість залишкового аустеніту;

- 2) не обумовлено охолодження деталей до температури навколишнього середовища після промивання в 2-3% розчині нітриту натрію, внаслідок чого деталі після промивання при температурі трохи менше  $70^\circ\text{C}$  повинні завантажуватися на обробку холодом. Такий різкий перепад температур не допустимий.

Для отримання можливо меншої кількості залишкового аустеніту при термообробці пар запропоновані наступні зміни в технологічний процес:

- 1) Температура олії при загартуванні знижена до  $50-80^\circ\text{C}$ .
- 2) Деталі завантажуються на обробку холодом тільки після досягнення температури навколишнього середовища.

Здійснено оцінку якості загартування за запропонованим варіантом. Зразки від контрольованих плунжерів і гільз піддавалися рентгеноструктур-

ного аналізу кількість залишкового аустеніту. Встановлено, що внесені зміни в технологічний процес та 100% контроль заготовок за коерцитивною силою та залишковою намагніченістю забезпечив вміст залишкового аустеніту після загартування не більше 5%. Враховуючи, що кількість стабілізованого залишкового аустеніту після обробки холодом буде менше на величину аустеніту, що розпався, то якість деталей за даним параметром поліпшено. Кількість залишкового аустеніту, визначеного у пар, що заклинили, знаходиться на рівні 10-15%, тому запропоновані заходи дозволяють підвищити якість виробів за вмістом залишкового аустеніту в 2-3 рази.

### Висновки.

1. Оцінено причини порушення кореляції між коерцитивною силою та твердістю загартованої сталі та температурою загартування.

2. Визначено найкращу структуру сталі ШХ15 після загартування – приховано- (найбільша довжина голок до 0,2мкм) та дрібноголчастий (2-4мкм) мартенсит з рівномірно розподіленими надлишковими карбідами. При перегріві збільшується розмір аустенітних зерен, а разом із ним і розмір голок мартенситу, у структурі утворюється велика кількість залишкового аустеніту. При недогріві утворюється підвищений вміст трооститу, що має значно меншу твердість, ніж мартенсит.

3. Визначено фактори, що впливають на рівень властивостей після загартування: вміст вуглецю в мартенсіті; величина зерна; стан міжзеренних кордонів; кількість залишкового аустеніту; дисперсність та рівномірність розподілу карбідів; рівень напруги.

4. Для кожної вихідної структури існує інтервал температур, в якому відзначається безперервний ріст твердості, паралельний насичення твердого розчину елементами карбідів, що розчинилися. Після цього інтервалом настає період, коли завдяки легуваності твердого розчину створюється значна кількість м'якої аустенітної складової, що знижує твердість сталі. Через війну виходять такі самі значення твердості, але відбивають інший стан загартованої сталі, тобто. твердість відповідає різного структурного стану. Внаслідок цього твердістю не можна характеризувати стан структури та

зумовлені нею властивості у всіх температурних інтервалах загартування, тому не можна очікувати, щоб твердість однозначно характеризувала механічні властивості загартованої сталі. Виняток становить той інтервал температур загартування, в якому існує безперервне зростання твердості паралельно змін структури. Прийнятий в даний час контроль якості загартування деталей за вимірами твердості не забезпечує виявлення перегріву шлюбу при загартуванні.

5. Встановлено залежність твердості та коерцитивної сили від температури загартування.

6. Зважаючи на неоднозначну залежність коерцитивної сили в інтервалі температур загартування 800-1000°C для сталі ШХ 15 рекомендовано подвійний магнітний контроль якості термічної обробки, який здійснюється шляхом роздільної перевірки спочатку якості загартування за вимірюванням коерцитивної сили та залишкової намагніченості. Високі значення залишкової магнітної індукції ( $1,2-13 \times 10^{-6}$  А/м) та низькі коерцитивної сили (нижче 40 А/см) відповідають "недогріву", а знижені обох характеристик "перегріву".

7. Зроблено аналіз існуючої технології термічної обробки. Для отримання можливо меншої кількості залишкового аустеніту при термообробці пар запропоновані наступні зміни в технологічний процес: температура масла при загартуванні знижена до 50-80°C; деталі завантажуються на обробку холодом тільки після досягнення температури навколишнього середовища.

8. Здійснено оцінку якості загартування за запропонованим варіантом Зразки від контрольованих плунжерів і гільз піддавалися рентгеноструктурного аналізу кількість залишкового аустеніту. Встановлено, що внесені зміни в технологічний процес та 100% контроль заготовок за коерцитивною силою та залишковою намагніченістю забезпечив вміст залишкового аустеніту після загартування не більше 5%. Враховуючи, що кількість стабілізованого залишкового аустеніту після обробки холодом буде менше на величину аустеніту, що розпався, то якість деталей за даним параметром поліпшено. Кількість залишкового аустеніту, визначеного у пар, що заклинили, знаходиться на рівні 10-15%, тому запропоновані заходи дозволяють підвищити якість виробів за вмістом залишкового аустеніту в 2-3 рази.

## ВИСНОВКИ

1. Техніко-економічні показники дизельних двигунів переважно визначаються станом паливної апаратури. Порушення її регулювань з різних причин може призвести до зниження потужності та погіршення економічності дизеля на 25-35%. Одними з найбільш відповідальних деталей є плунжерна пара – плунжер та гільза.

2. Плунжер і гільза виготовляються з високовуглецевої хромистої сталі перлітного класу ШХ 15. Ця сталь знаходить найбільше застосування для деталей паливної апаратури, оскільки, будучи малолегованою і, отже, недорогою, має значні переваги - високу міцність, опірність втоми і з втоми. Однак будучи заевтектоїдною легованою сталлю у структурі сталі після гарту зберігається велика кількість залишкового аустеніту. Тому практичний інтерес представляє розробка методики контролю вмісту залишкового аустеніту в процесі виробництва.

3. Виконано оцінку типу, характеру розподілу, дисперсності карбідної фази у хромистих сталей. Виявлено межі їх концентраційного існування, та вплив різних елементів на стан основних критичних точок.

4. Проведено аналіз типів приладів, процесів, що відбуваються при термічній обробці сталі. Встановлено, що для розробки неруйнівного контролю якості деталей найбільш прийнятним є використання методу оцінки властивостей коерцитивної сили та залишкової магнітної індукції. Розроблено методологію досліджень, яка включала проведення експериментів із оцінки структури, властивостей сталі ШХ<sup>0</sup>15. Запропоновано послідовність проведення досліджень для вирішення поставлених завдань та досягнення мети роботи.

5. Визначено основні місця зношування деталей плунжерних пар зі сталі ШХ 15. Досліджено характер поверхні плунжера після зношування та встановлено механізми процесу залежно від зони деталі. Основна вимога до поверхні – висока зносостійкість, яка для сталі ШХ 15 забезпечується отриманням мартенситної структури з високою твердістю.

6. Визначено властивості металу плунжерних пар, що заклинили під час експлуатації. Твердість заклинили гільз у середньому відповідає 60-62 HRC, плунжерів - 62-63 HRC, плунжерів, що нормально експлуатувалися, - 61,5-63HRC. Зміст неметалевих включень вбирається в 1,0 бала за всіма видами включень. Мікроструктура плунжерів, що нормально експлуатувалися, - дрібно- і скритокристалічний мартенсит, що нерівномірно труїться, надлишкові карбіди. Мікроструктура гільзи та плунжера після схоплювання – на поверхні окремі ділянки світлотравного мартенситу та зони зі слідами гарячої деформації; далі - нерівномірно травитися прихований і дрібнокристалічний мартенсит, карбіди. Наявність у тонкому поверхневому шарі слідів гарячої деформації свідчить про те, що при заклиніванні мали місце процеси, пов'язані з порушенням розмірної стабільності матеріалу сталі – розпадом залишкового аустеніту. У зв'язку з цим необхідним є розгляд процесів впливають зміст залишкового аустеніту в сталі в процесі її виробництва.

7. Виконано оцінку вхідного прокату, що використовується для виготовлення сталі ШХ 15. Встановлено, що контроль за твердістю недостатній для якісної оцінки структури сталі перед загартуванням.

8. Враховуючи, що у вихідному прокаті містяться прутки, що мають бал по перлиту вище верхньої межі, а також залишки карбідної сітки доцільним проводити оцінку якості вхідного прокату не тільки за твердістю, а й за коерцитивною силою. Бракувальною нормою для приладу МС-1 ІФМ будуть показання коерцитивної сили, що відповідають рівню 4,9-7,3 А/див. Деталі, що мають значення коерцитивної сили нижче межі, мають або крупнозернисту структуру і вимагають зміни режиму гартування, або мають центральну пористість і підлягають відбраковування. Деталі, що мають підвищений рівень коерцитивної сили, мають у своїй структурі залишки, або сліди карбідної сітки, а також, можливо, ділянки пластинчастого перлиту. У такому разі необхідно на підставі металографічних досліджень встановити причину відхилень та назначити відкоригований режим термічної обробки, або провести відпал з фіксованим охолодженням на отримання необхідної структури.

9. На підставі аналізу факторів, що впливають залежно від вихідної структури на технологічність операцій загартування, розроблена схема, що дозволяє окремо розглядати внесок шкідливого фактора на якість виробів.

10. Визначено найкращу структуру сталі ШХ15 після загартування – приховано-(найбільша довжина голок до 0,2мкм) та дрібногочастий (2-4мкм) мартенсит з рівномірно розподіленими надлишковими карбідами. При перегріві збільшується розмір аустенітних зерен, а разом із ним і розмір голок мартенситу, у структурі утворюється велика кількість залишкового аустеніту. При недогріві утворюється підвищений вміст трооститу, що має значно меншу твердість, ніж мартенсит.

11. Визначено фактори, що впливають на рівень властивостей після загартовування: вміст вуглецю в мартенситі; величина зерна; стан міжзеренних кордонів; кількість залишкового аустеніту; дисперсність та рівномірність розподілу карбідів; рівень напруги.

12. Для кожної вихідної структури існує інтервал температур, у якому відзначається неперервний ріст твердості, паралельний до насичення твердого розчину елементами карбідів, що розчинилися. Після цього інтервалом настає період, коли завдяки легованості твердого розчину створюється значне кількість м'якої аустенітної складової, що знижує твердість сталі. Через війну виходять такі самі значення твердості, але відбивають інший стан загартованої сталі, тобто, твердість відповідає різному структурному стану. Внаслідок цього твердістю не можна характеризувати стан структури та зумовлені нею властивості у всіх температурних інтервалах загартування, тому не можна очікувати, щоб твердість однозначно характеризувала механічні властивості загартованої сталі. Виняток становить той інтервал температур загартування, в якому існує неперервне зростання твердості паралельно змін структури. Прийнятий у цей час контроль якості загартування деталей за вимірами твердості не забезпечує виявлення перегріву шлюбу при загартуванні.

13. Встановлено залежність твердості та коерцитивної сили від температури загартовування.

14. Зважаючи на неоднозначну залежність коерцитивної сили в інтервалі температур загартування 800-1000°C для сталі ШХ 15, рекомендовано подвійний магнітний контроль якості термічної обробки, який здійснюється шляхом роздільної перевірки спочатку якості загартування за вимірюванням коерцитивної сили та залишкової намагніченості. Високі значення залишкової магнітної індукції ( $1,2-13 \times 10^{-6}$  А/м) та низькі коерцитивної сили (нижчі за 40 А/см) відповідають "недогріву", а знижені обидві характеристики "перегріву".

15. Зроблено аналіз існуючої технології термічної обробки. Для отримання можливо меншої кількості залишкового аустеніту при термообробці пар парлун: деталі завантажуються на обробку холодом тільки після досягнення температури довкілля.

16. Здійснено оцінку якості загартування за запропонованим варіантом Зразки від контрольованих плунжерів і гільз Встановлено, що внесені зміни до технологічного процесу та 100% контроль заготовок за коерцитивною силою та залишковою намагніченістю забезпечивши вміст залишкового аустеніту після загартування не більше 5%. Враховуючи, що кількість стабілізованого залишкового аустеніту після обробки холодом буде меншою на величину розпався аустеніту, то якість деталей за цим параметром покращено. Кількість залишкового аустеніту, визначеного у пар, що заклинили, знаходиться на рівні 10-15%, тому запропоновані заходи дозволяють підвищити якість виробів за вмістом залишкового аустеніту в 2-3 рази.



## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Ремонт дизельних двигунів. Довідник / Єрмолов Л.С., Науменко О.А., Сідашенко О.І., Шержуков І.Г.; За ред. Єрмолова Л.С. – К.: Урожай, 1991.-248 с.
2. Wang, Z.J. Development Status and Trend of Hydraulic Technology. J. Appl. Technol. 2016, 20, 85–89.
3. Li, G.B.; Han, L.W.; Han, B. Status and developing trend of hydraulic technology. J. Jiangsu Sci. Technol. Inf. 2016, 24, 74.
4. Manring, D.; Mehta, S.; Nelson, B.E.; Graf Kevin, J.; Kuehn Jeff, L. Increasing the Power Density for Axial-Piston Swash-Plate. J. Mech. Des. 2013, 135, 071002.
5. Xu, S.W. Development Trend of Axial Piston Pump and Motor Hyd. J. Pneum. Seals 2003, 34, 10–15.
6. Shen, L.L.; Lu, P.F. Research on Friction Performance Study of Piston Pairs of Swash Plate Axial Piston Pump and Port Plate Pairs. J. Mach. Des. Manuf. 2014, 63, 167–173.
7. Ma, L.Y.; Tian, M.T.; Song, Y.B.; Li, R.W. The Force Analysis and Reliability Study on Friction Pairs for Ram-type Pump. J. Mod. Manuf. Technol. Equip. 2016, 115, 8–10.
8. Ma, J.M.; Huang, Y.H.; Guo, J.; Shi, Y.Y.; Song, Y.H. Review of Wear Analyses Research for Main Pairss in Hydraulic Axial Piston Pump. J. Chin. Hydraul. Pneum. 2017, 134, 42–47.
9. Tan, G. Discussion on Ultra-high Pressure Hydraulic Technology in Construction Machinery. J. Sci. Technol. Inf. 2014, 38, 100–103.
10. Qiao, P.P. Discussed and Application of Super High Pressure Hydraulic Seal Method. J. Hydraul. Pneum. Seals 2014, 34, 31–35. [Google Scholar]
11. Yamaguchi, A.; Tanioka, Y. Motion of Pistons in Piston-Type Hydraulic Machines: 1st Report, Theoretical Analysis. J. Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. 1975, 41, 2399–2406.
12. Tanaka, K.; Nakahara, T.; Kyogoku, K.; Momozono, S. Oil Whirl of

Piston in Axial Piston Pump and Motor. Numerical Calculation under Mixed Lubrication. *J. Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.* 1998, 64, 653–661.

13. Tanaka, K.; Nakahara, T.; Kyogoku, K. Experimental Verification of Oil Whirl of Piston in Axial Piston Pump and Motor. *JSME Int. J. Ser. C Mech. Syst. Mach. Elem. Manuf.* 2002, 44, 230–236.

14. Tanaka, K.; Kyogoku, K.; Nakahara, T. Lubrication Characteristics on Sliding Surfaces between Piston and Cylinder in a Piston Pump and Motor. Effects of Running-In, Profile of Piston Top and Stiffness. *J. Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. C* 1998, 64, 3959–3967.

15. He, X.F.; Zhang, T.H.; Yang, S.D. An Experimental Research Method for Piston Pairs in Water Hydraulic Piston Pump. *J. Hydraul. Pneum. Seals* 2001, 2, 7–8.

16. Zhang, B. Study on Virtual Prototype and Pressure Characteristics of Oil Film for Axial Piston Pump. Ph.D. Thesis, Zhejiang University, Hangzhou, China, 2009.

17. Bergada, J.M.; Kumar, S.; Davies, D.L.; Watton, J. A complete analysis of axial piston pump leakage and output flow ripples. *J. Appl. Math. Model.* 2012, 36, 1731–1751.

18. Ivantysynova, M.; Lasaar, R. An Investigation into Micro- and Macrogeometric Design of Piston/Cylinder Assembly of Swash Plate Machines. *J. Int. Fluid Power* 2004, 5, 23–36.

19. Xu, B.; Zhang, J.H.; Yang, H.Y. Simulative analysis of piston-cylinder pairs of axial piston pump based on virtual prototype. *J. Lanzhou Univ. Technol.* 2010, 36, 31–37.

20. Lü, F.; Xu, B.; Zhang, J.H. Simulative Analysis of Piston Posture and Piston/Cylinder Interface Leakage of EHA Pumps by the Influence of Rotating Speed. *J. Mech. Eng.* 2018, 54, 123–130.