

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

МАТЕМАТИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ  
Кафедра загальної та прикладної фізики

Освітньо-професійна програма «Прикладна фізика»

## КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА МАГІСТРА

на тему: «Формування структури та фізико-механічних властивостей малоперлітних сталей при термомеханічній обробці»

Виконала:  
студентка \_\_\_\_\_  
спеціальності \_\_\_\_\_

\_\_\_\_\_ 2 курсу, групи 8.1050  
\_\_\_\_\_ 105 прикладна фізика  
(шифр і назва спеціальності)

\_\_\_\_\_ А. О. Кріпак

(ініціали та прізвище)

Керівник \_\_\_\_\_ професор, д-р. техн. н. Міщенко В. Г.  
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

Рецензент \_\_\_\_\_ професор, д-р. ф.-м. н. Лоскутов С. В.  
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

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

Факультет математичний

Кафедра Загальної та прикладної фізики

Рівень вищої освіти магістр

Спеціальність 105 прикладна фізика та наноматеріали

(шифр і назва)

**ЗАТВЕРДЖУЮ**

Завідувач кафедри  
загальної та прикладної фізики  
д-р.пед.н., професор

Андреев А.М.

(підпис)

«      »      2021 р.

**З А В Д А Н Н Я**

**НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ СТУДЕНТОВІ**

Кріпак Альоні Олександрівні

(прізвище, ім'я та по батькові)

1. Тема роботи Формування структури та фізико-механічних властивостей малоперлітних сталей при термомеханічній обробці

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

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

затвержені наказом ЗНУ від « 09 » червня 2021 року № 851-с

2. Строк подання студентом роботи \_\_\_\_\_

3. Вихідні дані до роботи Об'єкт дослідження – малоперлітна сталь 10ХФТч для виробництва коліс вантажних автомобілів. Методи дослідження: математичне планування експерименту, металографічні, механічні та дилатометричні випробування.

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

1. Літературний огляд.

2. Матеріали та методи дослідження.

3. Результати та їх обговорення

4. Висновки

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

Дилатограма сталі 10ХФТч, мікроструктура досліджуваних зразків.

Презентація

## 6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
1	Міщенко В. Г., д-р. техн. н., проф.	24.05.2021	18.06.2021
2	Міщенко В. Г., д-р. техн. н., проф.	14.06.2021	08.09.2021
3	Міщенко В. Г., д-р. техн. н., проф.	09.09.2021	21.10.2021

7. Дата видачі завдання \_\_\_\_\_

## КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Літературний пошук.	20.04.2021	виконано
2.	Оформлення літературного огляду.	10.06.2021	виконано
3.	Математичне планування експерименту.	08.09.2021	виконано
4.	Дилатометричний дослід сталі 10ХФТч.	30.09.2021	виконано
5.	Вимірювання механічних властивостей сталі після ТМО.	12.10.2021	виконано
6.	Вимірювання механічних властивостей сталі при різних товщинах листа.	26.10.2021	виконано
7.	Оформлення дипломної роботи.	24.11.2021	виконано
8.	Корегування дипломної роботи згідно вимогам ГОСТів.	08.12.2021	виконано

Студент \_\_\_\_\_  
(підпис)

А. О. Кріпак \_\_\_\_\_  
(ініціали та прізвище)

Керівник роботи \_\_\_\_\_  
(підпис)

В. Г. Міщенко \_\_\_\_\_  
(ініціали та прізвище)

## Нормоконтроль пройдено

Нормоконтролер \_\_\_\_\_  
(підпис)

В. І. Меняйло \_\_\_\_\_  
(ініціали та прізвище)

## РЕФЕРАТ

Кваліфікаційна робота магістра «Формування структури та фізико-механічних властивостей малоперлітних сталей при термомеханічній обробці»: 73 с., 20 рис., 26 табл., 46 джерел.

ДВОФАЗНІ СТАЛІ, ДИЛАТОГРАМА, КАРБИДИ, КРИТИЧНІ ТОЧКИ, ЛЕГУВАЛЬНІ ЕЛЕМЕНТИ, МАЛОПЕРЛІТНІ СТАЛІ, МІКРОСТРУКТУРА, НИЗЬКОЛЕГОВАНІ СТАЛІ, НОРМАЛІЗАЦІЯ, ПЛАНУВАННЯ ЕКСПЕРИМЕНТУ, ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ, РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ, ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ.

Об'єкт дослідження – малоперлітна сталь 10ХФТч для виробництва коліс вантажних автомобілів.

Мета роботи – покращення структурного стану та підвищення фізико-механічних властивостей малоперлітних сталей завдяки оптимізації хімічного складу та наступній термомеханічній обробці (ТМО).

Методи дослідження: математичне планування експерименту, металографічні, дилатометричні та механічні випробування.

Значимість роботи – результати залежності механічних властивостей від вмісту легувальних елементів та режиму ТМО сталі 10ХФТч дають можливість використовувати сталь для виготовлення дисків коліс вантажних автомобілів з підвищеними механічними властивостями. Це надасть можливість понизити їхні металоемність та вартість.

У кваліфікаційній роботі було проведено активний експеримент з оптимізацією хімічного складу, та досліджено фізико-механічні властивості низьковуглецевої низьколегованої сталі 10ХФТч в залежності від різних режимів термомеханічного оброблення. За результатами металографічного аналізу визначено ступінь деформації та температуру, при яких формується дрібнозерниста однорідна структура сталі 10ХФТч.

## SUMMARY

Qualification work of the master «Formation of Structure, Physical and Mechanical Properties of Low-Perlit Steels during Thermomechanical Treatment»: 73 pages, 20 figures, 26 tables, 46 references.

ALLOYING ELEMENTS, CARBIDES, CRITICAL POINTS, DILATOMETRIC CURVE, DUAL PHASE STEEL, EXPERIMENT PLANING, LOW-ALLOY STEEL, LOW PEARLITIC STEEL, MICROSTRUCTURE, NORMALIZATION, PHASE TRANSFORMATIONS, PLASTIC DEFORMATION.

The object of the research is 10XΦTч low-perlit steel for the production of truck wheels.

The purpose of the work is to improve the structural condition and increase the physical and mechanical properties of low-perlit steels due to the optimization of the chemical composition and subsequent thermomechanical treatment.

Research methods: mathematical planning of the experiment, metallographic, dilatometric and mechanical tests.

Significance of the work – the results of the dependence of mechanical properties on the content of alloying elements and the mode of thermomechanical treatment steel 10XΦTч make it possible to use steel for the manufacture of wheels for trucks with high mechanical properties. This will reduce their metal content and cost.

In the qualification work, an active experiment with the optimization of the chemical composition was conducted, and the physical and mechanical properties of low-carbon low-alloy steel 10XΦTч depending on different modes of thermomechanical treatment were investigated. According to the results of metallographic analysis, the degree of deformation and temperature at which a fine-grained homogeneous structure of 10XΦTч steel is formed are determined.

## ЗМІСТ

Завдання на кваліфікаційну роботу.....	2
Реферат.....	4
Summary.....	5
Вступ.....	8
Розділ 1. Літературний огляд.....	10
1.1 Вимоги, які висуваються до малоперлітних сталей дисків коліс вантажних автомобілів .....	10
1.2 Сортамент прокату малоперлітних сталей для дисків коліс вантажних автомобілів.....	13
1.3 Механізми зміцнення легованих низьковуглецевих сталей.....	17
1.4 Фазові і структурні перетворення легованих низьковуглецевих сталей в процесі ТМО.....	21
1.5 Постановка мети і задачі досліджень.....	24
Розділ 2. Матеріали і методи досліджень.....	25
2.1 Хімічний склад сталі 10ХФТч .....	25
2.2 Методика планування експерименту.....	25
2.3 Визначення механічних властивостей сталі 10ХФТч.....	29
2.4 Вибір режимів ТМО для сталі 10ХФТч.....	30
2.5 Металографічний аналіз.....	32
Розділ 3. Оптимізація хімічного складу сталі 10ХФТч.....	36
3.1 Вибір рівнів легування сталі 10ХФТч.....	36
3.2 Повний факторний експеримент границі міцності.....	38
3.3 Повний факторний експеримент границі плинності.....	43
3.4 Повний факторний експеримент ударної в'язкості.....	46
3.5 Повний факторний експеримент відносного видовження.....	49
3.6 Пояснення отриманих математичних моделей.....	53

Розділ 4. Вплив гарячої прокатки на формування структури та властивостей сталі 10ХФТч.....	55
4.1 Механічні властивості сталі 10ХФТч.....	55
4.2 Формування структури сталі 10ХФТч.....	56
4.3 Залежність механічних властивостей та структури сталі 10ХФТч від товщини диску колеса.....	64
Висновки.....	68
Перелік посилань.....	69

## ВСТУП

Комплексне легування хромом, ванадієм та титаном, забезпечує необхідні показники фізико-механічних властивостей сталі. Водночас добавки невеликої кількості легувальних елементів не призводять до значних коштовних витрат. Тому розробка технологій виготовлення економнолегованих малоперлітних сталей є економічно вигідною.

Актуальність даної кваліфікаційної роботи полягає у можливості покращення фізико-механічних характеристик сталі без значних фінансових витрат. Добавки легувальних елементів в низьковуглецеву сталь сприяють підвищенню їх границі міцності та границі плинності сталі і не погіршує ударну в'язкість.

Метою роботи є оптимізація хімічного складу сталі за допомогою спланованого активного математичного експерименту, покращення структурного стану та підвищення фізико-механічних властивостей сталі в процесі ТМО, а також встановлення залежності механічних властивостей отриманої сталі від товщини листа.

Для досягнення мети були поставлені такі завдання:

- спланувати проведення активного експерименту для оптимізації хімічного складу сталі 10ХФТч;
- провести фізико-механічні випробування зразків сталі 10ХФТч;
- провести дилатометричний аналіз для визначення критичних точок;
- розробити режим ТМО.

Об'єктом дослідження є вплив процесу легування системи Cr-V-Ti та ТМО на структуру та фізико-механічні властивості сталі 10ХФТч.

Предметом дослідження є низьковуглецева легована сталь 10ХФТч.



Теоретичне значення полягає в отриманих результатах впливу легування та ТМО малоперлітної сталі на її властивості у стані поставки.

Практичне значення отриманих даних полягає у можливості оцінити придатності сталі до виготовлення штампованих дисків коліс вантажних автомобілів.

## РОЗДІЛ 1. ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

### 1.1 Вимоги, які висуваються до малоперлітних сталей дисків коліс вантажних автомобілів

Автотранспортні засоби різного призначення є продукцією з високими споживчими властивостями. У світі неперервно зростає виробництво автомобілів, тому їхні якісні та експлуатаційні характеристики повинні покращуватися. Однією з основних проблем виробництва вантажних автомобілів є отримання високоміцних коліс [1, 2]. Рішення даної проблеми дозволить не тільки збільшити масу вантажу, але й зменшити масу колеса, знизить витрату палива автомобіля, а також знос шин та дорожнього покриття.

Дана проблема є актуальною для України, оскільки в ній успішно функціонує ПАО Кременчуцький колісний завод (КрКЗ) – одне з найкрупніших підприємств у Європі, продукція якого затребувана не тільки на вітчизняному ринку коліс, але й за кордоном.

За умовами експлуатації колесо повинно відповідати ряду вимог, що забезпечують безпеку руху та економічні показники автомобіля. Насамперед, це міцність усіх його деталей, жорсткість та якість обідків коліс, кріплень, мінімальне биття та дисбаланс коліс [3].

В автомобільній промисловості широко використовуються сталі, що мають високу пластичність та міцність, які легко деформуються в промислових умовах. Нові низьколеговані сталі дозволяють покращити якість коліс. Вони зможуть забезпечити збереження характеристик міцності колеса при пониженні металоємності виробу [4].

Диск – частина колеса, яка з'єднує обід з маточиною. Чашоподібна форма надає диску велику згинальну жорсткість та виключає роботу зі знакозмінними напруженнями. Для коліс, що працюють в умовах циклічного навантаження, це має велике значення. Виліт колеса – віддаль від центральної

площини колеса до поверхні кріплення. Він не повинен бути надто великим, аби не створити в диску додаткових напружень згину. Щоб здвоєні шини в навантаженому стані не торкались одна одної, цей розмір регламентований стандартами для вантажних автомобілів.

Диски коліс виготовляють з листової сталі товщиною 3...11 мм. Іноді диски з товстого матеріалу з метою зменшення маси виготовляють змінної товщини: більшої в середній та меншої в периферійній частині. З тих же причин в дисках виконують отвори. Диск запресовують в обід та з'єднують з ним дуговою чи контактною зваркою [5]. Саме тому сталі, з яких виготовляють диски, повинні також мати гарну зварюваність.

Зварюваність – здатність металу утворювати якісне зварне з'єднання, властивості якого близькі до властивостей основного металу. Для утворення якісного з'єднання важливо попередити виникнення в зварному шві різних дефектів: пор, непроварів, тріщин, підрізів та інших [6].

Зварюваність сталі тим вище, чим менше в ній вуглецю та легувальних елементів. Вплив вуглецю є визначальним. Вуглець розширює інтервал кристалізації, збільшує схильність до утворення гарячих (виникають в результаті твердіння) та холодних (виникають при фазовому перетворенні в твердому стані) тріщин [7]. У зв'язку з цим високу зварюваність мають сталі, вміст вуглецю в яких не перевищує 0,25%. До них відносяться низьколеговані сталі, наприклад сталі 09Г2, 09Г2С, 14Г2, 15ГФ(Д) та інші, а також сталі з карбідним зміцненням типу 14Г2АФ(Д), 15Г2СФ(Д), 16Г2АФ та інші. Введення легувальних елементів сприяє підвищенню міцності сталі та пониженню температури переходу в крихкий стан, що дає можливість використовувати такі сталі в районах з холодним кліматом. Зварка всіх цих сталей при товщинах до 15 мм не викликає утруднення [8].

Для холодної штамповки використовують сталі з підвищеною пластичністю. В більшості випадків для холодної штамповки використовують низьковуглецеву сталь з твердістю не більш 55 HRB. Використовують

тонколистову та широкополосну сталь (холодно- та гарячекатану), якісну вуглецеву та леговану.

Високою технологічною пластичністю володіють двофазні сталі [9]. Ці сталі використовуються для листової штамповки деталей складної конфігурації, таких як диски коліс автомобілів.

Для дисків коліс автомобілів використовується тонколистова низьковуглецева сталь. Аналіз хімічного складу та механічних властивостей цих сталей показує, що вони володіють найбільшим відносним видовженням у порівнянні зі сталями з більшим вмістом вуглецю, що обумовлює їх використання для штамповки, так як на цій ділянці виникають великі, місцями різні, розтяги, при яких не повинно виникати тріщин та складок. Окрім цього, ці сталі не потребують додаткової термічної обробки та володіють гарною зварюваністю [10].

Сталі для холодної штамповки повинні забезпечувати якісну штампуємість та високу якість поверхні відштампованих виробів для наступного покриття. Тому ці сталі повинні мати високе значення загального та рівномірного видовження, низьку границю текучості, мати велику витяжку, мінімальний можливий вміст домішок. Холоднокатаний лист з них не повинен бути схильний до деформаційного старіння. Схильність до деформаційного старіння є головним показником якості сталей для холодної штамповки, так як при штамповці складних виробів з великою витяжкою з холоднокатаних листів, схильних до старіння, на поверхні утворюються дефекти – лінії ковзання [11].

Так як в деформаційне старіння вагомий внесок робить азот, для створення нестаріючих низьковуглецевих сталей використовують легування алюмінієм, який зв'язує азот в нітриди. Однак, це не гарантує повного видалення ефекту старіння, так як домішки алюмінію погіршують розливаємість сталі, понижують пластичність та здібність до глибокої витяжки [12].

## 1.2 Сортамент прокату малоперлітних сталей для дисків коліс вантажних автомобілів

Сортаментом називають сукупність форм та розмірів профілей, що отримуються в результаті прокатки. Профілем називають форму поперечного перерізу прокатої полоси. В ГОСТах та ДСТУ приведені площа поперечного перерізу, розміри та маса 1 метру довжини профілю та допустимі відхилення від номінальних розмірів [13].

У виробництві сталюого прокату використовують наступні види сталей:

- 1) Нелеговані. В їх складі присутні залізо, вуглець, стандартні домішки та легувальні компоненти, загальний вміст яких не перевищує 1%. В залежності від вмісту вуглецю ці сталі підрозділяють на маловуглецеві (до 0,25%), середньовуглецеві (0,25-0,6%) та високовуглецеві (0,6-2,0%).
- 2) Низьколеговані. В їх складі присутні легувальні елементи, сумарний вміст яких – не більше 2,5%.
- 3) Леговані. У складі легованих сталей присутні легувальні домішки, вміст яких складає більш ніж 2,5%.

Сортамент прокату низьковуглецевої сталі досить великий та охоплює як сортовий і профільний прокат, так і листовий (товсто- та тонколистовий, рулонна сталь, отримана на неперервних листових станах, універсальна полоса). Однак переважна кількість низьколегованої сталі застосовується у вигляді листового прокату [14].

Прокат підрозділяють:

- по видам продукції: листи, рулони;
- по характеристикам, що нормуються, на категорії: 1, 2, 3, 4, 5;
- по якості обробки поверхні на групи: особливо високої обробки – I, високої обробки – II, підвищеної обробки – III ( III а, III б);

- по здатності до витяжки (прокат товщиною до 2 мм): вельми особливо складної – ВОСВ, ВОСВ-Т, особливо складної – ОСВ, складної – СВ, вельми глибокої – ВГ.

Прокат виготовляють з низьковуглецевих якісних сталей.

Таблиця 1.1 – Категорії прокату в залежності від характеристик, що нормуються [15].

Категорія прокату	Характеристики, що нормуються					Здатність до витяжки	Товщина прокату, мм
	Границя текучості	Часовий опір	Відносне видовження	Твердість	Глибина сферичної лунки		
1	–	–	–	–	+	СВ, ВГ	До 2,0
2	–	+	+	–	–	СВ, ВГ, ОСВ	До 3,9
3	–	+	+	–	+	ОСВ, СВ, ВГ	До 2,0
4	+	+	+	–	+	ВОСВ, ВОСВ-Т, ОСВ, СВ	До 2,0
5	+	+	+	+	+	ВОСВ, ВОСВ-Т, ОСВ, СВ	До 2,0

Таблиця 1.2 – Вимоги до механічних властивостей прокату [15].

Здатність до витяжки	Границя текучості $\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup> (кгс/мм <sup>2</sup> ), не більше	Часовий опір $\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup> (кгс/мм <sup>2</sup> )	Відносне видовження $\delta_4$ , %, не менше, при товщині прокату				Твердість, не більш				
							HR 15T	HR 30T	HRB		
			при товщині прокату								
			менш 0,7 мм	від 0,7 до 1,5 мм включ.	св. 1,5 до 2,0 мм включ.	св. 2,0 до 3,9 мм включ.	св. 0,5 до 0,8 мм включ.	св 0,8 до 1,7 мм включ.	св. 1,7 до 2,0 мм включ.		
ОСВ	195 (20)	250-350 (26-36)	34	36	40	42	76	51	46		
СВ	205 (21)	250-380 (26-39)	32	34	38	40	47	53	48		
ВГ	–	250-390 (26-46)	26	28	29	30	–	–	–		

Таблиця 1.3 – Хімічний склад марок легованих низьковуглецевих сталей [16].

Марка сталі	Масова доля елементів, %							
	С	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo
				не більш				
15К	0,12–0,20	0,15–0,30	0,35–0,65	0,040	0,040	–	–	–
16К	0,12–0,20	0,17–0,37	0,45–0,75	0,040	0,040	–	–	–
18К	0,14–0,22	0,17–0,37	0,55–0,85	0,040	0,040	–	–	–
20К	0,16–0,24	0,15–0,30	0,35–0,65	0,040	0,040	–	–	–
22К	0,19–0,26	0,17–0,40	0,7–1,0	0,035	0,040	–	–	–
12ХМ	не більш 0,16	0,17–0,37	0,4–0,7	0,025	0,025	0,8–1,10	не більш 0,30	0,40–0,55
10Х2М	0,08–0,12	0,17–0,37	0,4–0,7	0,020	0,020	2,0–2,5	не більш 0,30	0,60–0,80
12Х1МФ	0,08–0,15	0,17–0,37	0,4–0,7	0,025	0,025	0,9–1,2	0,30	0,25–0,35
09Г2С	не більш 0,12	0,5–0,8	1,3–1,7	0,040	0,035	–	не більш 0,30	–
16ГС	0,12–0,18	0,4–0,7	0,9–1,2	0,040	0,035	–	–	–

## Продовження таблиці 1.3

10Г2С1	не більш 0,12	0,8–1,1	1,3–1,65	0,040	0,035	–	–	–
17ГС	0,14–0,20	0,4–0,6	1,0–1,4	0,040	0,035	–	–	–
17Г1С	0,15–0,20	0,4–0,6	1,15–1,6	0,040	0,035	–	–	–
14ХГС	0,11–0,16	0,4–0,7	0,9–1,3	0,040	0,035	0,5–0,8	–	–

Прокат виготовляють в термічно обробленому стані, з необрізаним та обрізаним краєм. На них не допускаються дефекти, глибина яких перевищує половину граничного відхилення по ширині прокату та ті, що виходять за номінальний розмір по ширині.

Прокат не повинен мати загнутих кутів, заворотів торців та країв під кутом більш ніж 90°, а також складок. Довжина кінців рулонів неповної ширини не повинна перевищувати ширину рулону.

Поверхня прокату повинна бути без наскрізних розривів, пупирів-здуття, плям злипання зварки, порізів, надривів, вкатої окалини, полос нагартування, вкату металевих та сторонніх частинок.

Розшарування не допускаються.

Прокат, за контролем мікроструктури, повинен бути з витягнутим зерном. При рівновісній мікроструктурі норми повинні відповідати вимогам таблиці 1.4.

Таблиця 1.4 – Вимоги до мікроструктури при контрольованій прокатці

Здатність до витяжки	Номер зерна фериту	Структурно-вільний цементит, бал, не більше
ВОСВ, ВОСВ-Т	6, 7	2
ОСВ, СВ	6, 7, 8, 9	2
ВГ	–	3



Примітка – в прокаті здатність до витяжки ВОСВ та ВОСВ-Т допускається зерно фериту номер 8 і 9.

Дані для ідентифікації сталі повинні бути чітко вказані на верхньому листі кожної упаковки або на бирці, що приклеєна до кожного рулону або постачальному листу:

- найменування виробника або ідентифікаційний товарний знак;
- номер міжнародного стандарту;
- позначення якості;
- номер заказу;
- розміри продукту;
- номер партії;
- маса [17].

### **1.3 Механізми зміцнення легованих низьковуглецевих сталей в процесі ТМО**

Дослідження останніх років, що проводилися в Україні, СНД та за кордоном, показали, що одночасне підвищення міцності та опір крихкому руйнуванню низьковуглецевих сталей можливо шляхом мікролегування – введенням мікродомішок (до 0,2 %) елементів переважно IV та V груп Періодичної системи. Присадки таких елементів в різних поєднаннях призводять до підвищення міцності, часто з підвищенням в'язкості та холодостійкості. Сумарний вплив мікролегування на властивості сталі залежить від співвідношення різних механізмів її зміцнення.

Розрізняють такі механізми зміцнення сталей:

- 1) твердорозчинне (розчинне) – зміцнення, яке визначається концентрацією легувальних елементів в твердому розчині;
- 2) дисперсне – зміцнення, яке визначається наявністю дисперсних частинок карбідів та нітридів (відстанню між ними);

- 3) зернограничне – зміцнення, яке визначається зернистістю структури сталей (дійсним розміром зерна фериту);
- 4) деформаційне – зміцнення, яке визначається наклепом при пластичній деформації [18].

Полікристалічні тверді тіла, такі як сталі, складаються з великої кількості зерен – кристалів, що розділені між собою границями. Кожне зерно містить дефекти – частинки іншої фази, домішкові атоми, неметалічні включення та інші. Такі дефекти при пониженні температури виділяються з твердого розчину у вигляді дуже маленьких (дисперсних) частинок.

При застосуванні до металу зовнішнього напруження пластична деформація протікає по дислокаційному механізму, тобто за рахунок переміщення дислокацій. При проходженні дислокації між частинками іншої фази або домішковими атомами рух дислокації утруднюється і така перешкода може стати непроникною для дислокації. При цьому чим більше пластична деформація, тим сильніше зміцнюється метал. Зміцнення тим більше (утруднюється рух дислокацій), чим дрібніші перешкоди (частинки іншої фази або домішкові атоми), чим ближче вони розташовані один до одного та чим їх більше [19].

Дислокація може також упертися в неметалічні включення або в частинку домішки (карбід або нітрид) та викликати її здвиг, але на це потрібно додаткові витрати енергії, отже, метал зміцнюється. Дислокації накопичуються біля таких включень та створюють пікові напруження. Якщо в сплаві багато домішок або неметалічних включень (карбідів або нітридів), дислокації не можуть рухатися далі, виникаючі напруження підвищують величину границі міцності деформованого металу та утворюється тріщина.

Крім того, в легованих металах швидкість руху дислокацій значно нижче, ніж в чистих. Це пов'язано з тим, що швидкість руху дислокації дорівнює швидкості звуку в металі. Атоми домішки можуть рухатись зазвичай, тільки за рахунок дифузії, а ця швидкість незначна та дуже сильно залежить від температури.

Таким чином, домішкові атоми та дисперсні частинки ефективно гальмують швидкість розповсюдження дислокацій, підвищуючи при цьому міцність сталі [20].

Розглянемо зернограничну деформацію. Полікристал складається з великої кількості монокристалів, довільно орієнтованих в просторі. Також довільно орієнтовані і площини переважного ковзання дислокацій.

На границі зерна гратка різко змінює своє орієнтування. Тому перехід дислокацій на іншу площину ковзання буде утруднений. Дислокації гальмуються у границь, накопичуються, напруження на границі збільшуються та при досягненні напруженнями критичної величини, починається перехід дислокацій на іншу площину ковзання. Тому пластична деформація полікристалів, які мають безліч границь зерен, потребує значно більших зусиль, ніж пластичне деформування монокристалів (чистих, нелегованих металів). Цим пояснюється той факт, що дрібнозернисті структури володіють більшою міцністю та кращою пластичністю [21].

Разом з розміром зерна на деформаційне зміцнення металів (наклеп) великий вплив чинить кількість та розмір внутрішньозернових блоків (осередків). З підвищенням ступеня деформації та росту щільності дислокацій відбувається дроблення зерна на блоки по площинам накопичення дислокацій.

Разом з дробленням зерна на блоки під час пластичної деформації (наклепу) відбувається розорієнтація блоків по границям на деякий кут  $\theta$ . При  $\theta=2,5\dots5^\circ$  границя блоків чинить супротив руху дислокацій. В цьому випадку границі блоків стають місцем скупчення дислокацій, які підвищують формування напружень [22].

Таким чином, при звичайному прокатному переділі мікролегувальні домішки підвищують міцність сталі в основному через механізм дисперсійного твердіння, а при контрольованій прокатці або нормалізації (аустенізації з охолодженням на повітрі) – переважно за допомогою подрібнення зерна.

Сумарний вплив мікролегування на властивості сталі залежить від співвідношення різних механізмів її зміцнення. Наприклад, ефект зміцнення низьколегованої сталі під впливом, наприклад, ніобію, також за рахунок подрібнення зерна та дисперсійного твердіння, обумовлено, головним чином, його карбідами (карбонітридами), що виділяються при температурі більше 900°C. Тому вплив ніобію найсильніше проявляється в гарячекатаному стані при низькій температурі кінця прокатки.

Ефективність мікродомішок ванадію (до 0,2%) збільшується при його поєднанні з азотом (~0,015%), так як карбонітрид стримує ріст зерна при нагріві під нормалізацію [23, 24].

Найбільш раціональний метод зміцнення низьколегованої сталі – контрольована прокатка. Відмінні особливості цього виду обробки: понижена температура нагріву заготовок під остаточну прокатку, регламентований режим деформації та низька температура кінця прокатки.

Все це забезпечує різке подрібнення зерна аустеніту та, як наслідок, утвореного з нього зерна фериту, помірне дисперсійне твердіння, дислокаційне та субзеренне зміцнення.

Мікролегування ніобієм та ванадієм підвищує ефект контрольованої прокатки, забезпечуючи зрештою дрібне аустенітне зерно, а після фазового перетворення – дрібне феритне зерно, що супроводжується відповідним покращенням механічних та холодостійких властивостей [25].

Ефективний вплив на механічні властивості низьколегованих сталей контрольованої прокатки чинить невелике додавання титану, що пов'язано з виділенням ультрадрібних частинок нітриду титану та суттєвим подрібненням зерна.

Вплив мікролегувальних елементів проявляється найбільш повно при комплексному мікролегуванні двома або більше елементами, кожен з яких робить внесок в покращення механічних властивостей через свій механізм зміцнення.

Суттєвого прогресу можна досягти шляхом додаткового введення хрому та одного або декількох РЗМ, змінюючи співвідношення компонентів для забезпечення оптимального фазового складу, який дозволить підвищити механічні властивості низьколегованої сталі [26, 27].

#### **1.4 Фазові і структурні перетворення легованих низьковуглецевих сталей в процесі ТМО**

Сталь – це сплав заліза з вуглецем. Залізо за своєю природою – поліморфний метал, тобто його кристалічна структура залежить від температури. Основними фазами, в яких може знаходитись сталь, є ферит, аустеніт та цементит. Кожна з цих фаз має свою кристалічну ґратку.

Фазова перекристалізація відбувається при нагріві, тобто під час термічної обробки [28].

Введення вуглецю в залізо призводить до появи температурної залежності фазового складу та температур перетворень від вмісту вуглецю в сплаві, наочно яку представляє діаграма залізо-вуглець.

Будь-які зміни хімічного складу сталі, навіть на мікрорівні, наприклад, легування, призводить до утворення нових фаз та структурних складових, що змінюють кінетику перетворень та технологію термічної обробки.

Легувальні елементи або розчинюються в основних фазах залізівуглецевих сплавів (у фериті, аустеніті, цементиті) або взаємодіючи з вуглецем, утворюють спеціальні карбіди, що не розчиняються в них [29].

Некарбідоутворюючі елементи, такі як кобальт, нікель, марганець, розчиняються у фериті або цементиті. Вони впливають тільки на швидкість перетворення – або прискорюють його (кобальт), або сповільнюють (марганець, нікель, мідь).

Якісні та кількісні зміни в кінетику перетворення вносять карбідоутворюючі елементи, такі як хром, ванадій та титан [30]. Вони

утворюють карбіди виду  $Cr_{23}C_6$ ,  $VC$ ,  $TiC$ . Метали цих елементів мають ОЦК-ґратку, так само як і ферит –  $\alpha$ -залізо до аустенітного перетворення. Тому сплави заліза з цими елементами описуються діаграмами стану з розширеною областю сплавів з ОЦК-ґраткою –  $\alpha$ -твердих розчинів. При цьому область  $\gamma$ -твердих розчинів різко зменшується. Таким чином, карбідоутворювачі розширюють феритну область та звужують аустенітну [28, 29].

Карбідоутворювачі впливають також на температуру точок алотропних перетворень, причому спільний вплив вуглецю та легувальних елементів на точки  $A_1$  та  $A_3$  складний, тому температури цих точок для кожної сталі визначаються експериментально.

Енергія зв'язку атомів вуглецю та сильних карбідоутворюючих елементів значно вище, ніж атомів вуглецю та заліза. Тому карбіди дуже стійкі при нагріві та розчиняються в аустеніті при більш високих температурах. Так, наприклад, цементит починає розчинюватися в аустеніті при  $727^\circ C$ , карбіди хрому – при  $850-950^\circ C$ , а карбіди ванадію та титану в аустеніті практично не розчиняються, так як температура їх плавлення складає близько  $1300^\circ C$  [31].

Наслідком температурної стійкості карбідів є дрібнозернистість аустеніту, тобто карбіди стримують ріст зерна до достатньо високих температур і тільки після їх розплавлення починається укрупнення структури [32].

Сталі з дрібним спадковим зерном більш технологічні, так як допускають при гарячій обробці нагрів до більш високих температур.

Метою термомеханічної обробки є подрібнення структури сталі при нагріві, пластичній деформації та наступному охолодженні з визначеною швидкістю [28].

Легувальні елементи та їх концентрація вносять суттєві зміни в основні режими термомеханічної обробки: швидкість нагріву, температуру нагріву, час витримки та швидкість охолодження.

Температура нагріву легованих сталей призначається в залежності від температур критичних точок цієї сталі  $A_{C1}$  та  $A_{C3}$ .

Час витримки легованих сталей перевищує час витримки вуглецевих, оскільки дифузійна рухливість легувальних елементів в сталі мала та їх рівномірний розподіл в об'ємі виробу потребує більшого часу та визначає в значній мірі властивості виробу після термообробки.

Швидкість охолодження сталі при термообробці залежить від виду термообробки, структурного класу, хімічного складу сталі та механічних властивостей, які в результаті цієї термообробки потрібно отримати.

Так, легувальні елементи (карбідоутворювачі), що підвищують стійкість переохолодженого аустеніту, зменшують швидкість охолодження, що в результаті підвищує прогартовуваність сталі, тобто глибину проникнення загартованої зони [33].

Вплив легувальних елементів на відпуск сталі проявляється кількісно та якісно.

Кількісно легувальні елементи зменшують швидкості перетворень та підвищують їх температуру (виділяються  $\alpha$ -залізо та відбувається коагуляція карбідів). Це найбільш помітно при введенні хрому, ванадію та титану. Тому для легованих сталей температурні інтервали відпуску на 100-150°C вище ніж для вуглецевих сталей.

Якісний вплив легувальних елементів – це карбідні перетворення (перетворення легованого цементиту в спеціальні карбіди) та вплив вторинної твердості (перетворення залишкового аустеніту в мартенсит та виділення дисперсних карбідів).

Таким чином, легування сталей змінює швидкість та температуру перетворень, а також теплові властивості сталі, що суттєво впливає на режими термічної обробки [21, 31].

Пластична деформація при температурах вище критичної точки  $A_{C3}$  також чинить суттєвий вплив на розмір зерна та структуру сталі.

Деформація сталі супроводжується зміною стану карбідної фази. Збільшення ступеню деформації призводить до зменшення розмірів, щільності та об'єму часток карбідів. Водночас змінюється форма зерен: початково

пластинчасті зерна перетворюються на останній стадії деформації у еліпсоїдальні. Крім того, на початковій стадії деформування сумарна доля часток цементиту збільшується, а при більших ступенях деформування об'ємна доля цементиту зменшується. Збільшення часток цементиту при малих ступенях деформації пов'язано з перетворенням залишкового аустеніту з утворенням цементиту, яке відбулось через деформацію сталі [33].

### **1.5 Постановка мети і задачі досліджень**

З проведеного аналізу літератури можна зробити висновки, що леговані низьковуглецеві сталі мають значне поширення в автомобілебудівній галузі промисловості, особливо при виготовленні дисків коліс вантажних автомобілів.

Дотепер актуальним питанням є розробка оптимального складу сталі для колісного виробництва, що дозволить зменшити металоємність та покращити їхні механічні властивості.

Літературний огляд сприяв формуванню напрямку та послідовності дослідження:

- встановленню інтервалу варіювання вмісту легувальних елементів в сталі 10ХФТч;
- дослідження впливу різних режимів термомеханічної обробки на величину зерна сталі 10ХФТч;
- дослідження впливу товщини прокату на механічні властивості сталі 10ХФТч.



## РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

### 2.1 Хімічний склад сталі 10ХФТч

Для колісного виробництва була розроблена високоміцна марка низьколегованої сталі. В її основі використаний вуглець, марганець, кремній, титан, ванадій, хром.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад сталі 10ХФТч.

Марка сталі	Вміст легувальних елементів, % мас.									
	C	Si	Mn	Cr	V	Ti	Ba	PЗМ	S	P
10ХФТч	0,08	0,10	0,15	0,05	0,10	0,10	0,0005	0,001	≤0,035	≤0,035
	–	–	–	–	–	–	–	–		
	0,12	0,50	0,50	0,15	0,15	0,15	0,0015	0,010		

### 2.2 Методика планування експерименту

Для того, щоб розробити математичну модель об'єкта дослідження, тобто сталі, необхідно використовувати методику планування експерименту.

Планування експерименту – процедура вибору кількості дослідів та умов їх проведення, необхідних та достатніх для вирішення поставленої задачі з необхідною точністю [34].

Так як неможливо провести нескінченну кількість дослідів, то в дослідженні, що проводиться, необхідно прагнути до:

- мінімізації загальної кількості дослідів;
- одночасному варіюванню усіма змінними;
- використання математичного апарату, формалізуючого багато дій експериментатора;

- вибору стратегії, яка дозволяє обрати обґрунтовані рішення після кожної серії дослідів [35].

Для вибору оптимального складу необхідно знайти кращі умови його реалізації, тобто вирішити задачу оптимізації.

Об'єктом дослідження в планованому експерименті є сама сталь зі складом, що оптимізується. Параметрами оптимізації, тобто відгуками, будуть механічні характеристики сталі, які повинні мати покращені значення в порівнянні з прототипом. Фактори, що діють на досліджувану сталь, це легувальні домішки – хром, ванадій та титан у вибраних відсоткових співвідношеннях. В якості рішення задачі необхідно отримати математичну модель дослідження, тобто рівняння, що пов'язує кожний параметр оптимізації з усіма факторами. Для отримання лінійної моделі дослідження експеримент проводився на двох рівнях варіювання факторів – верхньому та нижньому. Тому при кількості факторів рівних трьом, кількість дослідів буде дорівнювати  $2^3=8$ . Матриця планування такого експерименту буде мати вигляд:

Таблиця 2.2 – Матриця планування експерименту

№	$x_0$	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_1x_2$	$x_1x_3$	$x_2x_3$	$x_1x_2x_3$	$y_i$
1	+	+	+	+	+	+	+	+	$y_1$
2	+	+	+	-	+	-	-	-	$y_2$
3	+	+	-	+	-	+	-	-	$y_3$
4	+	+	-	-	-	-	+	+	$y_4$
5	+	-	+	+	-	-	+	-	$y_5$
6	+	-	+	-	-	+	-	+	$y_6$
7	+	-	-	+	+	-	-	+	$y_7$
8	+	-	-	-	+	+	+	-	$y_8$

Після побудови матриці планування був проведений експеримент, в якому були отримані значення параметрів оптимізації  $y_i$ .

Рівняння лінійної моделі має вигляд:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3, \quad (2.1)$$

де  $b_0, b_1, b_2, b_3, b_{12}, b_{13}, b_{23}, b_{123}$  – коефіцієнти регресії;

$x_1, x_2, x_3$  – фактори досліджень.

Значення коефіцієнта  $b_0$  обчислюється за формулою:

$$b_0 = \frac{\sum_1^N y_i}{N}, \quad (2.2)$$

де  $y_i$  – значення параметру оптимізації в  $i$ -му досліді;

$N$  – кількість дослідів в матриці.

Лінійні коефіцієнти регресії  $b_1, b_2$  та  $b_3$  розраховуються за формулою:

$$b_i = \frac{\sum_1^N x_{ij}y_i}{N}, \quad (2.3)$$

де  $x_{ij}$  – значення  $i$ -го фактору в  $j$ -му досліді.

Парні коефіцієнти  $b_{12}, b_{13}, b_{23}$  та  $b_{123}$ , що характеризують взаємодію факторів обчислюються за формулами:

$$b_{ij} = \frac{\sum_1^N x_{ij}x_{ji}y_i}{N}, \quad (2.4)$$

$$b_{ijk} = \frac{\sum_1^N x_{ij}x_{ik}x_{jk}y_i}{N} \quad (2.5)$$

Після проведення дослідів виконується статистична обробка результатів.

Середньоквадратичне відхилення параметрів оптимізації:

$$S_i^2 = \frac{\sum_1^n (y_i - \bar{y})^2}{n-1}, \quad (2.6)$$

де  $\bar{y}$  – середнє арифметичне значення параметру оптимізації з трьох повторних дослідів;

$n$  – кількість повторних дослідів.

Для визначення браку використовується критерій Стюдента:

$$\frac{y - \bar{y}}{s} \geq t \quad \text{або} \quad t_{\text{роз}} \geq t_{\text{табл}}, \quad (2.7)$$

де  $t$  – критерій Стюдента.

Якщо розрахункове значення виявляється більшим або рівним табличному, то такий дослід вважається бракованим.

Дисперсію відтворюваності розраховують за формулою:

$$S_{\bar{y}}^2 = \frac{\sum_1^N S_i^2}{N} \quad (2.8)$$

Перевірку однорідності дисперсій приводять по критерію Фішера:

$$F_p = \frac{S_{max}^2}{S_{min}^2} \quad (2.9)$$

Для коефіцієнтів регресії необхідно розрахувати границі довірчих інтервалів:

$$\Delta b_i = \pm \frac{t \cdot S_{\bar{y}}}{\sqrt{N}} \quad (2.10)$$

Значущими коефіцієнтами регресії визнаються лише ті, які перевищують величину довірчого інтервалу, в іншому випадку коефіцієнт

визнається незначущим. Незначущі коефіцієнти виключаються із рівняння моделі.

Після отримання кінцевого вигляду математичної моделі необхідно перевірити її адекватність.

Для цього вираховуються теоретичні значення параметрів оптимізації  $\hat{y}$  за отриманим рівнянням, величини відхилень  $\Delta y = \bar{y} - \hat{y}$  та квадрати цих величин  $\Delta y^2$ .

Потім необхідно розрахувати дисперсію адекватності:

$$S_{ад}^2 = \frac{\sum_1^N \Delta y_i^2}{f}, \quad (2.11)$$

де  $f = N - (k + 1)$ ;  $k$  – кількість ступенів свободи.

Адекватність отриманої моделі визначається по критерію Фішера:

$$F_p = \frac{S_{ад}^2}{S_{\bar{y}}^2} \quad (2.12)$$

Якщо виконується співвідношення  $F_{роз} < F_{табл}$ , то модель адекватна [36].

### 2.3 Визначення механічних властивостей сталі 10ХФТч

При проведенні досліджень сталі 10ХФТч її зразки піддавали випробуванням на спеціальному обладнанні для визначення механічних властивостей.

До механічних властивостей сталі відноситься: границя міцності  $\sigma_B$ , границя плинності  $\sigma_T$ , відносне видовження  $\delta_5$  та ударна в'язкість КСУ.

Границя міцності  $\sigma_B$  – це максимальне напруження, яке відповідає найбільшому навантаженню, що передус руйнуванню зразка.

Границя плинності  $\sigma_T$  – це напруження, впритул до якого в матеріалі при розтягуючому навантаженні не виникає пластична деформація. При перевищенні границі плинності зразок безповоротно видовжується.

Відносне видовження  $\delta_5$  – це відносне видовження зразку сталі, що передує руйнуванню. Величина відносного видовження характеризує пластичність металу.

Ударна в'язкість КСУ – це робота, яку треба виконати, щоб зруйнувати зразок. Цей показник характеризує в'язкість металу. Метод заснований на руйнуванні зразку з концентратором посередині одним ударом маятникового копра [37].

Виміри границі міцності, границі плинності, відносного видовження та ударної в'язкості сталі 10ХФТч проводились в холодному стані відповідно ГОСТ 1497-84.

## **2.4 Вибір режимів ТМО для сталі 10ХФТч**

Сенс термомеханічної обробки сталі полягає у:

- 1) нагріві до аустенітного стану;
- 2) деформації сталі в цьому стані;
- 3) охолодженні з перетвореннями, що притікають при цьому [30].

Тому неможливо провести ТМО не знаючи значень критичних точок  $A_1$  та  $A_3$  для дослідної марки сталі [37]. Визначення величин цих точок (точок фазових перетворень) проводилось за допомогою дилатометричного комплексу Gleeble 3800 шляхом побудови дилатограми – графіку залежності зміни довжини (об'єму) зразку від температури [38].

Якщо в сталі при підвищенні температури не відбуваються фазові перетворення, то довжина зразку повинна змінюватись плавно [39]. Якщо ж таке перетворення відбувається, то довжина зразку росте або зменшується стрибкоподібно. Це відбувається тому, що перехід  $\alpha$ -заліза у  $\gamma$ -залізо

супроводжується зменшенням об'єму (довжини зразку), так як аустеніт має менший питомий об'єм у порівнянні з феритом [40].

Для проведення дослідження із сталі 10ХФТч були виготовлені зразки діаметром 5 мм та довжиною 120 мм. Зразок розміщувався в захваті модуля Rocket Jaw та нагрівався зі швидкістю, що контролювалася. Всередині камери зі зразком, що нагрівався, відкачувалось повітря та створювався вакуум для виключення окиснення металу. Температуру зразку контролювали термопарою, яка була приварена до його центральної частини [41].

За допомогою отриманої дилатограми (рис. 2.1) були визначені критичні точки  $A_{r1}$  та  $A_{r3}$ . Ці точки рівні, відповідно,  $724^{\circ}\text{C}$  та  $898,6^{\circ}\text{C}$ .  $A_{r1}$  та  $A_{r3}$  визначались при охолодженні зразку, так як в лабораторних умовах неможливо досягти рівноважного нагріву зразку.

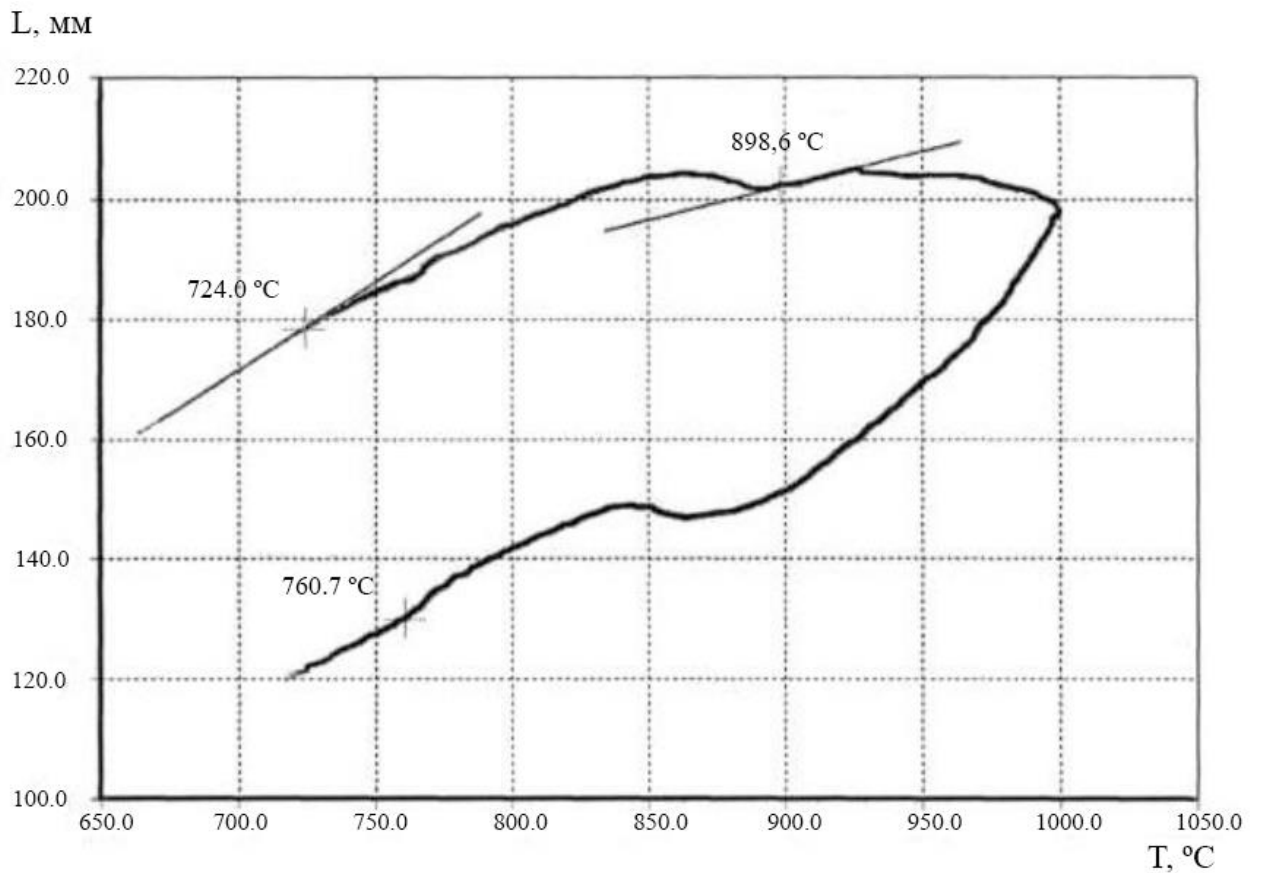


Рисунок 2.1 – Дилатограма зразку сталі 10ХФТч

Після отримання сталі заданого складу необхідно отримати з неї вироби заданої форми з необхідним набором механічних властивостей. Для цієї мети метал, отриманий литтям, піддають куванню і потім ТМО.

З метою оптимізації механічних властивостей та структури сталі були проведені лабораторні плавки в індукційній печі з основною футеровкою ємністю 50 кг. Отримані виливки кували на заготовки розміром  $10 \times 80 \times 120$  мм з наступною прокаткою в гарячому стані.

Вибір основного рівня та інтервалів варіювання проводився виходячи з робочих параметрів машин:

- середня швидкість руху робочого органу кувальної машини 0,1...0,5 м/с;
- швидкість баби молота у момент удару складає 5-10 м/с;
- процес деформації за один удар триває сотні долі секунд.

Рекристалізація проводилась при  $850^{\circ}\text{C}$ .

Для вивчення впливу гарячої деформації на сталь 10ХФТч здійснювали прокатку зразків при різних температурах ( $770-950^{\circ}\text{C}$ ) та ступені деформації ( $\epsilon = 0,45 \dots 0,85$ ).

Нормалізацію прокатаних зразків проводили при  $900^{\circ}\text{C}$ . Охолодження проводилось на спокійному повітрі.

## **2.5 Металографічний аналіз**

Для дослідження мікроструктури сталі 10ХФТч необхідно виготовити шліфи. Підготовка шліфів зразків полягає у шліфуванні, поліруванні та травленні їх поверхонь.

Шліфування проводили на папері різної зернистості (з розмірами зерна 125-80...20-14 мкм). Шліфувальний папір кладуть на рівну плоску поверхню (наприклад, на товсте скло) і зразок переміщують по ньому в одному напрямі, перпендикулярному до слідів (рисок), що залишилися після попередньої



обробки до повного зникнення цих слідів. Після шліфування залишки абразиву з поверхні шліфа змивали водою.

Подальше шліфування зразків проводилось на папері з алмазними пастами, поступово зменшуючи їхню зернистість (14-10 мкм, 5-3 мкм та 1 мкм).

Потім для видалення дрібних рисок зразки полірували. Механічне полірування вели на полірувальному верстаті (рис. 2.2), диск якого обтягнутий фетром. Фетр періодично поливали водяною суспензією, що містить дрібні абразивні частки (до 1 мкм) оксидів алюмінію, хрому або заліза [42, с 115].



Рисунок 2.2 – Полірувальний верстат двошпindelний зі зміною кутової швидкості IP33

Коли поверхня набуває дзеркального блиску, полірування припиняють. На якісно відполірованому шліфі при спостереженні під мікроскопом відсутні риси, подряпини та інші механічні дефекти.

Шліф промивали водою, потім спиртом, просушували фільтрувальним папером. Після полірування під мікроскопом спочатку вивчали нещавлений шліф, потім – щавлений. При вивченні нещавленого шліфа можна виявити різноманітні дефекти, наприклад фазові складові та інші.

Після перегляду нещавленого шліфу його піддавали щавленню, щоб виявити мікроструктуру сталі 10ХФТч.

Для щавлення зразків використано 3% спиртовий розчин азотної кислоти ( $\text{HNO}_3$ ) за режимом: щавлення 30 секунд, промивка водою, сушка фільтрувальним папером [43].

Дослідження структури проводили на горизонтальному металографічному мікроскопі МИМ-8 (рис. 2.3), який призначений для дослідження мікроструктур металів та інших непрозорих об'єктів в світлому полі при прямому та косому освітленні, а також в темному полі при поляризованому світлі.



Рисунок 2.3 – Загальний вигляд мікроскопа МИМ-8

Для візуального спостереження об'єктів мікроскоп забезпечений монокулярною та бінокулярною насадками. Для фотографування об'єктів мікроскоп забезпечений фотокамерою з мультиплікатором та адаптером, набором металографічних касет  $9 \times 12$  см, набором дерев'яних двосторонніх касет  $13 \times 28$  см та іншим приладдям. Довжина фотокамери змінюється від 160 до 600 мм.

Для дослідження мікроструктури були використані фотографії при збільшенні  $\times 300$ . Число зерен, які мають однакові розміри та форму в полі зору, розраховується за формулою:

$$m = 2\left(\frac{g}{100}\right)^2 n_g, \quad (2.13)$$

де  $n_g$  – загальна кількість зерен, що знаходяться на всій фотографії при збільшенні  $g$ .

Середню площу зерна визначали за формулою:

$$a = \frac{1}{m} \quad (2.14)$$

Середній діаметр зерна визначали за формулою:

$$d_m = \frac{1}{\sqrt{m}} \quad (2.15)$$

Середній умовний діаметр зерен, розмір та форма яких значно відрізняються, визначали за формулою:

$$d_L = \frac{L}{N} \quad (2.16)$$

Для визначення номеру величини зерна були порівнянні значення  $m$ ,  $a$ ,  $d_m$  та  $d_L$  з табличними, що наведені в ГОСТ 5639-82 [44].

## РОЗДІЛ 3. ОПТИМІЗАЦІЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛІ 10ХФТч

### 3.1 Вибір рівнів легування сталі 10ХФТч

За допомогою математичної обробки результатів випробувань було визначено комплексний вплив легувальних елементів на механічні та службові властивості.

Легувальні комплекси, а також фактори та інтервали їх варіювання були вибрані за допомогою:

- літературних даних про кількісний та якісний вплив легувальних елементів на фазовий склад та властивості низьколегованих ферито-перлітних сталей;
- експериментальних та літературних даних про термічну і термомеханічну обробку низьколегованих сталей.

Для здійснення експерименту було застосовано метод математичного планування [45, 46]. За допомогою цього методу була визначена залежність ряду механічних характеристик пропонованої сталі від її хімічного складу: границі міцності ( $\sigma_B$ ) МПа, границі плинності ( $\sigma_T$ ) МПа, ударної в'язкості (КСУ) МДж/м<sup>2</sup>, відносного видовження ( $\delta_5$ ), %.

Для того, щоб виключити сталі з вмістом компонентів, які виходять за межі передбачуваного хімічного складу, було проведено відсівний експеримент. В процесі пошуку оптимального складу сплаву були проведені лабораторні плавки сталі в індукційній печі з основною футеровкою ємністю 50 кг. Отримані виливки кували на заготівлі розміром 10×80×120 мм, з подальшим плющенням в гарячому стані. Результати дослідження представлені в таблиці 3.1. Експеримент дозволив визначити фактори дослідження, їх рівні та інтервали варіювання.

Таблиця 3.1. – Експериментальні механічні характеристики сталі 10ХФТч

№ плавки	Механічні характеристики, не менше			
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta_5$ , %	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>
1	407	291	40	0,95
2	505	443	32	0,7
3	482	315	37,5	1,05
4	479	413	36,5	0,95
5	483	421	35	1,0
6	393	279	36,5	0,65
7	555	466	25	0,55
Прототип	360	265	34	0,80

Були обрані наступні незалежні змінні: вміст у сталі хрому ( $X_1$ ), вміст у сталі ванадію ( $X_2$ ), вміст у сталі титану ( $X_3$ ). В таблиці 3.2 приведені інтервали та рівні зміни факторів.

Таблиця 3.2 – Фактори дослідження

Характеристика	Фактори		
	Cr, % мас.	V, % мас.	Ti, % мас.
Код	$X_1$	$X_2$	$X_3$
Основний рівень	0,15	0,15	0,15
Інтервал варіювання	0,05	0,05	0,05
Нижній рівень	0,10	0,10	0,10
Верхній рівень	0,20	0,20	0,20

Проводився експеримент типу  $2^3$ , де кількість факторів  $k=3$ , кількість рівнів  $p=2$ , кількість дослідів  $N=8$ , кількість повторних дослідів  $n=3$ .

Таблиця 3.3 – Матриця планування

№	$x_0$	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_1x_2$	$x_1x_3$	$x_2x_3$	$x_1x_2x_3$
1	+	+	+	+	+	+	+	+
2	+	+	+	-	+	-	-	-
3	+	+	-	+	-	+	-	-
4	+	+	-	-	-	-	+	+
5	+	-	+	+	-	-	+	-
6	+	-	+	-	-	+	-	+
7	+	-	-	+	+	-	-	+
8	+	-	-	-	+	+	+	-

### 3.2 Повний факторний експеримент границі міцності

В результаті експерименту, проведеного за матрицею планування (див. табл. 3.3), були отримані зразки сталі, по 3 зразка для кожного досліді. Результати випробувань на границю міцності наведені в таблиці 3.4.

Таблиця 3.4 – Результати вимірювання границі міцності

№	Результати експерименту			Середнє значення $\sigma_B$ , МПа
	$\sigma_{B1}$ , МПа	$\sigma_{B2}$ , МПа	$\sigma_{B3}$ , МПа	
1	530	531	532	531
2	492	491	495	492,7
3	462	465	463	463,3
4	459	457	458	458
5	395	398	400	397,7

Продовження таблиці 3.4

6	398	400	395	397,7
7	377	375	378	376,7
8	414	415	417	415,3

Після проведення дослідів виконана статистична обробка результатів. Спочатку визначили похибки повторних (паралельних) дослідів. Середньоквадратичне відхилення визначали за виразом:

$$S_i^2 = \frac{\sum_1^n (y_i - \bar{y})^2}{n-1}, \quad (3.1)$$

де  $\bar{y}$  – середнє арифметичне значення параметру оптимізації з трьох повторних дослідів (значення приведені в таблиці 3.5).

Таблиця 3.5 – Зведені дані розрахунків

Номер дослідів	1	2	3	4	5	6	7	8
$S_i^2$	1	4,335	2,335	1	6,335	6,335	2,335	2,335
$S_i$	1	2,08	1,528	1	2,517	2,517	1,528	1,528

Для визначення браку використовували критерій Стюдента:

$$\frac{y - \bar{y}}{S} \geq t \quad \text{або} \quad t_{\text{роз}} \geq t_{\text{табл}}, \quad (3.2)$$

де  $t$  – критерій Стюдента, його значення для 3 повторних дослідів та довірчої ймовірності  $\alpha=0,95$  дорівнює 4,30.

Наприклад, для п'ятого дослідів  $y_{\min}=395$ ;  $y_{\max}=400$ ;  $\bar{y}=397,7$ . Тоді

$$\frac{400 - 397,7}{2,517} = 0,91$$

$$\frac{397,7 - 395}{2,517} = 1,07$$

Умова  $t_{\text{роз}} \geq t_{\text{табл}}$  не виконується, отже, результати повторних дослідів не можемо вважати помилковими.

Дисперсію відтворюваності розрахуємо по формулі:

$$S_{\bar{y}}^2 = \frac{\sum_1^N S_i^2}{N} \quad (3.3)$$

З розрахунку отримуємо  $S_{\bar{y}}^2 = 3,25$ ,  $S_{\bar{y}} = 1,8$ .

Перевірку однорідності дисперсії можна виконати по критерію Фішера:

$$F_p = \frac{S_{max}^2}{S_{min}^2} = \frac{6,335}{1} = 6,335$$

При числах ступенів свободи  $f_5 = f_1 = n-1 = 3-1 = 2$ .

$$F_{\text{табл}} = 19,0$$

$F_{\text{роз}} < F_{\text{табл}}$  – дисперсії однорідні.

Рівняння математичної моделі з урахуванням парних взаємодій має вигляд:

$$\hat{y} = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3. \quad (3.4)$$

Коефіцієнти регресії при повному факторному експерименті визначають за виразом:

$$b_0 = \frac{\sum_1^N \hat{y}_u}{N}; \quad (3.5)$$

$$b_i = \frac{\sum_1^N x_{iu} \hat{y}_u}{N}; \quad (3.6)$$



$$b_{ij} = \frac{\sum_1^N x_{iu}x_{ju}\hat{y}_u}{N}; \quad (3.7)$$

$$b_{ijk} = \frac{\sum_1^N x_{iu}x_{ju}x_{ku}\hat{y}_u}{N}; \quad (3.8)$$

де  $i \neq j \neq k$ .

Розраховані коефіцієнти наведені в таблиці 3.6

Таблиця 3.6 – Коефіцієнти регресії, розраховані за вищевказаним виразом

$b_0$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_{12}$	$b_{13}$	$b_{23}$	$b_{123}$
441,55	44,7	13,225	0,625	12,375	10,275	8,95	-0,7

З урахуванням значення дисперсії відтворюваності  $S_{\hat{y}}^2 = 3,25$  з довірчою ймовірністю  $\alpha=0,95$  знаходимо границі довірчих інтервалів для коефіцієнтів регресії:

$$\Delta b_i = \pm \frac{t \cdot S_{\hat{y}}}{\sqrt{N}} = \pm \frac{2,37 \cdot 1,8}{\sqrt{8}} = \pm 1,51$$

Порівнюючи значення коефіцієнтів регресії з границями довірчих інтервалів бачимо, що коефіцієнти  $b_3$  та  $b_{123}$  незначущі. Тепер рівняння математичної моделі має вигляд:

$$\hat{y} = 441,55 + 44,7x_1 + 13,225x_2 + 12,375x_1x_2 + 10,275x_1x_3 + 8,95x_2x_3. \quad (3.9)$$

Перевіряємо адекватність отриманого рівняння. Розраховуємо теоретичне значення параметру оптимізації  $\hat{y}$ , величину похибки  $\Delta y = \bar{y} - \hat{y}$ , результати зведені в таблиці 3.7.

Таблиця 3.7 – Теоретичні значення параметрів оптимізації

№	1	2	3	4	5	6	7	8
$\bar{y}$	538,65	496,56	466,63	458,06	392,51	392,55	396,58	412,06
$\Delta y$	-7,65	-3,86	-3,33	-0,06	5,19	5,15	7,12	3,24
$\Delta y^2$	58,522	14,899	11,088	0,0036	26,936	26,525	50,694	10,497

Розрахуємо дисперсію адекватності:

$$S_{ад}^2 = \frac{\sum_1^N \Delta y_i^2}{f} \quad (3.10)$$

де  $f = N - (k + 1)$ ;

$k$  – кількість ступенів свободи.

$$S_{ад}^2 = 49,791.$$

Адекватність математичної моделі визначасмо по критерію Фішера

$$F_p = \frac{S_{ад}^2}{S_{\bar{y}}^2} = \frac{49,791}{3,25} = 15,32$$

$$F_{табл} = 19,0$$

$F_{роз} < F_{табл}$ , отже модель адекватна.

Отримано рівняння регресії для границі міцності:

$$\sigma_B = 441,55 + 44,7Cr + 13,225V + 12,375CrV + 10,275CrTi + 8,95VTi.$$

### 3.3 Повний факторний експеримент границі плинності

В результаті експерименту, проведеного за матрицею планування (див. табл. 3.3), були отримані зразки сталі, по 3 зразка для кожного досліду. Результати випробувань на границю плинності наведені в таблиці 3.8.

Таблиця 3.8 – Результати вимірювання границі плинності

№	Результати експерименту			Середнє значення $\sigma_T$ , МПа
	$\sigma_{T1}$ , МПа	$\sigma_{T2}$ , МПа	$\sigma_{T3}$ , МПа	
1	478	475	473	475,3
2	446	440	445	443,3
3	411	413	416	413,3
4	402	399	397	399,3
5	325	323	322	323,3
6	350	348	347	348,3
7	293	295	294	294
8	312	314	311	312,3

Після проведення дослідів виконана статистична обробка результатів. Спочатку визначили похибки повторних (паралельних) дослідів. Середньоквадратичне відхилення визначали за виразом (3.1), значення якого приведені в таблиці 3.9.

Таблиця 3.9 – Зведені дані розрахунків

Номер досліду	1	2	3	4	5	6	7	8
$S_i^2$	6,335	10,535	6,335	6,335	2,335	2,335	1	2,335
$S_i$	2,517	3,246	2,517	2,517	1,528	1,528	1	1,528

Для визначення браку використовували критерій Стюдента (3.2). Наприклад, для другого дослідження  $y_{\min}=440$ ;  $y_{\max}=446$ ;  $\bar{y}=443,3$ . Тоді

$$\frac{443,3 - 440}{3,246} = 1,016$$

$$\frac{446 - 443,3}{3,246} = 0,832$$

Умова  $t_{\text{роз}} \geq t_{\text{табл}}$  не виконується, отже, результати повторних дослідів не можемо вважати помилковими.

Дисперсію відтворюваності розрахуємо по формулі (3.3). З розрахунку отримуємо  $S_{\bar{y}}^2 = 4,69$ ,  $S_{\bar{y}} = 2,17$ .

Перевірку однорідності дисперсії виконували по критерію Фішера:

$$F_p = \frac{S_{\max}^2}{S_{\min}^2} = \frac{10,535}{1} = 10,535$$

При числах ступенів свободи  $f_s = f_l = n-1 = 3-1 = 2$ .

$$F_{\text{табл}} = 19,0$$

$F_{\text{роз}} < F_{\text{табл}}$  – дисперсії однорідні.

Рівняння математичної моделі з урахуванням парних взаємодій має вигляд:

$$\hat{y} = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3. \quad (3.4)$$

Коефіцієнти регресії при повному факторному експерименті (значення приведені в таблиці 3.10) визначають за виразами: (3.5 – 3.8).

Таблиця 3.10 – Коефіцієнти регресії, розраховані за виразами (3.5 – 3.8)

$b_0$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_{12}$	$b_{13}$	$b_{23}$	$b_{123}$
376,137	56,662	21,412	0,337	5,087	11,162	1,412	3,087

З урахуванням значення дисперсії відтворюваності  $S_{\bar{y}}^2 = 4,69$  з довірчою ймовірністю  $\alpha=0,95$  знаходимо границі довірчих інтервалів для коефіцієнтів регресії:

$$\Delta b_i = \pm \frac{t \cdot S_{\bar{y}}}{\sqrt{N}} = \pm \frac{2,37 \cdot 2,17}{\sqrt{8}} = \pm 1,82$$

Порівнюючи значення коефіцієнтів регресії з границями довірчих інтервалів бачимо, що коефіцієнти  $b_3$  та  $b_{23}$  незначущі. Тепер рівняння математичної моделі буде мати вигляд:

$$\hat{y} = 376,137 + 56,662x_1 + 21,412x_2 + 5,087x_1x_2 + 11,162x_1x_3 + 3,087x_1x_2x_3. \quad (3.11)$$

Перевіряємо адекватність отриманого рівняння. Розраховуємо теоретичне значення параметру оптимізації  $\hat{y}$ , величину похибки  $\Delta y = \bar{y} - \hat{y}$ , результати зведені в таблиці 3.11.

Таблиця 3.11 – Теоретичні значення параметрів оптимізації

№	1	2	3	4	5	6	7	8
$\bar{y}$	446,3	436,09	408,83	397,1	325,3	354,04	302,06	321,2
$\Delta y$	9	7,21	4,47	2,2	-2	-5,74	-8,06	-8,9
$\Delta y^2$	81	51,98	19,98	4,84	4	32,947	64,964	79,21

Дисперсію адекватності розраховуємо за формулою (3.10):

$$S_{ад}^2 = 84,73.$$

Адекватність математичної моделі визначаємо по критерію Фішера

$$F_p = \frac{S_{ад}^2}{S_{\bar{y}}^2} = \frac{84,73}{4,69} = 18,066$$

$$F_{табл} = 19,0$$

$F_{роз} < F_{табл}$ , отже модель адекватна.

Отримано рівняння регресії для границі плинності:

$$\sigma_T = 376,1 + 56,66Cr + 21,41V + 5,09CrV + 11,16CrTi + 3,09VTi.$$

### 3.4 Повний факторний експеримент ударної в'язкості

В результаті експерименту, проведеного за матрицею планування (див. табл. 3.3), були отримані зразки сталі, по 3 зразка для кожного досліджу. Результати випробувань ударної в'язкості наведені в таблиці 3.12.

Таблиця 3.12 – Результати вимірювання ударної в'язкості

№	Результати експерименту			Середнє значення КСУ, МДж/м <sup>2</sup>
	КСУ <sub>1</sub> , МДж/м <sup>2</sup>	КСУ <sub>2</sub> , МДж/м <sup>2</sup>	КСУ <sub>3</sub> , МДж/м <sup>2</sup>	
1	0,65	0,65	0,66	0,653
2	0,80	0,81	0,79	0,80
3	0,70	0,71	0,72	0,71
4	0,78	0,77	0,76	0,77
5	0,75	0,74	0,73	0,74
6	0,72	0,71	0,70	0,71
7	0,79	0,78	0,80	0,79
8	0,85	0,84	0,86	0,85

Після проведення дослідів виконана статистична обробка результатів. Спочатку визначили похибки повторних (паралельних) дослідів. Середньоквадратичне відхилення визначали за виразом (3.1), значення якого приведені в таблиці 3.13.

Таблиця 3.13– Зведені дані розрахунків

Номер досліду	1	2	3	4	5	6	7	8
$S_i^2$	0,0000335	0,0001						
$S_i$	0,005916	0,01						

Для визначення браку використовували критерій Стьюдента (3.2). Наприклад, для другого досліду  $y_{\min}=0,79$ ;  $y_{\max}=0,81$ ;  $\bar{y}=0,80$ . Тоді

$$\frac{0,81 - 0,80}{0,01} = 1$$

$$\frac{0,80 - 0,79}{0,01} = 1$$

Умова  $t_{\text{роз}} \geq t_{\text{табл}}$  не виконується, отже, результати повторних дослідів не можемо вважати помилковими.

Дисперсію відтворюваності розрахуємо по формулі (3.3). З розрахунку отримуємо  $S_{\bar{y}}^2 = 0,000735$ ,  $S_{\bar{y}} = 0,02711$ .

Перевірку однорідності дисперсії виконували по критерію Фішера:

$$F_p = \frac{S_{\max}^2}{S_{\min}^2} = \frac{0,0001}{0,000035} = 2,857$$

При числах ступенів свободи  $f_5 = f_1 = n-1 = 3-1 = 2$ .

$F_{\text{табл}} = 19,0$

$F_{\text{роз}} < F_{\text{табл}}$  – дисперсії однорідні.

Рівняння математичної моделі з урахуванням парних взаємодій має вигляд:

$$\hat{y} = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3. \quad (3.4)$$

Коефіцієнти регресії при повному факторному експерименті (значення приведені в таблиці 3.14) визначають за виразами: (3.5 – 3.8).

Таблиця 3.14 – Коефіцієнти регресії, розраховані за виразами (3.5 – 3.8)

$b_0$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_{12}$	$b_{13}$	$b_{23}$	$b_{123}$
0,753	-0,0196	-0,0271	-0,0296	0,0204	-0,0221	0,0004	-0,2213

З урахуванням значення дисперсії відтворюваності  $S_{\bar{y}}^2 = 0,000735$  з довірчою ймовірністю  $\alpha=0,95$  знаходимо границі довірчих інтервалів для коефіцієнтів регресії:

$$\Delta b_i = \pm \frac{t \cdot S_{\bar{y}}}{\sqrt{N}} = \pm \frac{2,37 \cdot 0,02711}{\sqrt{8}} = \pm 0,0227$$

Порівнюючи значення коефіцієнтів регресії з границями довірчих інтервалів бачимо, що коефіцієнти  $b_1$ ,  $b_{12}$ ,  $b_{13}$ ,  $b_{23}$  та  $b_{123}$  незначущі. Тепер рівняння математичної моделі буде мати вигляд:

$$\hat{y} = 0,753 - 0,0271x_2 - 0,0296x_3. \quad (3.12)$$

Перевіряємо адекватність отриманого рівняння. Розраховуємо теоретичне значення параметру оптимізації  $\hat{y}$ , величину похибки  $\Delta y = \bar{y} - \hat{y}$ , результати зведені в таблиці 3.15.



Таблиця 3.15 – Теоретичні значення параметрів оптимізації

№	1	2	3	4	5	6	7	8
$\bar{y}$	0,7415	0,7445	0,7442	0,7415	0,7445	0,7445	0,7442	0,7472
$\Delta y$	-0,0885	0,0555	-0,0342	0,0228	-0,0015	-0,0345	0,0458	0,1028
$\Delta y^2$	0,0078	0,0031	0,0012	0,0005	0,000002	0,0012	0,0021	0,011

Дисперсію адекватності розраховуємо за формулою (3.10):

$$S_{ад}^2 = 0,00662.$$

Адекватність математичної моделі визначаємо по критерію Фішера

$$F_p = \frac{S_{ад}^2}{S_{\bar{y}}^2} = \frac{0,00662}{0,00735} = 9,0016$$

$$F_{табл} = 19,0$$

$F_{роз} < F_{табл}$ , отже модель адекватна.

Отримано рівняння регресії для ударної в'язкості:

$$КСУ = 0,75 - 0,0027V - 0,0296T_i.$$

### 3.5 Повний факторний експеримент відносного видовження

В результаті експерименту, проведеного за матрицею планування (див. табл. 3.3), були отримані зразки сталі, по 3 зразка для кожного досліду. Результати випробувань на відносне видовження наведені в таблиці 3.16.

Таблиця 3.16 – Результати вимірювання відносного видовження

№	Результати експерименту			Середнє значення $\delta_5, \%$
	$\delta_{5(1)}, \%$	$\delta_{5(2)}, \%$	$\delta_{5(3)}, \%$	
1	23	24	24,5	23,83
2	27,5	27,1	27,3	27,3
3	23	22,8	22,9	22,9
4	27,1	27,3	27	27,13
5	21	20,3	20,1	20,47
6	22	21,8	21,7	21,83
7	27,5	27,8	27,7	27,67
8	31	31,8	31,5	31,43

Після проведення дослідів виконана статистична обробка результатів. Спочатку визначили похибки повторних (паралельних) дослідів. Середньоквадратичне відхилення визначали за виразом (3.1), значення якого приведені в таблиці 3.17.

Таблиця 3.17 – Зведені дані розрахунків

Номер дослідів	1	2	3	4	5	6	7	8
$S_i^2$	0,5833	0,04	0,1	0,0233	0,2233	0,0233	0,0233	0,1633
$S_i$	0,7638	0,2	0,3162	0,1528	0,4726	0,1528	0,1528	0,4042

Для визначення браку використовували критерій Стюдента (3.2). Наприклад, для п'ятого дослідів  $y_{\min}=20,1$ ;  $y_{\max}=21$ ;  $\bar{y}=20,47$ . Тоді

$$\frac{21 - 20,47}{0,4726} = 1,121$$

$$\frac{20,47 - 20,1}{0,4726} = 0,783$$

Умова  $t_{роз} \geq t_{табл}$  не виконується, отже, результати повторних дослідів не можемо вважати помилковими.

Дисперсію відтворюваності розрахуємо за формулою (3.3). З розрахунку отримуємо  $S_{\bar{y}}^2 = 0,1475$ ,  $S_{\bar{y}} = 0,384$ .

Перевірку однорідності дисперсії виконували по критерію Фішера:

$$F_p = \frac{S_{max}^2}{S_{min}^2} = \frac{0,5833}{0,04} = 14,584$$

При числах ступенів свободи  $f_5 = f_1 = n-1 = 3-1 = 2$ .

$$F_{табл} = 19,0$$

$F_{роз} < F_{табл}$  – дисперсії однорідні.

Рівняння математичної моделі з урахуванням парних взаємодій має вигляд:

$$\hat{y} = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3. \quad (3.4)$$

Коефіцієнти регресії при повному факторному експерименті (значення приведені в таблиці 3.18) визначають за виразами: (3.5 – 3.8).

Таблиця 3.18 – Коефіцієнти регресії, розраховані за виразами (3.5 – 3.8)

$b_0$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_{12}$	$b_{13}$	$b_{23}$	$b_{123}$
25,32	-0,03	-1,962	-1,602	2,237	-0,322	0,395	-0,205

З урахуванням значення дисперсії відтворюваності  $S_{\bar{y}}^2 = 0,000735$  з довірчою ймовірністю  $\alpha=0,95$  знаходимо границі довірчих інтервалів для коефіцієнтів регресії:

$$\Delta b_i = \pm \frac{t \cdot S_{\bar{y}}}{\sqrt{N}} = \pm \frac{2,37 \cdot 0,384}{\sqrt{8}} = \pm 0,322$$

Порівнюючи значення коефіцієнтів регресії з границями довірчих інтервалів бачимо, що коефіцієнти  $b_1$  та  $b_{123}$  незначущі. Тепер рівняння математичної моделі буде мати вигляд:

$$\hat{y} = 25,32 - 1,962x_2 - 1,602x_3 + 2,237x_1x_2 - 0,322x_1x_3 + 0,395x_2x_3. \quad (3.13)$$

Перевіряємо адекватність отриманого рівняння. Розраховуємо теоретичне значення параметру оптимізації  $\hat{y}$ , величину похибки  $\Delta y = \bar{y} - \hat{y}$ , результати зведені в таблиці 3.19.

Таблиця 3.19 – Теоретичні значення параметрів оптимізації

№	1	2	3	4	5	6	7	8
$\bar{y}$	23,555	28,07	22,285	27,8	19,144	20,88	28,56	33,46
$\Delta y$	0,275	-0,77	0,615	-0,66	1,326	0,95	-0,89	-2,03
$\Delta y^2$	0,0756	0,5929	0,3782	0,449	1,7583	0,9025	0,7921	4,1209

Дисперсію адекватності розраховуємо за формулою (3.10):

$$S_{ад}^2 = 2,2674.$$

Адекватність математичної моделі визначаємо по критерію Фішера

$$F_p = \frac{S_{ад}^2}{S_{\hat{y}}^2} = \frac{2,2674}{0,1475} = 15,37$$

$$F_{табл} = 19,0$$

$F_{роз} < F_{табл}$ , отже модель адекватна.

Отримано рівняння регресії для відносного видовження:

$$\delta_5 = 25,32 - 1,96V - 1,6Ti + 2,24CrV - 0,32CrTi + 0,395VTi.$$

### 3.6 Пояснення отриманих математичних моделей

Отримані співвідношення для границі міцності, границі плинності, ударної в'язкості та відносного видовження показують взаємозв'язок цих параметрів з такими факторами, як вміст в сталі хрому, ванадію та титану.

На границю міцності хром та ванадій впливають пропорційно, на що вказують коефіцієнти при цих елементах. Найбільший вплив надає концентрація хрому і ванадію в сталі та змішані ефекти впливу CrV, CrTi та VTi, найменший – титану, так як коефіцієнт при ньому незначущий. Максимальне значення  $\sigma_B=531$  МПа досягається при концентрації кожного з легувальних елементів 0,20% мас.

На границю плинності хром та ванадій впливають також пропорційно, на що вказують коефіцієнти при цих елементах. Найбільший вплив надає концентрація хрому і ванадію в сталі та змішані ефекти впливу CrV, CrTi та CrVTi, найменший – титану, так як коефіцієнт при ньому незначущий. Максимальне значення  $\sigma_T=475,3$  МПа досягається при концентрації кожного з легувальних елементів 0,20% мас, але при цьому суттєво знижується ударна в'язкість.

На ударну в'язкість зовсім не впливає вміст хрому. Ванадій та титан впливають негативно, на що вказують від'ємні коефіцієнти при них. Максимальне значення ударної в'язкості  $KCU=0,85$  МДж/м<sup>2</sup> досягається при мінімальних значеннях вмісту легувальних елементів – 0,10% мас.

На відносне видовження хром майже не впливає. Ванадій титан впливають негативно, на що вказують від'ємні коефіцієнти при них. Змішані фактори впливу CrV та VTi надають позитивний вплив, а CrTi – негативний.

Метод крутого сходження передбачає збільшення значень факторів впливу. Однак, в цьому випадку це недоцільно, тому що подальше підвищення вмісту ванадію та титану погіршить такі параметри оптимізації: ударну в'язкість та відносне видовження.

Вміст в сталі хрому повинен бути в діапазоні 0,05-0,15% мас. Це обумовлено необхідністю забезпечення утворення карбідів в широкому інтервалі температур, що важливо в процесі зварювання, починаючи з нижньої границі – 0,05 %мас. і верхньої – 0,15% мас. після якої настає зниження пластичних характеристик.

Вміст в сталі ванадію повинен бути в діапазоні 0,10-0,15% мас. Це обумовлено: на нижній границі достатньою його концентрацією для впливу на структуру та властивості сталі; на верхній границі – ефективністю його корисної дії по гальмуванню утворення карбідів та нітридів заліза.

Вміст в сталі титану повинен бути в діапазоні 0,10-0,15% мас. Це обумовлено зниженням показників пластичності та ударної в'язкості, завдяки попередженню утворення нітридів, при виході за вказану межу.

Введення хрому, ванадію і титану у вказаних межах забезпечує утворення карбідного каркасу, що перешкоджає міграції границь зерен, зберігаючи дрібнозернистість сталі і, відповідно, високу ударну в'язкість, як зварених швів, так і зони термічного впливу.

Вміст сірки, як постійної шкідливої домішки, та фосфору повинний бути  $\leq 0,035\%$  мас., це обумовлено різким погіршенням пластичних властивостей сталі.

## **РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ГАРЯЧОЇ ПРОКАТКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛІ 10ХФТч**

В розділі 3 була показана можливість покращення механічних властивостей малоперлітної комплекснолегованої сталі 10ХФТч шляхом оптимізації її хімічного складу. В цьому розділі буде розглянута можливість впливу гарячої деформації на механічні властивості сталі та на формування її структури.

### **4.1 Механічні властивості сталі 10ХФТч**

Для оцінки впливу гарячої прокатки на формування властивостей гарячекатаного товстолистового металу в умовах виробництва була виготовлена заготовка з параметрами промислового сляба: товщина – 135 мм, ширина – по розмірам бочки лабораторного прокатного стану – 150 мм.

Для зниження затрат вивчення особливостей гарячого деформування сляба здійснювали методом моделювання, використовуючи принцип подібності.

Було виготовлено п'ять виливків, які були обтиснуті на прокатному стані у сляби. Потім вони пройшли рекристалізацію при температурі 850°C. Механічні випробування проводились у холодному стані при одноосному розтягуванні на розривній машині моделі ИР-100, згідно ГОСТ 1497-84, отримані данні наведені в таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 – Хімічний склад та механічні властивості сталі 10ХФТч

Сталь 10ХФТч	Вміст легувальних хімічних елементів, % мас						Механічні властивості		
	С	Cr	V	Ti	Mn	Si	$\sigma_B$ , МПа	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %
	0,10	0,14	0,10	0,12	0,32	0,34	502	0,95	30

#### 4.2 Формування структури сталі 10ХФТч

Вивчення впливу ступеня гарячої деформації та температури на формування структури сталі 10ХФТч здійснювали шляхом прокатки зразків (моделей) (рис. 4.1).

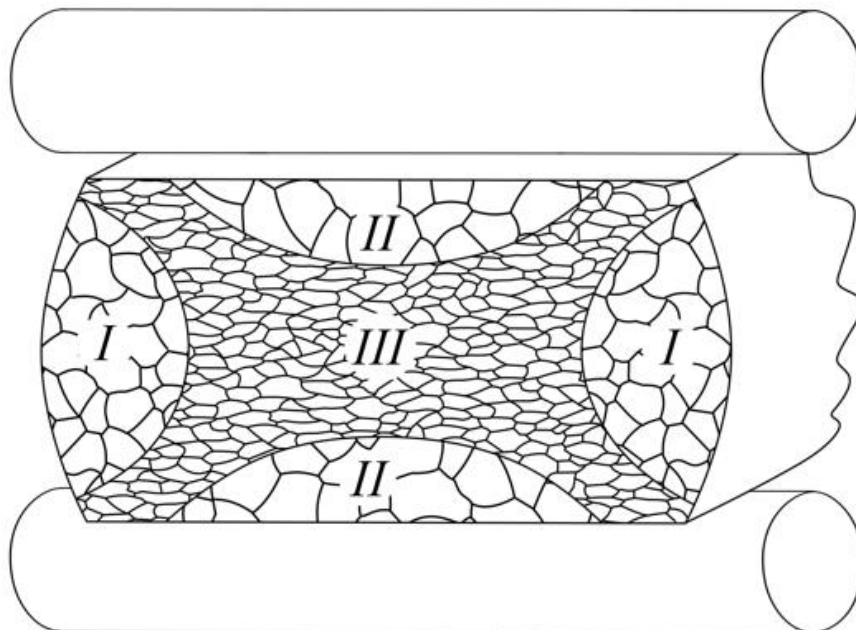


Рисунок 4.1 – Схема розташування полів деформації; I – зона гальмування; II – зона периферії; III – зона інтенсивної деформації.



За результатами проведеного експерименту були побудовані залежності, які показують, що усі моделі, прокатані з різною температурою та деформацією, мали різнозернистість по перерізу прокату (рис. 4.2...4.12).

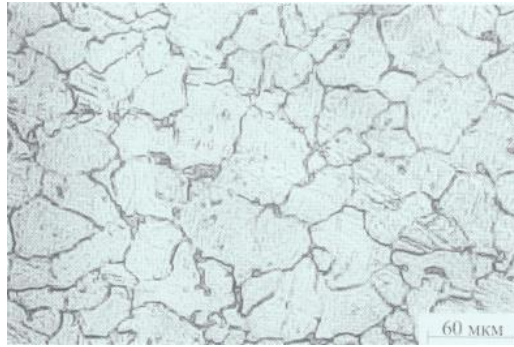


Рисунок 4.2 – Мікроструктура недеформованого зразку сталі 10ХФТч,  $\times 360$

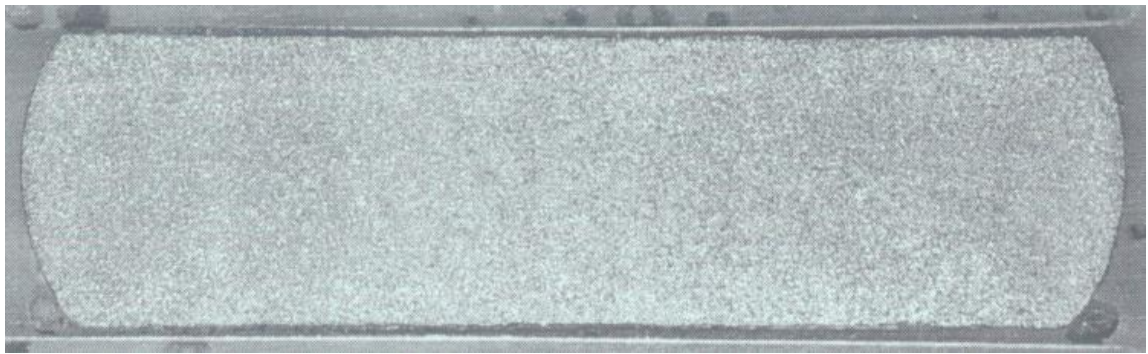
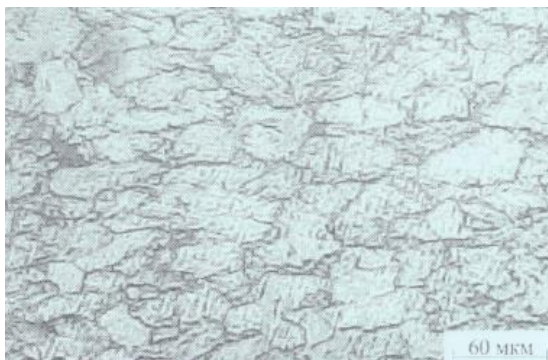
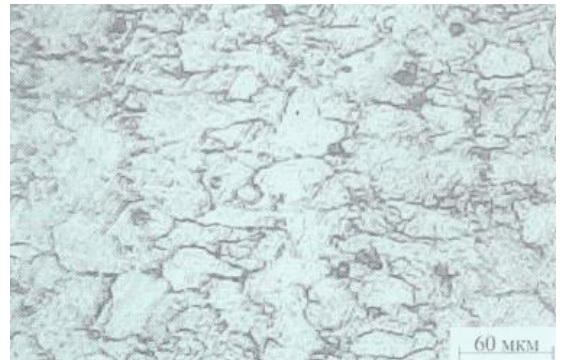


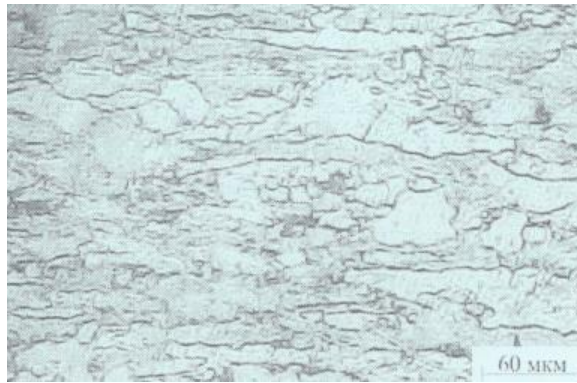
Рисунок 4.3 – Макроструктура деформованого зразку сталі 10ХФТч при температурі 770°C



а



б



в

Рисунок 4.4 – Мікроструктура деформованих зразків сталі 10ХФТч при 770°C (×360): а – зона гальмування, І; б – зона периферії, ІІ; в – зона інтенсивної деформації, ІІІ

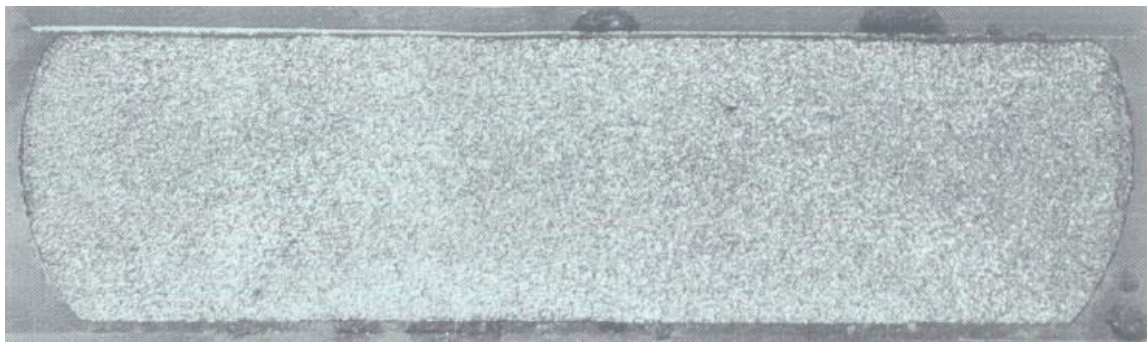
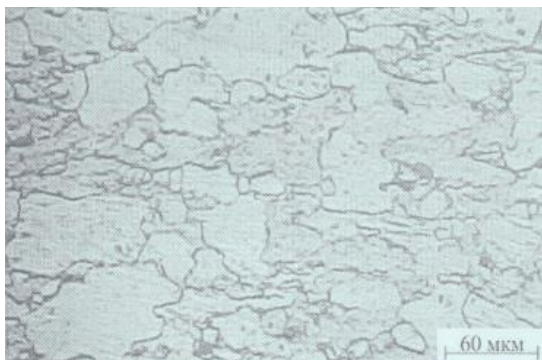
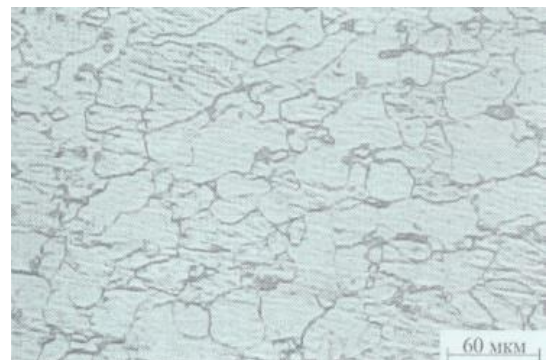


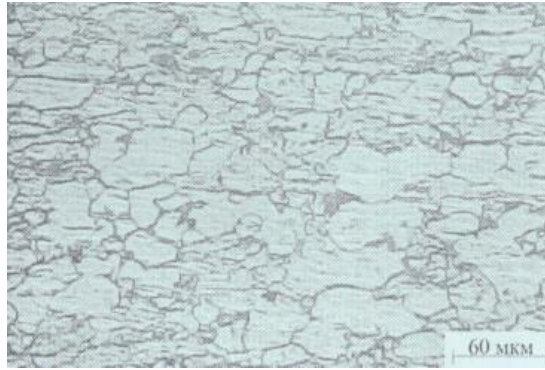
Рисунок 4.5 – Макроструктура деформованого зразку сталі 10ХФТч при температурі 800°C



а



б

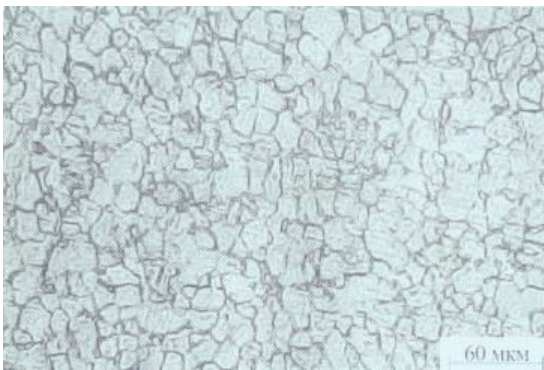


в

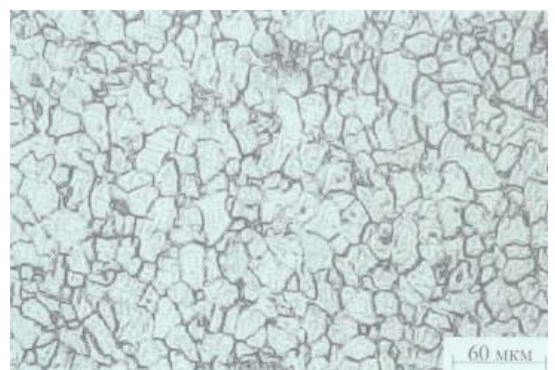
Рисунок 4.6 – Мікроструктура деформованих зразків сталі 10ХФТч при 800°C (×360): а – зона гальмування, І; б – зона периферії, ІІ; в – зона інтенсивної деформації, ІІІ



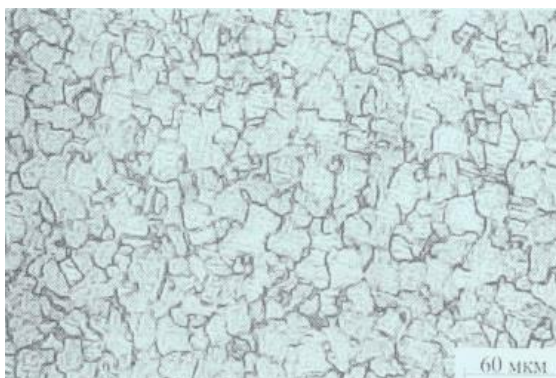
Рисунок 4.7 – Макроструктура деформованого зразку сталі 10ХФТч при температурі 850°C



а



б



в

Рисунок 4.8 – Мікроструктура деформованих зразків сталі 10ХФТч при 850°C ( $\times 360$ ): а – зона гальмування, I; б – зона периферії, II; в – зона інтенсивної деформації, III

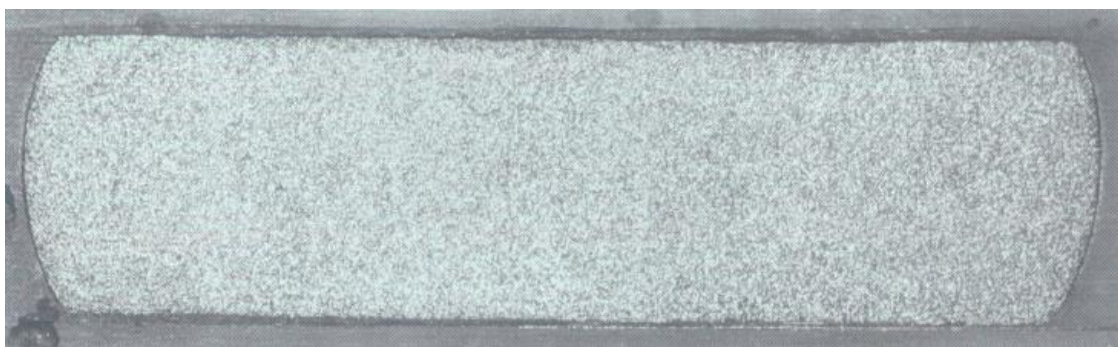
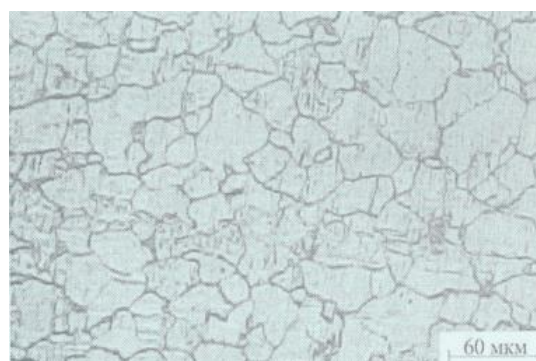


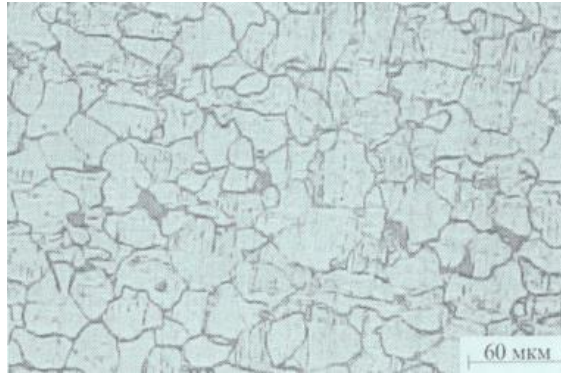
Рисунок 4.9 – Макроструктура деформованого зразку сталі 10ХФТч при температурі 900°C



а



б

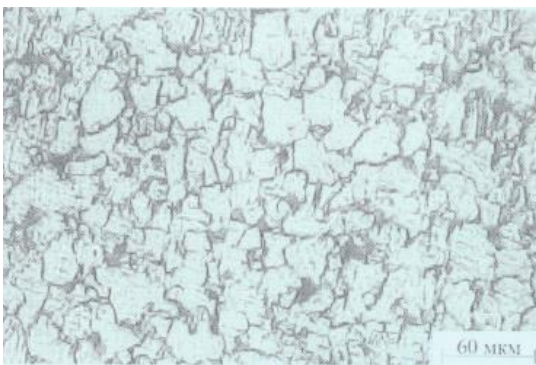


в

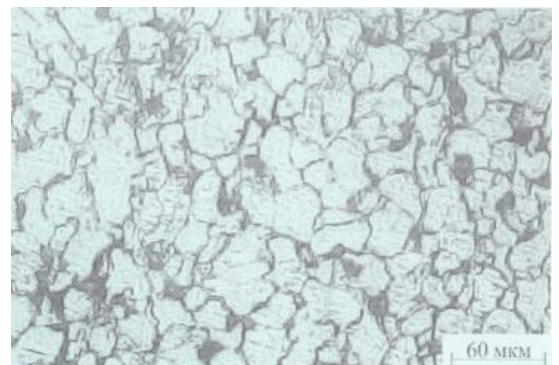
Рисунок 4.10 – Мікроструктура деформованих зразків сталі 10ХФТч при 900°C ( $\times 360$ ): а – зона гальмування, I; б – зона периферії, II; в – зона інтенсивної деформації, III



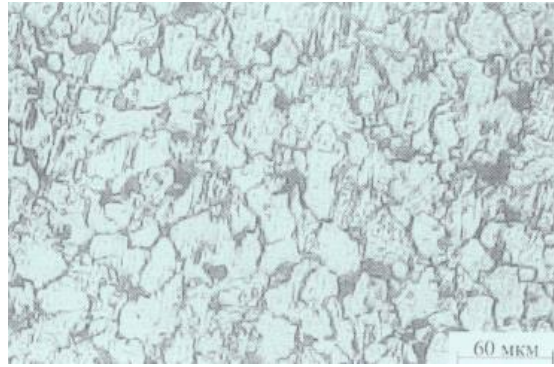
Рисунок 4.11 – Макроструктура деформованого зразку сталі 10ХФТч при температурі 950°C



а



б



В

Рисунок 4.12 – Мікроструктура деформованих зразків сталі 10ХФТч при 950°C ( $\times 360$ ): а – зона гальмування, I; б – зона периферії, II; в – зона інтенсивної деформації, III

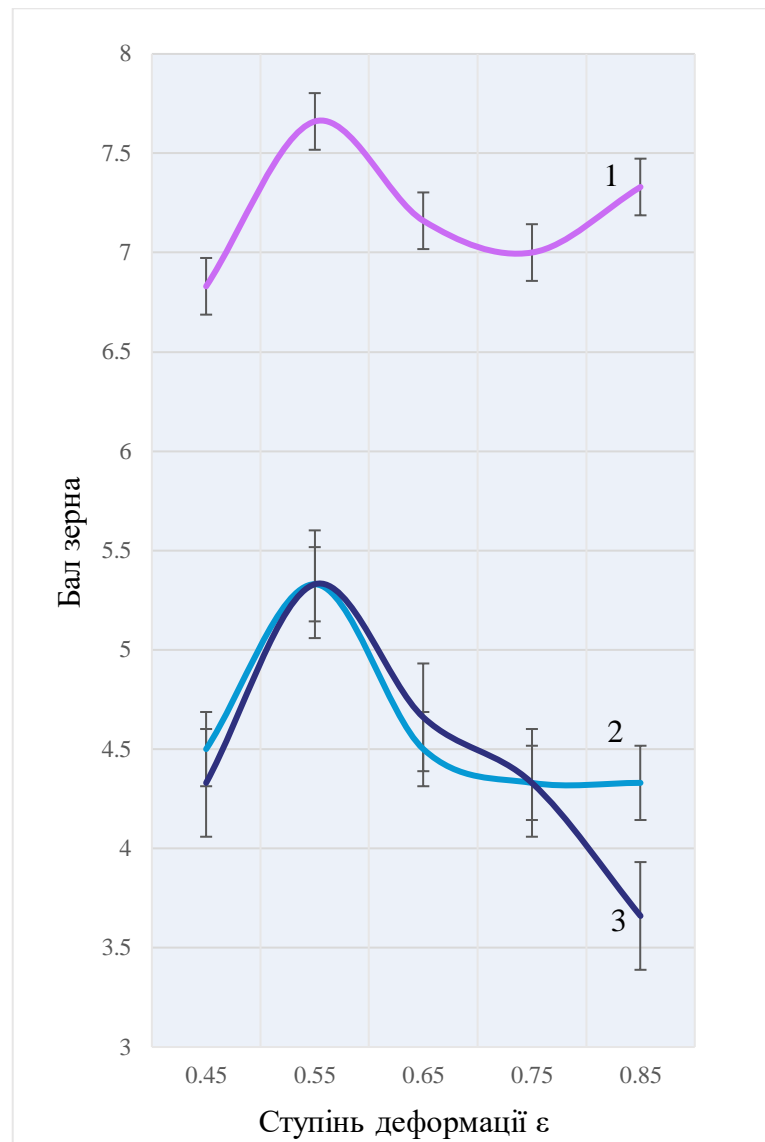


Рисунок 4.13 – Залежність балу зерна від ступеня деформації при різних температурах: 1 –  $T=770^{\circ}\text{C}$ ; 2 –  $T=800^{\circ}\text{C}$ ; 3 –  $T=850^{\circ}\text{C}$

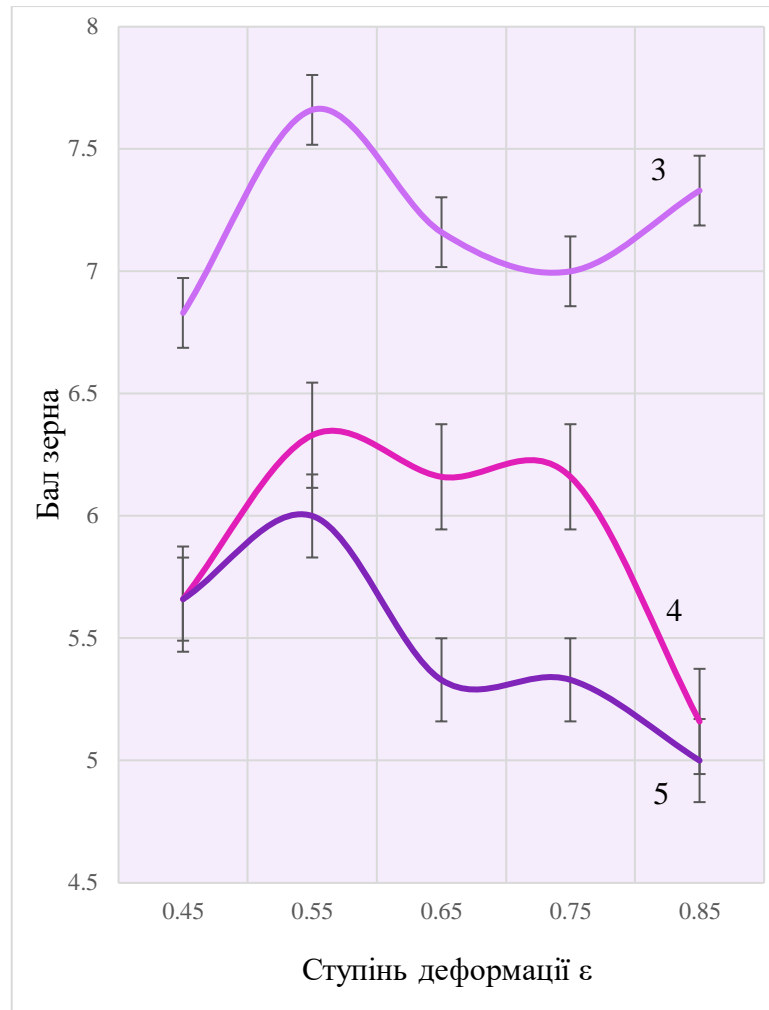


Рисунок 4.14 – Залежність балу зерна від ступеня деформації при різних температурах: 3 –  $T=850^{\circ}\text{C}$ ; 4 –  $T=900^{\circ}\text{C}$ ; 5 –  $T=950^{\circ}\text{C}$

І тільки деформація при  $850^{\circ}\text{C}$  призводила до помітно меншої різнозернистості (6...8 балів) (рис. 4.13, 4.14).

Примітка: площа перерізу вихідного зразку  $F=20 \times 60=1200 \text{ мм}^2$ .

У зразки підводили термопару. Після гарячої прокатки зразки охолоджували на повітрі.

Для того, щоб спробувати зменшити різнозернистість була проведена нормалізація при  $900^{\circ}\text{C}$ . Однак, різнозернистість не була усунена. Збільшення ступеня деформації сприяє збільшенню різнозернистості з 4...6 балів до 3...8 балів, а підвищення швидкості деформації з 10 м/с до 100 м/с не призвело до помітної зміни величини зерна. Більш того, в зоні інтенсивної деформації спостерігалось збільшення зерен з 7-го до 6-го та до 5-го балів.

Це пов'язано з більш інтенсивним розігрівом центральної частини перерізу прокату. Максимальний розігрів третьої зони перерізу (див. рис. 4.1), виміряний за допомогою термопар при гарячій деформації, підвищувався на 25...30°C.

Результати проведених дослідів показують, що нерівномірність деформації при гарячому прокатуванні може суттєво впливати на процес структуроутворення в момент формозміни. Причому різнозернистість може як підвищуватись, так і знижуватись під впливом розвитку температури в осередку інтенсивної деформації при збільшенні швидкості деформації.

При розробці технологічного процесу гарячої прокатки листових сталей для виготовлення дисків коліс автомобілів необхідно враховувати як нерівномірність деформації по перерізу, так і підвищення розігріву центральної частини слябів.

Таким чином, максимальний розігрів центральної частини досліджуваних зразків, вимірюваний за допомогою термопар в момент гарячої деформації, склав 952°C при вихідній температурі зразків 900°C.

### **4.3 Залежність механічних властивостей та структури сталі 10ХФТч від товщини диску колеса**

В процесі досліджень був виявлений вплив товщини заготовок і ступеня легування на структуру та механічні властивості дослідної сталі на верхній та нижній границях вмісту легувальних елементів (рис. 4.15).

Дослідження проводили на листових заготовках товщиною від 3,0 до 11,0 мм.

Термічна обробка полягала в нагріві до 900°C з подальшою витримкою 1,5 хвилини за міліметр та наступному охолодженні на повітрі.





а



б

Рисунок 4.15 – Мікроструктура недеформованих дослідних зразків сталі 10ХФТч різного вмісту легувальних елементів: а – на нижній (0,10%) та б – на верхній (0,20%) границях,  $\times 360$

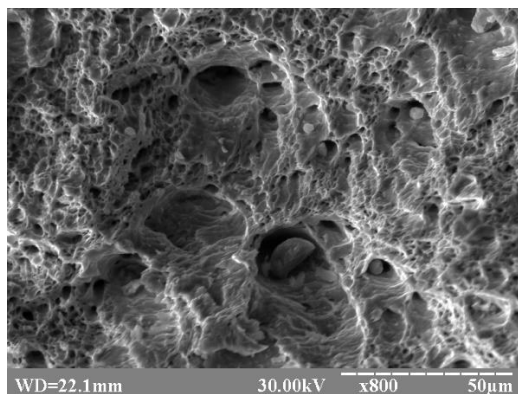
В результаті досліджень мікроструктури встановлено, що підвищення вмісту легувальних елементів в сталі сприяє подрібненню зерна після рекристалізації, відповідно з 4...5 балів до 6...7 балів (див. рис. 4.15).

Збільшення товщини листа з 3,0 мм до 5,0 мм супроводжується пониженням границі міцності сталі 10ХФТч, як в повздовжньому, так і в поперечному напрямку. При збільшенні товщини листа до 11,0 мм спостерігалось монотонне збільшення границі міцності. Пластичні характеристики мають явний екстремум при товщині 9,0 мм. Це стосується лише відносного звуження, показники відносного видовження змінюються неоднозначно.

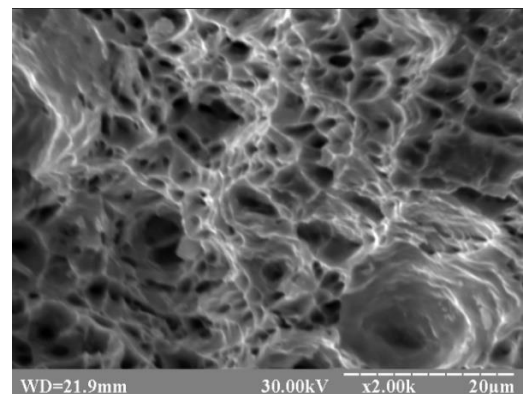
При товщині 9,0 мм спостерігається достатньо різка відмінність в показниках відносного видовження в повздовжньому і в поперечному напрямках. Це вказує на прояв анізотропії деформації. А збільшення пластичних властивостей в області товщини листа від 5,0 до 9,0 мм можна пояснити оптимальним ступенем деформації, яке в листових феритних та малоперлітних сталях проявляється при  $\epsilon=0,45...0,60$ .

Вивчення фрактограм поверхонь руйнування повздовжніх та поперечних зразків показало, що зразки товщиною 3,0 мм мали різнозернисту структуру, характерну для незавершеного процесу рекристалізації. На ряду з дрібнозернистою структурою присутні великі зерна, які свідчать про прояв

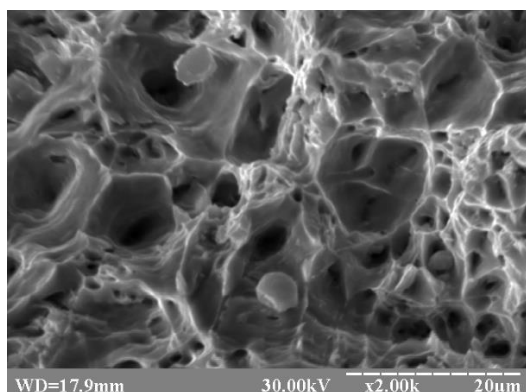
збірної рекристалізації (рис. 4.16 а). Більш різнозернисту структуру мали зразки сталі 10ХФТч товщиною 5,0 мм (рис. 4.16 б). Найбільш рівнозерниста структура відповідала зразкам товщиною 7,0 та 9,0 мм. В рекристалізованих сфероподібної форми зернах помітні смуги ковзання, розташовані переважно під кутом  $45^\circ$  до напрямку прикладеного навантаження, що є ознакою високої пластичності (рис. 4.16 в, г).



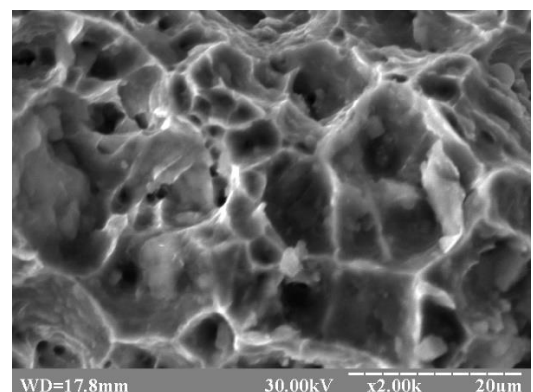
а



б



в



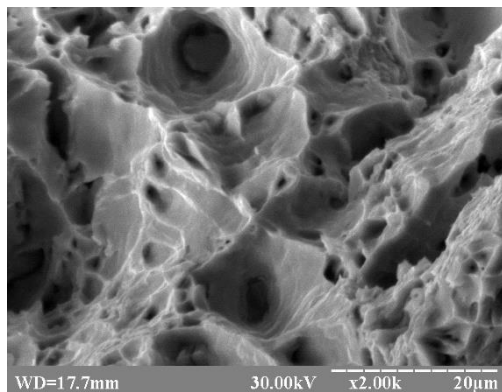
г

Рисунок 4.16 – Фрактограми поверхні руйнування зразків, що вирізані вздовж пластини товщиною: а – 3 мм; б – 5 мм; в – 7 мм; г – 9 мм, після випробувань на розтяг

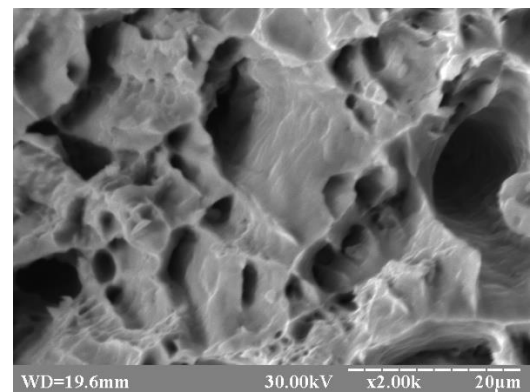
Фрактограми поверхні поперечних та повздовжніх зразків товщиною 11,0 мм вказують на початок збірної рекристалізації, про що свідчать великі зерна. Такий структурний стан характеризується пониженням пластичності. Збільшення витримки при температурі рекристалізації зразків товщиною 11,0 мм сприяє частковому розчиненню карбонітридної фази та

супроводжується збільшенням зерен. Причиною пониженої пластичності зразків товщиною 3,0 мм може бути карбонітридна фаза, яка не встигла коагулювати (див. рис. 4.16 а).

Основною причиною, домінуючою в процесах руйнування, поступово стають мікропори та тріщини, що зароджуються на границях зерен, а потім і міжфазних границях (рис. 4.17 а). При цьому в'язкий злам на повздовжніх зразках змінюється квазісколом на поперечних зразках (рис. 4.17 б).



а



б

Рисунок 4.17 – Фрактограми поверхні руйнування зразків, що вирізані: а – вздовж; б – впоперек пластини товщиною 11 мм, після випробувань на розтяг

В результаті досліджень встановлено, що сталь 10ХФТч має феритну структуру з незначною кількістю перліту та зберігає досить високу пластичність при різних товщинах. Однак, при вмісті легувальних елементів на верхній межі розмір зерна та, відповідно, пластичність, зберігаються при великих витримках в процесі рекристалізації. Крім цього, на показники міцності та пластичності сталі 10ХФТч чинить вплив ступень деформації та енергосилові параметри гарячої прокатки.

## ВИСНОВКИ

1. Використовуючи метод математичного планування активного експерименту, було проведено регресійний аналіз легувального комплексу (Cr, V, Ti) та отримано оптимальний хімічний склад сталі 10ХФТч з найбільш задовільними механічними властивостями та структурою для виробництва дисків коліс вантажних автомобілів.

2. Завдяки дослідженню сталі 10ХФТч на дилатометрі були встановлені критичні точки фазових переходів, що дозволило обрати температурний інтервал гарячої деформації, який складає 770...950°C для подальшого дослідження.

3. Визначено, що ступінь деформації 0,55 при температурі 850°C призводить до помітного зменшення величини зерна (7...8 балів) сталі 10ХФТч.

4. Вибраний раціональний режим високотемпературної термомеханічної обробки сприяв підвищенню міцності сталі 10ХФТч, максимальне значення якої спостерігається при товщині листа 3,0 мм, та пластичних характеристик, відповідно, від 5,0 до 9,0 мм.

## ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Чигиринский В. В. Современное производство колёс автотранспортных средств и сельскохозяйственной техники: монография. Днепропетровск: РВА «Дніпро-ВАЛ», 2010. 309 с.
2. Чигиринский В. В. Производство высокоэффективного металлопроката. Днепропетровск: РВА «Дніпро-ВАЛ», 2006. 262 с.
3. Савельев Г. В. Автомобильные колеса. Москва: Машиностроение, 1983. 150 с.
4. Леготкин Г. И., Слепынин А. Г., Козлов В. И. Концепция развития колёсного производства автотранспортных средств в Украине. *Обработка металлов давлением*. 2015. № 2 (41). С. 147–154.
5. Левкович М. Г., Пиндус Ю. І. Автомобілі. Аналіз конструкцій, робочі процеси та основи розрахунку автомобілів. Тернопіль: ТНТУ, 2016. 241 с.
6. Мальцева Л. А., Гервасьев М. А., Кутьин А. Б. Материаловедение. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2007. 338 с.
7. Филиппов М. А., Бараз В. Р., Гервасьев М. А., Розмбаум М. М. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении: учебное пособие: в 2 т. Т. I. Стали и чугуны. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. 232 с.
8. Зоткин В. Е. Методология выбора материалов и упрочняющих технологий в машиностроении. Москва: ИД «Форму»-Инфа-М, 2011. 320 с.
9. Сокол И. Я. Двухфазные стали. Москва: Металлургия, 1974. 216 с.
10. Кузьмин Ю. А. Конструкционные и защитно-отделочные материалы в автомобилестроении: учебное пособие. Ульяновск: УлГТУ, 2009. 186 с.

- 11.Коротич И. К. Металловедение легированных сталей и сплавов и их эксплуатационные свойства: конспект лекций. Мариуполь: ПГТУ, 2012. 73 с.
- 12.Лейрих И., Смирнов А. Современные стали для автомобилестроения. *Металл. Что требует автолист.* 2007. URL: <https://readmetal.com/?p=12471> (дата звернення: 07.06.21).
- 13.Дальский А. М., Арутюнова И. А, Барсукова Т. М. Технология конструкционных материалов. Москва: Машиностроение, 1985. 448 с.
- 14.Лейкин И. М., Литвиненко Д. А., Рудченко А. В. Производство и свойства низколегированных сталей. Москва: Metallurgy, 1972. 256 с.
- 15.ГОСТ 9045–93. Прокат тонколистовой холоднокатаный из низкоуглеродистой качественной стали для холодной штамповки. [Чинний від 1997-01-01]. Минск, 1996. 10 с.
- 16.ГОСТ 5520–79. Прокат листовой из углеродистой, низколегированной и легированной стали для котлов и сосудов, работающих под давлением. [Чинний від 1980-01-01]. 1979. 15 с.
- 17.ГОСТ 7566-94. Металлопродукция. Приемка, маркировка, упаковка, транспортирование и хранение. [Чинний від 1998-01-01]. 1998. 16 с.
- 18.Зоткин В. Е., Литвинова Н. Н. Специальные стали и сплавы: учебное пособие. Челябинск: ЮУрГУ, 2015. 72 с.
- 19.Всё о металлургии. URL: <http://metal-archive.ru/teoriya-obrabotki/160-mehanizmy-k-sposoby-uprochneniya-metalla.html> (дата звернення: 25.08.2021).
- 20.Степанова Т. Ю. Технологии упрочнения деталей машин: учебное пособие. Иваново: ИГХТУ, 2009. 64 с.
- 21.Григорьев С. П., Ерошкин В. П., Ефремов А. П. Термическая обработка легированных сталей: учебное пособие. Москва: РГУНИГ им. И. М. Губкина, 2016. 12 с.

22. Дриц М. Е., Москалев М. А. Технология конструкционных материалов и материаловедение: учебник для вузов. Москва: Высшая школа, 1990. 447 с.
23. Гольштейн М. И., С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. Специальные стали. Москва: Металлургия, 1985. 408 с.
24. Меськин В. С. Основы легирования стали. Москва: Металлургия, 1964. 664 с.
25. Аникин А. А. Технология конструкционных материалов: учебное пособие. Саратов: СГАУ, 2007. 218 с.
26. Фетисова Г. П. Материаловедение и технология металлов. Москва: Высшая школа, 2000. 510 с.
27. Jianguo Lin, Daliel Balint, Maciej Pietrzyk. Microstructure Evolution in Metal Forming Processes. Woodhead Publishing, 2012.
28. Кушнер В. С. Материаловедение: учебник для студентов вузов. Омск: ОмГТУ, 2008. 232 с.
29. Пикеринг Ф. Б. Физическое материаловедение и разработка сталей. Москва: Металлургия, 1982. 184 с.
30. Гуляев А. П. Материаловедение: учебник для вузов. Москва: Металлургия, 1986. 544 с.
31. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства сталей. URL: <https://ukrintech.com.ua/materialovedenie-metalloobrabotka/107-glava-6-stali/278-glava-6-4-vliyanie-legiruyushchikh-elementov-na-strukturu-i-svojstva-stalej> (дата звернення: 22.08.2021).
32. В. А. Хрисониди. Материаловедение и технология конструкционных материалов: курс лекций. Пос. Яблоновский: филиал МГТУ в пос. Яблоновском, 2016. 43 с.
33. Иванов Ю. Ф., Громов В. Е., Никитина Е. Н. Бейнитная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. Новокузнецк: СибГИУ, 2015. 179 с.

34. Хамханов К. М. Основы планирования эксперимента: методическое пособие. Улан-Удэ: ВСТИ, 2001. 94 с.
35. Полный факторный эксперимент. URL: <http://appmath.narod.ru/page6.html> (дата звернения: 10.10.2021).
36. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. Москва: Наука, 1976. 280 с.
37. Селиванова О. В., Полухина О. Н., Хотинков В. А., Фарбер В. М. Современные методы исследования полиморфных превращений в сталях: учебное пособие. Екатеринбург: УФУ, 2017. 60 с.
38. Constantin Dulucleanu, Traian Lucian Severin, Alexandru Potorac, Luminita Irimescu. Determination of the critical points in solid-state phase transformation of some hypoeutectoid steels. *E3S Web Conferences ICPEME*. 2019. Vol 95, No 04004.
39. Цветкова К. Ю., Михайлов С. Б. Применение методики углубленного анализа дилатометрических и термических эффектов фазовых превращений в стали доэвтектоидного класса. Екатеринбург: УФУ, 2012. 6 с.
40. Венедиктов Н. Л. Дилатометрический метод исследования стали: методическое указание. Тюмень: ТИУ, 2003. 12 с.
41. Соколов С. О., Крылова С. Е., Якунина О. А. Кинетика распада переохлажденного аустенита экспериментальной валковой стали при непрерывном охлаждении. URL: [www.science-bsea.bgita.ru/2012/mashin\\_2012/sokolov\\_kinetika.htm](http://www.science-bsea.bgita.ru/2012/mashin_2012/sokolov_kinetika.htm) (дата звернения: 10.10.2021).
42. Вашуль Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов. Москва: Металлургия, 1988. 320 с.
43. Бреккет М., Клемм Х. Способы металлографического травления: справочник. Москва: Металлургия, 1988. 400 с.



- 44.ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. Москва, 1982. 21 с.
- 45.R. A. Fisher. The design of Experiments. London: *Oliver and Boyd*. 1951. Vol 6.
- 46.G. E. P. Box, K. B. Wilson. On the Experimental Attainment of Optimum Conditions. 1951. Vol 13, No 1.