

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ**  
**«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»**  
**Навчально-науковий інститут матеріалознавства**  
**та зварювання ім. Є.О. Патона**

**Кафедра фізичного матеріалознавства та термічної обробки**

До захисту допущено:

Завідувач кафедри

\_\_\_\_\_ Мирослав КАРПЕЦЬ

«\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2026 р.

**Дипломна робота**  
**на здобуття ступеня бакалавра за освітньо-професійною програмою**  
**«Інжиніринг та комп'ютерне моделювання в матеріалознавстві»**  
**спеціальності 132 «Матеріалознавство»**  
**на тему: «Структурний стан сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної**  
**обробки»**

Виконав:

Здобувач ВО IV курсу, групи ФМ-21

Лукашенко Денис Олегович \_\_\_\_\_

Керівник:

д.ф.-м.н., професор Карпець Мирослав Васильович \_\_\_\_\_

Консультант з розділу охорони праці:

зав. каф., д.т.н., професор Левченко О. Г. \_\_\_\_\_

Консультант з економічно-організаційного розділу

доцент, к.е.н., доцент Нараєвський С. В. \_\_\_\_\_

Консультант з питань нормоконтролю:

ст. в. Шаповалова Н.А. \_\_\_\_\_

Рецензент:

д.ф.-м.н., професор Зауличний Я.В. \_\_\_\_\_

Засвідчую, що у цій дипломній роботі  
немає запозичень з праць  
інших авторів без відповідних  
посилань.

Здобувач ВО \_\_\_\_\_

Київ – 2026 року

**Національний технічний університет України  
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»  
Навчально-науковий інститут матеріалознавства  
та зварювання ім. Є.О. Патона  
Кафедра фізичного матеріалознавства та термічної обробки**

Рівень вищої освіти – перший (бакалаврський)

Спеціальність – 132 «Матеріалознавство»

Освітньо-професійна програма «Інжиніринг та комп'ютерне моделювання в матеріалознавстві»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

\_\_\_\_\_ Мирослав КАРПЕЦЬ

«\_\_» \_\_\_\_\_ 2026 р.

**ЗАВДАННЯ**

**на дипломну роботу студенту**

**Лукашенка Дениса Олеговича**

1. Тема роботи «Структурний стан сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки», керівник роботи Карпець Мирослав Васильович, професор, д.ф.-м.н., затверджені наказом по університету від «28» 05 2026 р. № 1986-с
2. Термін подання студентом роботи \_\_\_\_\_
3. Вихідні дані до роботи: зразки сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки; результати РСА, СЕМ-досліджень і вимірювання мікротвердості, отримані під час переддипломної практики.
4. Зміст роботи: літературний огляд; матеріали та методика досліджень; результати та їх обговорення; економічна частина; охорона праці.
5. Перелік ілюстративного матеріалу (із зазначенням плакатів, презентацій тощо): 104 сторінки, 16 таблиць, 8 рисунків, 46 формул, 44 літературних джерела, презентація.

## 6. Консультанти розділів роботи \*

| Розділ                           | Прізвище, ініціали та посада консультанта | Підпис, дата   |                  |
|----------------------------------|-------------------------------------------|----------------|------------------|
|                                  |                                           | завдання видав | завдання прийняв |
| Організаційно економічна частина | Нараєвський С.В. доцент                   |                |                  |
| Охорона праці                    | Левченко О.Г. зав. каф., професор         |                |                  |
| Нормоконтроль                    | Шаповалова Н.А. ст. в.                    |                |                  |

7. Дата видачі завдання \_\_\_\_\_

## Календарний план

| № з/п | Назва етапів виконання дипломної роботи                                                                                                                               | Термін виконання етапів роботи | Примітка |
|-------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------|----------|
| 1     | Постановка завдання, узгодження теми, мети та основних задач дипломної роботи                                                                                         | 20.03.2026                     |          |
| 2     | Опрацювання науково-технічної літератури, пов'язаної з аустенітними корозійностійкими сталями, механічною обробкою поверхневого шару та методами структурного аналізу | 21.03.2026 – 19.04.2026        |          |
| 3     | Ознайомлення з матеріалом дослідження, системою зразків і методиками РСА, СЕМ-дослідження та вимірювання мікротвердості                                               | 20.04.2026 – 26.04.2026        |          |
| 4     | Підготовка зразків і проведення СЕМ-дослідження поверхневого та приповерхневого шару сталі 08X18H10T                                                                  | 27.04.2026 – 03.05.2026        |          |
| 5     | Проведення рентгеноструктурного                                                                                                                                       | 04.05.2026 – 10.05.2026        |          |

|   |                                                                                                                  |                         |  |
|---|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------|--|
|   | аналізу зразків сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки                                         |                         |  |
| 6 | Профільне уточнення фазового складу, визначення мікротвердості та первинна обробка експериментальних результатів | 11.05.2026 – 17.05.2026 |  |
| 7 | Аналіз результатів, побудова графіків і таблиць, написання та оформлення дипломної роботи                        | 18.05.2026 – 03.06.2026 |  |
| 8 | Попередній захист                                                                                                | 04.06.2026              |  |
| 9 | Захист на засіданні ЕК                                                                                           | 17.06.2026              |  |

Здобувач ВО

Денис ЛУКАШЕНКО

Керівник

Мирослав КАРПЕЦЬ

## РЕФЕРАТ

Дипломна робота: 104 с., 8 рис., 16 табл., 44 джерела.

АУСТЕНИТ, МІКРОТВЕРДІСТЬ, ОЦК-СКЛАДОВА, ПОВЕРХНЕВИЙ  
ШАР, РЕНТГЕНОСТРУКТУРНИЙ АНАЛІЗ, СКАНУЮЧА ЕЛЕКТРОННА  
МІКРОСКОПІЯ, СТАЛЬ 08X18H10T,  $\alpha'$ -МАРТЕНСИТ, Co K $\alpha$ -  
ВИПРОМІНЮВАННЯ, Cu K $\alpha$ -ВИПРОМІНЮВАННЯ.

**Об'єкт дослідження:** поверхневий шар сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки.

**Предмет дослідження:** мікроструктура, фазовий склад та мікротвердість деформованого поверхневого шару сталі 08X18H10T залежно від інтенсивності механічного впливу.

**Мета роботи:** встановлення впливу різного ступеня механічної обробки на структурний стан поверхневого шару сталі.

**Методи дослідження:** оптична металографія, скануюча електронна мікроскопія, рентгеноструктурний аналіз у Cu K $\alpha$ - та Co K $\alpha$ -випромінюванні, визначення мікротвердості методом інструментального індентування.

**Результати дослідження:** Встановлено, що після механічної обробки сталь 08X18H10T зберігає аустенітну ГЦК-основу, однак у поверхневому шарі формується ОЦК-складова, пов'язана переважно з деформаційно-індукованим  $\alpha'$ -мартенситом. За Cu K $\alpha$ -зйомкою її частка становить (7,65–17,35) %, а за Co K $\alpha$ -зйомкою для окремих зразків – (16,82–20,46) %, що вказує на градієнтний характер деформованого шару. СЕМ-зображення поперечного шліфа підтверджують наявність контрастної приповерхневої зони. Мікротвердість зразків зростає від 4,52 ГПа до 5,23 ГПа.

**Сфера застосування:** матеріалознавство корозійностійких сталей, дослідження поверхнево зміцнених шарів, аналіз деформаційно-індукованих фазових перетворень, контроль структурного стану деталей після механічної обробки.

## ABSTRACT

Bachelor's thesis: 104 pages, 8 figures, 16 tables, 44 references.

08X18H10T STEEL, AUSTENITE, BCC CONSTITUENT, Co K $\alpha$  RADIATION, Cu K $\alpha$  RADIATION, MICROHARDNESS, SCANNING ELECTRON MICROSCOPY, SURFACE LAYER, X-RAY DIFFRACTION ANALYSIS,  $\alpha'$ -MARTENSITE.

**Object of research:** the surface layer of 08X18H10T steel after different degrees of mechanical treatment.

**Subject of research:** microstructure, phase composition, and microhardness of the deformed surface layer of 08X18H10T steel depending on the intensity of mechanical treatment.

**Purpose of the work:** to determine the effect of different degrees of mechanical treatment on the structural state of the steel surface layer.

**Research methods:** optical metallography, scanning electron microscopy, X-ray diffraction analysis using Cu K $\alpha$  and Co K $\alpha$  radiation, and microhardness measurement by instrumented indentation.

**Research results:** It was established that after mechanical treatment, 08X18H10T steel retains its austenitic FCC matrix; however, a BCC constituent, mainly associated with deformation-induced  $\alpha'$ -martensite, forms in the surface layer. According to Cu K $\alpha$  diffraction, its fraction is (7.65–17.35) %, while Co K $\alpha$  diffraction for selected specimens gives (16.82–20.46) %, indicating the gradient character of the deformed layer. SEM images of the cross-section confirm the presence of a contrasting near-surface zone. The microhardness of the specimens increases from 4.52 GPa to 5.23 GPa.

**Field of application:** materials science of corrosion-resistant steels, investigation of surface-strengthened layers, analysis of deformation-induced phase transformations, and control of the structural state of parts after mechanical treatment.

## ЗМІСТ

|                                                                                                      |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| РЕФЕРАТ.....                                                                                         | 5  |
| ABSTRACT.....                                                                                        | 6  |
| ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....                                                                       | 10 |
| ВСТУП.....                                                                                           | 12 |
| 1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД.....                                                                            | 13 |
| 1.1 Аустенітні корозійностійкі сталі як клас матеріалів .....                                        | 13 |
| 1.2 Характеристика сталі 08X18H10T.....                                                              | 14 |
| 1.2.1 Сталь 08X18H10T .....                                                                          | 14 |
| 1.2.2 Сталі-аналоги .....                                                                            | 15 |
| 1.3 Мікроструктура й фазовий стан сталі 08X18H10T.....                                               | 16 |
| 1.4 Методи отримання і формування структурного стану сталі 08X18H10T.....                            | 18 |
| 1.5 Застосування сталі 08X18H10T та вимоги до її властивостей.....                                   | 20 |
| 1.6 Метастабільність аустеніту та передумови утворення деформаційного мартенситу.....                | 21 |
| 1.7 Механізм деформаційно-індукованого мартенситного перетворення в аустенітних сталях .....         | 26 |
| 1.8 Фактори впливу на кількість мартенситу при механічній обробці .....                              | 29 |
| 1.9 Вплив деформаційного мартенситу на властивості сталі .....                                       | 31 |
| 1.10 Висновки до розділу 1 .....                                                                     | 33 |
| 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....                                                               | 35 |
| 2.1 Матеріал дослідження та система зразків.....                                                     | 35 |
| 2.2 Металографічний та електронно-мікроскопічний аналіз.....                                         | 36 |
| 2.3 Рентгеноструктурний аналіз .....                                                                 | 38 |
| 2.4 Методика оцінювання мартенситної складової за результатами РСА.....                              | 43 |
| 2.5 Висновки до розділу 2.....                                                                       | 47 |
| 3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА .....                                                                     | 48 |
| 3.1 Рентгеноструктурний аналіз зразків після різного ступеня механічної обробки .....                | 48 |
| 3.2 Кількісна оцінка співвідношення ГЦК- та ОЦК-складових за результатами профільного уточнення..... | 49 |
| 3.3 Порівняння результатів Cu K $\alpha$ - та Co K $\alpha$ -зйомки .....                            | 51 |

|                                                                               |    |
|-------------------------------------------------------------------------------|----|
| 3.4 Урахування текстури під час аналізу дифрактограм.....                     | 54 |
| 3.5 Мікроструктурні ознаки деформованого поверхневого шару за даними SEM..... | 56 |
| 3.6 Мікротвердість поверхневого шару після механічної обробки .....           | 59 |
| 3.7 Узагальнення експериментальних результатів.....                           | 61 |
| 3.8 Висновки до розділу 3 .....                                               | 62 |
| 4 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА .....                                      | 64 |
| 4.1 Науково-технічна актуальність НДР .....                                   | 64 |
| 4.2 Розрахунок витрат на проведення НДР .....                                 | 65 |
| 4.2.1 Витрати на оплату праці.....                                            | 65 |
| 4.2.2 Єдиний соціальний внесок.....                                           | 67 |
| 4.2.3 Матеріали для проведення досліджень .....                               | 68 |
| 4.2.4 Енергоносії.....                                                        | 69 |
| 4.2.5 Спеціальне обладнання .....                                             | 69 |
| 4.2.6 Послуги сторонніх організацій .....                                     | 70 |
| 4.2.7 Службові відрядження .....                                              | 71 |
| 4.2.8 Інші прямі невраховані витрати.....                                     | 71 |
| 4.2.9 Накладні витрати .....                                                  | 72 |
| 4.2.10 Планова калькуляція кошторисної вартості НДР .....                     | 73 |
| 4.3 Науково-технічна ефективність НДР .....                                   | 75 |
| 4.4 Висновки до розділу 4.....                                                | 77 |
| 5 ОХОРОНА ПРАЦІ .....                                                         | 79 |
| 5.1 Загальна характеристика лабораторії та робіт, що виконувалися .....       | 79 |
| 5.2 Аналіз параметрів приміщення.....                                         | 80 |
| 5.3 Аналіз мікроклімату робочої зони.....                                     | 83 |
| 5.4 Аналіз повітря робочої зони та вентиляції .....                           | 84 |
| 5.5 Аналіз освітленості приміщення .....                                      | 86 |
| 5.6 Аналіз небезпечних і шкідливих факторів.....                              | 89 |
| 5.7 Електробезпека .....                                                      | 92 |
| 5.8 Пожежна безпека .....                                                     | 94 |
| 5.9 Висновки до розділу 5 .....                                               | 96 |
| ВИСНОВКИ .....                                                                | 98 |

|                                 |     |
|---------------------------------|-----|
| CONCLUSIONS.....                | 100 |
| СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ..... | 102 |

## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

$\gamma$ -аустеніт – аустеніт із гранецентрованою кубічною ґраткою;

$\alpha'$  – деформаційно-індукований мартенсит;

$\delta$  – дельта-ферит;

ГЦК – гранецентрована кубічна ґратка;

ОЦК – об'ємноцентрована кубічна ґратка;

SEM – скануюча електронна мікроскопія;

РСА – рентгеноструктурний аналіз;

XRD – X-ray diffraction, рентгенівська дифракція;

Cu K $\alpha$  – характеристичне рентгенівське випромінювання мідного анода;

Co K $\alpha$  – характеристичне рентгенівське випромінювання кобальтового анода;

$2\theta$  – кутове положення дифракційного максимуму на дифрактограмі;

$\theta$  – кут Бреґґа;

$\lambda$  – довжина хвилі рентгенівського випромінювання;

$d$  – міжплощинна відстань;

$d_{hkl}$  – міжплощинна відстань для площини з індексами  $hkl$ ;

$h, k, l$  – індекси Міллера;

$a$  – параметр кристалічної ґратки;

$a_{\text{ГЦК}}$  – параметр ґратки ГЦК-аустеніту;

$a_{\text{ОЦК}}$  – параметр ґратки ОЦК-складової;

$I$  – інтенсивність дифракційного сигналу;

$I_0$  – початкова інтенсивність рентгенівського випромінювання;

$I(t)$  – інтенсивність сигналу від шару, розташованого на глибині  $t$ ;

$t$  – глибина шару від поверхні зразка;

$\mu$  – лінійний коефіцієнт поглинання рентгенівського випромінювання;

$\rho$  – густина матеріалу;

$\mu/\rho$  – масовий коефіцієнт поглинання;

$w_i$  – масова частка  $i$ -ої фази;

$S_i$  – масштабний коефіцієнт  $i$ -ої фази;  
 $Z_i$  – число формульних одиниць в елементарній комірці  $i$ -ої фази;  
 $M_i$  – молярна маса формульної одиниці  $i$ -ої фази;  
 $V_i$  – об'єм елементарної комірки  $i$ -ої фази;  
 $P_{hkl}$  – поправка Марча–Долласа до інтенсивності відбиття  $hkl$ ;  
 $r$  – параметр текстури у моделі Марча–Долласа;  
 $\alpha$  – кут між напрямом переважної орієнтації та нормаллю до площини  $hkl$ ;  
 $H_{\text{Мартен}}$  – твердість за Мартенсом;  
 $H_{\text{Мейєр}}$  – твердість за Мейєром;  
 $E$  – модуль пружності;  
 $P$  – навантаження під час індентування;  
 $V$  – швидкість навантаження під час індентування;  
 $h_1$  – глибина проникнення індентора під час навантаження;  
 $h_c$  – контактна глибина індентування;  
 $h_2$  – залишкова глибина відбитка після розвантаження;  
 $\text{Fe-fcc}$  – технічне позначення ГЦК-фази заліза в refinement-моделі;  
 $\text{Fe-bcc}$  – технічне позначення ОЦК-фази заліза в refinement-моделі;  
 $R_{\text{wp}}$  – зважений профільний фактор розбіжності;  
 $R_p$  – профільний фактор розбіжності;  
 $\chi^2$  – критерій якості профільного уточнення;  
 $\text{PDF-2}$  – база еталонних порошкових дифракційних даних;  
 $\text{COD}$  – Crystallography Open Database;  
 $\text{COMPO}$  – режим SEM-зображення у відбитих електронах із підсиленням композиційного контрасту;

## ВСТУП

Аустенітні корозійностійкі сталі застосовують у виробках, що працюють у корозійно-активних середовищах, за підвищених температур і в умовах підвищених вимог до стабільності структури. До цієї групи належить сталь 08X18H10T. Її властивості визначаються не лише хімічним складом, а й структурним станом, сформованим під час термічної, пластичної та кінцевої механічної обробки.

Особливе значення має поверхневий шар сталі, оскільки саме він зазнає дії тертя, контактних навантажень і локальної пластичної деформації. Після механічної обробки приповерхнева зона може відрізнятися від основного об'єму матеріалу за дефектністю кристалічної будови, залишковими напруженнями, текстурою, мікротвердістю та фазовим складом. Одним із можливих наслідків такого впливу є утворення деформаційно-індукованого  $\alpha'$ -мартенситу.

Поява мартенситної складової може змінювати твердість, напружений стан і магнітний відгук сталі. Водночас підвищення мікротвердості або зміна морфології поверхні не є прямим доказом фазового перетворення.

Метою роботи є встановлення впливу різного ступеня механічної обробки на структурний стан поверхневого шару сталі 08X18H10T. Об'єктом дослідження є поверхневий шар сталі після різного ступеня механічного впливу, а предметом – його мікроструктура, фазовий склад і мікротвердість.

Для досягнення мети використано металографічний аналіз, скануючу електронну мікроскопію, рентгеноструктурний аналіз у  $\text{Cu K}\alpha$ - та  $\text{Co K}\alpha$ -випромінюванні, повнопрофільне уточнення дифрактограм і вимірювання мікротвердості. Сукупність цих методів дає змогу встановити зв'язок між інтенсивністю механічної обробки, формуванням ОЦК-складової, морфологією приповерхневої зони та зміною механічного стану поверхневого шару.

## 1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

### 1.1 Аустенітні корозійностійкі сталі як клас матеріалів

Корозійностійкі сталі є сплавами, у яких стійкість до корозії забезпечується насамперед достатнім вмістом хрому. За вмісту хрому не менше приблизно 10,5 % на поверхні сталі формується тонка пасивна плівка, збагачена оксидами хрому. Вона знижує швидкість взаємодії металу з навколишнім середовищем і може відновлюватися за наявності кисню [1]. Тому корозійна стійкість таких сталей залежить не лише від хімічного складу, а й від стану поверхні, наявності дефектів, забруднень, залишкових напружень і локальних структурних змін.

За фазовим станом і типом кристалічної ґратки корозійностійкі сталі поділяють на феритні, мартенситні, аустенітні, дуплексні та дисперсійно-твердіючі. Аустенітні сталі займають особливе місце серед цих матеріалів, оскільки поєднують корозійну стійкість, високу пластичність, технологічність і здатність до холодного деформування [2]. Їхньою структурною основою є аустеніт – твердий розчин легувальних елементів у  $\gamma$ -залізі з гранецентрованою кубічною ґраткою. Значна кількість систем ковзання в такій ґратці зумовлює високу пластичність аустенітних сталей порівняно з феритними та мартенситними.

Класичними представниками цієї групи є сталі типу 18Cr–8Ni. У них хром забезпечує пасивацію, а нікель стабілізує аустенітну структуру [2]. Саме поєднання Cr і Ni є основою сталей серії AISI 300, до яких належать 304, 316, 321, 347 та їхні модифікації. Додаткове легування молібденом, титаном, ніобієм, азотом або марганцем використовують для зміни корозійної стійкості, жаростійкості, зварюваності та стабільності аустеніту.

Важливою особливістю аустенітних сталей є те, що їхній фазовий стан не завжди є повністю стабільним. У метастабільних аустенітних сталях під дією пластичної деформації може відбуватися деформаційно-індуковане мартенситне

перетворення [4]. Його ймовірність залежить від хімічного складу, температури та швидкості деформування, напруженого стану, розміру зерна, енергії дефекту пакування і попередньої термомеханічної історії матеріалу. Через це структурний стан аустенітних сталей доцільно розглядати як сукупність зеренної будови, дефектної підструктури, залишкових напружень, текстури та можливого вмісту мартенситної фази.

Механічна обробка, шліфування, холодна деформація або інші види поверхневого навантаження можуть змінювати густину дислокацій, рівень залишкових напружень і фазовий склад поверхні. Для сталі 08X18H10T це має важливе значення, оскільки різний ступінь механічної обробки може спричинити наклеп, формування дефектної підструктури та, за певних умов, появу деформаційно-індукованого  $\alpha'$ -мартенситу.

## **1.2 Характеристика сталі 08X18H10T**

### **1.2.1 Сталь 08X18H10T**

Сталь 08X18H10T належить до аустенітних корозійностійких хромонікелевих сталей, стабілізованих титаном. Її основою є система Fe–Cr–Ni. Хром забезпечує корозійну стійкість, нікель стабілізує аустеніт, а титан зв'язує вуглець у стійкі карбіди [1], [2].

Позначення 08X18H10T відображає низький уміст вуглецю, близько 18 % хрому, близько 10 % нікелю та наявність титану. Для цієї сталі характерні такі межі основних елементів:  $C \leq 0,08 \%$ ,  $Cr (17,0–19,0) \%$ ,  $Ni (9–11) \%$ ,  $Mn \leq 2,0 \%$ ,  $Si \leq 0,8 \%$ ,  $S \leq 0,020 \%$ ,  $P \leq 0,040 \%$  (табл. 1.1) [1].

Хром є головним елементом корозійної стійкості. За його вмісту 17–19 % на поверхні сталі формується пасивна оксидна плівка. Нікель сприяє збереженню  $\gamma$ -фази з гранецентрованою кубічною ґраткою. Така структура забезпечує пластичність, в'язкість, здатність до холодного деформування та зварювання.

Титан зменшує ризик міжкристалітної корозії. Під час нагрівання в інтервалі сенсibilізації вуглець може утворювати карбіди хрому поблизу меж зерен. Це збіднює прилеглі ділянки на хром і погіршує пасивування. Титан має більшу спорідненість до вуглецю, тому переважно утворює карбіди титану [2], [3].

Сталь 08X18H10T є корозійностійкою аустенітною сталлю, структурний стан якої може змінюватися під дією механічної обробки. У поверхневому шарі можуть формуватися наклеп, залишкові напруження, текстура, підвищена густина дислокацій і, за певних умов, деформаційно-індукований мартенсит.

### 1.2.2 Сталі-аналоги

У міжнародних класифікаціях найближчими аналогами сталі 08X18H10T є AISI 321 / UNS S32100 та EN 1.4541 / X6CrNiTi18-10 [1], [4], [5]. Вони належать до тієї самої групи аустенітних Cr–Ni сталей, стабілізованих титаном, тому можуть використовуватися як теоретична база для аналізу поведінки 08X18H10T за умови врахування відмінностей у хімічному складі (табл. 1.1).

Таблиця 1.1 – Порівняння хімічного складу сталі 08X18H10T та її найближчих аналогів, % мас.

| Елемент | 08X18H10T                | AISI 321 / UNS<br>S32100 | EN 1.4541 /<br>X6CrNiTi18-10 |
|---------|--------------------------|--------------------------|------------------------------|
| C       | ≤ 0,08                   | ≤ 0,08                   | ≤ 0,08                       |
| Si      | ≤ 0,80                   | ≤ 0,75                   | ≤ 1,00                       |
| Mn      | ≤ 2,00                   | ≤ 2,00                   | ≤ 2,00                       |
| P       | ≤ 0,040                  | ≤ 0,045                  | ≤ 0,045                      |
| S       | ≤ 0,020                  | ≤ 0,030                  | ≤ 0,030                      |
| Cr      | 17,00–19,00              | 17,00–19,00              | 17,00–19,00                  |
| Ni      | 9,00–11,00               | 9,00–12,00               | 9,00–12,00                   |
| Ti      | стабілізуючий<br>елемент | стабілізуючий<br>елемент | стабілізуючий<br>елемент     |

Порівняння показує, що ці сталі близькі за основними легувальними елементами, але не є повністю тотожними. Вміст хрому в усіх трьох випадках становить (17–19) %, тобто відповідає сталі типу 18Cr. Вміст нікелю для AISI 321 та EN 1.4541 має ширшу верхню межу – до 12 %, тоді як для 08X18H10T зазначено (9–11) % [1], [4], [5]. Відрізняються також допустимі межі Si, P і S. Ці відмінності не змінюють належності сталей до однієї групи, проте можуть впливати на стабільність аустеніту, карбідоутворення та поведінку матеріалу під час деформації.

AISI 321 близька до сталі 304 за хромонікелевою основою, але відрізняється наявністю титану. Сталь 304L зменшує ризик міжкристалітної корозії за рахунок зниженого вмісту вуглецю, тоді як AISI 321 реалізує інший підхід – зв’язування вуглецю титаном. Сталь 347 також належить до стабілізованих аустенітних сталей, однак замість титану містить ніобій або ніобій з танталом [2], [4]. Тому AISI 321 і EN 1.4541 є найближчими аналогами 08X18H10T саме за поєднанням аустенітної Cr–Ni-основи та титанової стабілізації. Тому дані щодо AISI 321 і EN 1.4541 можуть бути використані для пояснення поведінки сталі 08X18H10T, але з урахуванням відмінностей у межах хімічного складу та попередньої технологічної історії матеріалу

### **1.3 Мікроструктура й фазовий стан сталі 08X18H10T**

Сталь 08X18H10T належить до аустенітних корозійностійких хромонікелевих сталей, стабілізованих титаном. У стані після гартування на твердий розчин або після стабілізуючої термічної обробки її структурною основою є  $\gamma$ -аустеніт із гранецентрованою кубічною ґраткою. Аустенітна матриця формується завдяки легуванню нікелем, тоді як хром забезпечує здатність сталі до пасивації, а титан зв’язує вуглець у стійкі карбідні або карбонітридні частинки. Такий фазовий стан визначає поєднання корозійної стійкості, пластичності та здатності сталі до холодного деформування [6], [7].

Мікроструктура сталі 08X18H10T не є повністю однорідною навіть за переважно аустенітного фазового стану. Через наявність титану в структурі можуть бути присутні Ti-вмісні карбіди, нітриди або карбонітриди. Їх утворення пов'язане з високою спорідненістю титану до вуглецю й азоту. Завдяки цьому зменшується ймовірність виділення карбідів хрому на межах зерен, що є важливим для збереження корозійної стійкості після термічного впливу [6], [7].

Для сталі 08X18H10T після стабілізуючої обробки характерна аустенітна зеренна будова. У структурі можуть спостерігатися поліедричні зерна аустеніту, карбідні частинки на межах зерен і дрібніші виділення всередині зерен. Електронно-мікроскопічні дослідження сталі 08Ch18N10T також показують наявність TiC, дислокаційних стінок і сітки дислокацій в аустенітній матриці [6]. Це свідчить, що фазовий і дефектний стан сталі визначається не лише  $\gamma$ -аустенітом, а й дисперсними вторинними частинками та внутрішньою дефектною підструктурою.

Під дією механічної обробки перш за все змінюється стан поверхневого шару. У ньому зростає густина дислокацій, формуються смуги ковзання, локальні залишкові напруження, текстура деформації та ділянки з підвищеною дефектністю кристалічної ґратки. Для аустенітних хромонікелевих сталей такі зміни можуть супроводжуватися не лише наклепом, а й деформаційно-індукованим мартенситним перетворенням. За достатнього ступеня пластичної деформації частина  $\gamma$ -аустеніту може переходити в  $\alpha'$ -мартенсит [7], [8].

Поява деформаційного мартенситу в сталі 08X18H10T залежить від хімічного складу, вихідного структурного стану, температури, схеми навантаження та ступеня деформації. Тому наявність  $\alpha'$ -мартенситу не можна вважати сталою ознакою цієї сталі без експериментальної перевірки. У вихідному стані після аустенітизації сталь може залишатися переважно однофазною аустенітною, тоді як після стиску, згину, шліфування або іншого механічного впливу в поверхневому шарі можуть з'являтися мартенситні ділянки [7], [8].

Особливість механічної обробки полягає в тому, що її вплив є нерівномірним за глибиною. Найбільші зміни структури зосереджуються біля поверхні, де виникають максимальні пластичні деформації та залишкові напруження. Об'єм зразка при цьому може зберігати переважно аустенітний стан. Через це результати фазового аналізу потрібно пов'язувати з глибиною аналізованого шару, особливо під час використання рентгеноструктурного методу.

Для виявлення й оцінювання мартенситної складової доцільно застосовувати рентгеноструктурний аналіз, магнітні методи або їх поєднання. Оптична металографія дає змогу оцінити зеренну будову, смуги деформації, неметалеві включення та загальний характер мікроструктури, однак вона не завжди забезпечує надійне розділення аустенітної та мартенситної фаз. Рентгеноструктурний аналіз є більш придатним для визначення фазового складу, проте його результати можуть залежати від текстури, ширини дифракційних ліній, залишкових напружень і вибору аналітичних максимумів [9].

Отже, мікроструктура сталі 08X18H10T у вихідному стані переважно аустенітна, але після механічної обробки її поверхневий шар може переходити у складніший структурно-фазовий стан. Основними ознаками такого стану є наклеп, підвищена густина дефектів, залишкові напруження, можлива текстура деформації та поява  $\alpha'$ -мартенситу. Саме ці зміни необхідно враховувати під час подальшого аналізу параметра кристалічної ґратки, ширини дифракційних ліній, фазового складу та мікротвердості сталі 08X18H10T.

#### **1.4 Методи отримання і формування структурного стану сталі 08X18H10T**

Структурний стан сталі 08X18H10T формується послідовністю металургійних, термічних і механічних впливів. Для цієї сталі визначальними є гаряча пластична деформація, гартування на твердий розчин, стабілізуюча

термічна обробка та кінцева механічна обробка поверхні. Кожен із цих етапів може змінювати зеренну будову, розподіл вторинних частинок, густину дефектів кристалічної будови, залишкові напруження та стабільність аустеніту.

Основним способом формування аустенітного стану є гартування на твердий розчин. Під час такої обробки відбувається гомогенізація аустенітної матриці, часткове розчинення вторинних фаз і зменшення структурної неоднорідності, що виникла на попередніх етапах виробництва. Для сталі 08X18H10T це важливо, оскільки її властивості залежать не лише від хімічного складу, а й від розподілу карбідних і карбонітридних частинок у структурі [6].

Після гартування може застосовуватися стабілізуюча термічна обробка. Її призначенням є зв'язування вуглецю титаном з утворенням Ti-вмісних карбідів або карбонітридів. Це зменшує ймовірність виділення карбідів хрому на межах зерен і сприяє збереженню корозійної стійкості сталі. Після такої обробки структура сталі зазвичай зберігає аустенітну основу, але додатково містить вторинні частинки на межах зерен або всередині зерен [6], [10].

Пластична деформація є іншим важливим чинником формування структури. Гаряча деформація впливає на форму й розмір зерен, тоді як холодна деформація переважно збільшує густину дислокацій, спричиняє наклеп, формує текстуру та залишкові напруження. Для аустенітних хромонікелевих сталей холодна деформація також може знижувати стабільність аустеніту і створювати умови для деформаційно-індукованого мартенситного перетворення.

Кінцева механічна обробка формує стан приповерхневого шару. Під час точіння, шліфування або полірування в цій зоні виникають локальна пластична деформація, тертя, нагрівання та залишкові напруження. Унаслідок цього поверхневий шар може відрізнитися від об'єму зразка за мікротвердістю, дефектністю ґратки, фазовим складом і стійкістю до корозійного впливу [11], [12].

Структурний стан сталі 08X18H10T є результатом поєднання термічної обробки, пластичної деформації та стану поверхні після завершальної

механічної обробки. Суттєве значення має саме механічна обробка, оскільки вона змінює приповерхневий шар, який досліджується рентгеноструктурним методом. У цьому шарі можуть накопичуватися дислокації, залишкові напруження, текстура деформації та, за достатнього ступеня локальної пластичної деформації, мартенситна складова.

### **1.5 Застосування сталі 08X18H10T та вимоги до її властивостей**

Сталь 08X18H10T застосовують у виробках, які працюють у корозійно-активних середовищах і за підвищених температур. Завдяки хромонікелевій аустенітній основі та стабілізації титаном вона поєднує корозійну стійкість, жаростійкість, пластичність і технологічність. Типовими виробами з цієї сталі є труби, теплообмінники, елементи пічної арматури, зварна апаратура, муфелі та інші деталі, для яких потрібна стабільна робота в агресивних умовах [14].

Окреме значення сталь 08X18H10T має в енергетичному машинобудуванні. Її використовують для деталей обладнання атомних енергетичних установок, зокрема елементів першого контуру реакторів типу ВВЕР. Для таких умов експлуатації матеріал повинен мати високу корозійну стійкість, термічну стабільність структури та достатній рівень механічних властивостей при робочих температурах. Для елементів першого контуру ВВЕР у літературі зазначено вимогу до межі плинності не менше 177 МПа при 350°C [10].

Вимоги до сталі 08X18H10T пов'язані не лише з міцністю, а й зі стабільністю її структурного стану. У відповідальних деталях важливими є контроль неметалевих включень, вмісту вуглецю й титану, а також морфології та розподілу карбідів або карбонітридів титану. Надмірна неоднорідність таких частинок може погіршувати локальні властивості матеріалу, тоді як правильне співвідношення титану й вуглецю забезпечує стабілізацію аустенітної сталі проти міжкристалітної корозії [6].

Для зварних конструкцій і теплообмінного обладнання важливими є зварюваність, опір міжкристалітній корозії та здатність зберігати пластичність після термічного впливу. Титан у сталі 08X18H10T зв'язує вуглець у стійкі Ті-вмісні частинки, зменшуючи імовірність утворення карбідів хрому на межах зерен. Саме тому стабілізовані аустенітні сталі цього типу застосовують у виробках, які можуть зазнавати нагрівання, зварювання або тривалої роботи в температурних інтервалах, небезпечних з погляду сенсibilізації [6], [17].

Стан поверхні також є важливою експлуатаційною характеристикою сталі 08X18H10T. Після механічної обробки в приповерхневому шарі можуть змінюватися шорсткість, мікротвердість, залишкові напруження, дефектність кристалічної ґратки та корозійна поведінка. Для деталей, які працюють у водних, хлоридних або високотемпературних середовищах, ці зміни мають практичне значення, оскільки поверхня першою взаємодіє з робочим середовищем і може визначати схильність до локальної корозії або корозійного розтріскування [11].

Отже, вимоги до сталі 08X18H10T охоплюють корозійну стійкість, жаростійкість, стабільність аустенітної структури, достатню міцність, пластичність, зварюваність і контрольований стан поверхневого шару. Важливо, що механічна обробка може змінювати саме приповерхневий структурний стан. Тому оцінювання сталі після різного ступеня механічної обробки має враховувати не лише фазовий склад, а й дефектність ґратки, залишкові напруження, мікротвердість і можливе утворення деформаційно-індукованого мартенситу.

## **1.6 Метастабільність аустеніту та передумови утворення деформаційного мартенситу**

Аустенітна структура сталі 08X18H10T у вихідному стані формується завдяки легуванню нікелем і зберігається за кімнатної температури після відповідної термічної обробки. Однак стабільність аустеніту в хромонікелевих

сталях не є абсолютною. Для сталей типу 18Cr–10Ni характерний стан, за якого  $\gamma$ -фаза може залишатися основною фазою без зовнішнього впливу, але частково перетворюватися під час охолодження або пластичної деформації. Такий стан називають метастабільним. Для сталі 08X18H10T це особливо важливо, оскільки механічна обробка діє переважно на приповерхневий шар і може створювати умови для локальної зміни фазового складу.

Метастабільність аустеніту визначається співвідношенням термодинамічної стійкості  $\gamma$ -фази та енергії, яка надходить у матеріал під час деформації. Якщо температура початку мартенситного перетворення при охолодженні нижча за кімнатну, сталь може залишатися аустенітною в ненавантаженому стані. Проте під дією пластичної деформації частина механічної енергії накопичується у вигляді дислокацій, дефектів пакування, двійників і локальних напружень. Це зменшує енергетичний бар'єр для переходу  $\gamma$ -аустеніту в мартенситну фазу [8], [14].

Для опису стійкості аустеніту використовують поняття термічної та механічної стабільності. Термічна стабільність пов'язана з опором аустеніту мартенситному перетворенню під час охолодження і характеризується температурою  $M_s$ . Механічна стабільність пов'язана з опором аустеніту деформаційно-індукованому перетворенню і часто оцінюється через температуру  $M_{d30}$ , за якої при істинній деформації 30 % утворюється 50 %  $\alpha'$ -мартенситу [13].

Хімічний склад суттєво впливає на схильність аустеніту до мартенситного перетворення. Нікель, вуглець і азот стабілізують  $\gamma$ -фазу, тоді як співвідношення хрому та нікелю визначає загальний фазовий баланс сталі. У сталі 08X18H10T додаткову роль відіграє титан. Він зв'язує вуглець і азот у Ті-вмісні карбіди або карбонітриди, що зменшує небезпеку виділення карбідів хрому на межах зерен, але водночас може змінювати реальну кількість вуглецю й азоту, розчинених в аустенітній матриці [6]. Тому стійкість аустеніту в конкретному зразку залежить не тільки від марочного складу, а й від

фактичного співвідношення елементів, режиму термічної обробки та попередньої деформаційної історії.

Одним із головних параметрів, що визначає механізм деформації аустенітних сталей, є енергія дефекту пакування. За низької енергії дефекту пакування повні дислокації в ГЦК-ґратці легше розщеплюються на часткові дислокації Шоклі, між якими утворюються широкі дефекти пакування. Їх накопичення на площинах  $\{111\}$  сприяє формуванню смуг зсуву,  $\epsilon$ -мартенситу або механічних двійників. Перетин таких смуг є сприятливим місцем зародження  $\alpha'$ -мартенситу [8]. Тому деформаційно-індуковане мартенситне перетворення в аустенітних сталях не є ізольованим процесом, а розвивається разом із накопиченням дефектів кристалічної будови.

Мартенситне перетворення в метастабільних аустенітних сталях може відбуватися за кількома схемами. У частині випадків  $\alpha'$ -мартенсит утворюється безпосередньо з  $\gamma$ -аустеніту. В інших випадках спочатку формується  $\epsilon$ -мартенсит із гексагональною щільнопакованою ґраткою, який є проміжною фазою для подальшого утворення  $\alpha'$ -мартенситу. Послідовність перетворення залежить від енергії дефекту пакування, температури, напруженого стану та характеру деформації. Для сталі 08X18N10T у роботі важливо не припускати наперед конкретний шлях перетворення, а фіксувати кінцевий фазовий стан за результатами рентгеноструктурного аналізу.

Ступінь пластичної деформації є безпосередньою передумовою утворення деформаційного мартенситу. На початкових стадіях механічного впливу в аустеніті переважають дислокаційне ковзання, формування дефектів пакування та наклеп. Зі збільшенням деформації зростає кількість смуг зсуву та їхніх перетинів, тому ймовірність зародження  $\alpha'$ -мартенситу підвищується. Для сталі AISI 321, близької до 08X18N10T за типом легування, після пластичної деформації зафіксовано зростання частки деформаційно-індукованого мартенситу зі збільшенням пластичної деформації [17]. Це підтверджує необхідність контролю фазового складу після механічної обробки, але не дає

підстав переносити кількісні значення на сталь 08X18H10T без власного експерименту.

Температура деформації також істотно впливає на стабільність аустеніту. Зниження температури зазвичай підвищує термодинамічну рушійну силу мартенситного перетворення, тому  $\alpha'$ -мартенсит може утворюватися за меншого ступеня деформації. За підвищення температури аустеніт стає стабільнішим, а утворення мартенситу пригнічується. Під час механічної обробки це має подвійне значення: з одного боку, поверхневий шар зазнає інтенсивної пластичної деформації; з іншого боку, тертя й локальне нагрівання можуть частково стримувати мартенситне перетворення. Тому інтенсивніший механічний вплив не завжди означає прямо пропорційне збільшення кількості мартенситу.

Швидкість деформації впливає не лише на накопичення дефектів, а й на локальний тепловий стан матеріалу. За високих швидкостей частина енергії деформації переходить у тепло, що може знижувати швидкість росту вже утворених мартенситних ділянок. Для метастабільної аустенітної сталі 301LN показано, що за нижчої швидкості деформації мартенситні ділянки можуть рости й зливатися, тоді як за вищої швидкості вони частіше залишаються дрібними ізольованими областями [16]. Для сталі 08X18H10T це означає, що результат механічної обробки визначається не тільки сумарною деформацією, а й швидкістю контакту, локальним нагріванням і умовами відведення тепла.

Напружений стан є ще одним чинником, що впливає на мартенситне перетворення. Розтяг, стиск, згин, різання або шліфування створюють різні співвідношення нормальних і дотичних напружень, тому однаковий ступінь деформації може давати різний фазовий результат. Під час шліфування та полірування поверхня одночасно зазнає зсуву, стиску, тертя та локального нагрівання. Такий складний напружений стан сприяє неоднорідному розподілу дефектів у приповерхневому шарі. Через це мартенситна складова, якщо вона формується, може бути зосереджена не по всьому об'єму зразка, а переважно в тонкій поверхневій зоні.

Зеренна будова також впливає на механічну стабільність аустеніту. Межі зерен, потрійні стики та локальні орієнтаційні неоднорідності можуть бути місцями концентрації напружень і зародження нових фаз. Для Ті-стабілізованої аустенітної сталі AISI 321 встановлено, що частка  $\alpha'$ -мартенситу після деформації залежить від розміру зерна та швидкості навантаження; більша кількість потенційних місць зародження в дрібнозернистій структурі може сприяти утворенню мартенситної фази [15]. Для сталі 08X18H10T це особливо важливо, оскільки її вихідний структурний стан залежить від попереднього прокатування, кування, гартування на твердий розчин і стабілізуючої обробки

У контексті цієї роботи метастабільність аустеніту потрібно розглядати як передумову, але не як доказ наявності мартенситу. Наклеп, підвищена густина дислокацій і залишкові напруження можуть виникати навіть без фазового перетворення. Тому збільшення ширини дифракційних ліній або мікротвердості не слід одразу ототожнювати з утворенням  $\alpha'$ -мартенситу. Такі зміни можуть бути спричинені мікродеформаціями ґратки, подрібненням областей когерентного розсіювання, текстурою або залишковими напруженнями. Наявність мартенситної складової потребує фазової ідентифікації за дифракційними максимумами або підтвердження додатковими методами.

Утворення деформаційного мартенситу в сталі 08X18H10T можливе за поєднання кількох умов: метастабільного стану аустеніту, достатнього ступеня локальної пластичної деформації, низької або помірної температури деформування, сприятливого напруженого стану, відповідної зеренної будови та низької енергії дефектів пакування. Під час механічної обробки ці умови можуть реалізовуватися в приповерхневому шарі, тому саме він є найбільш імовірною зоною накопичення  $\alpha'$ -мартенситу. Для подальшого аналізу результатів рентгеноструктурного дослідження це означає, що фазовий склад потрібно пов'язувати не тільки зі складом сталі, а й з інтенсивністю обробки, дефектністю ґратки та глибиною шару, який формує дифракційний сигнал.

## **1.7 Механізм деформаційно-індукованого мартенситного перетворення в аустенітних сталях**

Деформаційно-індуковане мартенситне перетворення в аустенітних сталях є бездифузійним перетворенням, яке відбувається під дією пластичної деформації. Його сутність полягає в перебудові  $\gamma$ -аустеніту з гранецентрованою кубічною ґраткою в мартенситну фазу. У хромонікелевих аустенітних сталях найчастіше розглядають утворення  $\alpha'$ -мартенситу з об'ємноцентрованою кубічною або близькою до неї ґраткою. У частині випадків перетворення відбувається через проміжну  $\varepsilon$ -фазу з гексагональною щільнопакованою ґраткою [8], [18].

Основною передумовою такого перетворення є метастабільність аустеніту. У сталі, де  $\gamma$ -фаза є термодинамічно стійкою за кімнатної температури, пластична деформація переважно спричиняє дислокаційне зміцнення, двійникування або утворення дефектів пакування без зміни фазового складу. Якщо ж аустеніт є метастабільним, накопичення дефектів під час деформації знижує енергетичний бар'єр мартенситного перетворення. У такому випадку механічна енергія, що вводиться в матеріал, не лише витрачається на ковзання дислокацій, а й створює умови для зародження нової фази [13].

Початковим етапом перетворення є пластична деформація аустенітної матриці. У ГЦК-ґратці аустеніту ковзання відбувається переважно по площинах  $\{111\}$ . За низької енергії дефекту пакування повні дислокації розщеплюються на часткові дислокації Шоклі, між якими утворюються дефекти пакування. Чим нижча енергія дефекту пакування, тим легше ці дефекти розширюються і перекриваються. Саме тому енергія дефекту пакування є одним з основних параметрів, який визначає, чи буде деформація реалізовуватися переважно через ковзання, двійникування або мартенситне перетворення [8], [15].

У процесі деформації дефекти пакування можуть групуватися в смуги зсуву. Якщо дефекти пакування регулярно накладаються на кожній другій

площині  $\{111\}$ , формується  $\varepsilon$ -мартенсит. Якщо перекриття відбувається на сусідніх площинах, виникають механічні двійники. За нерегулярного накопичення дефектів утворюються щільні пакети дефектів пакування, які також належать до смуг зсуву. Отже, смуга зсуву є не окремою фазою, а узагальненим структурним елементом, який може включати  $\varepsilon$ -мартенсит, двійники або локально впорядковані дефекти пакування [8].

Найсприятливішими місцями зародження  $\alpha'$ -мартенситу є перетини смуг зсуву. У таких ділянках локально зростає густина дефектів, підвищується рівень внутрішніх напружень і формується кристалографічна конфігурація, близька до структури мартенситного зародка. Модель Olson–Cohen описує утворення деформаційного мартенситу саме через появу мартенситних зародків на перетинах смуг зсуву. За цією моделлю зростання частки мартенситу з деформацією має сигмоїдальний характер: на початку перетворення розвивається повільно, далі прискорюється через збільшення кількості місць зародження, а на великих деформаціях наближається до насичення [18].

Утворення  $\alpha'$ -мартенситу може відбуватися двома основними шляхами. Перший шлях відповідає послідовності  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ , коли  $\varepsilon$ -мартенсит або близькі до нього пакети дефектів пакування виконують роль проміжної структури. Другий шлях передбачає безпосереднє перетворення  $\gamma \rightarrow \alpha'$  без виділення стійкої  $\varepsilon$ -фази. Реальний механізм залежить від енергії дефекту пакування, складу сталі, температури, напруженого стану, швидкості та ступеня деформації [8], [14]. Для сталі 08X18H10T не слід наперед приймати один із цих шляхів як єдиний; у роботі важливішим є експериментальне встановлення кінцевого фазового стану.

Після зародження мартенситної ділянки її подальший розвиток пов'язаний із ростом і коалесценцією окремих мартенситних областей. На малих деформаціях мартенсит може існувати у вигляді окремих локальних ділянок у межах аустенітної матриці. Зі збільшенням ступеня деформації кількість смуг зсуву і місць їх перетину зростає, тому збільшується кількість

мартенситних зародків. Окремі мартенситні ділянки можуть розростатися, зливатися між собою та формувати більш протяжні області  $\alpha'$ -фази [17], [18].

Мартенситне перетворення під час деформації тісно пов'язане з наклепом. З одного боку, накопичення дислокацій, дефектів пакування і смуг зсуву створює умови для зародження мартенситу. З іншого боку, уже сформований  $\alpha'$ -мартенсит є твердішою фазою порівняно з аустенітом і додатково ускладнює рух дислокацій. Тому зміцнення метастабільних аустенітних сталей після деформації має змішану природу: воно зумовлене дислокаційним наклепом, можливим двійникуванням, утворенням мартенситної фази та взаємодією між цими структурними елементами [15], [17].

Температура деформації впливає на механізм перетворення через зміну термодинамічної рушійної сили та енергії дефекту пакування. За зниження температури аустеніт стає менш стабільним, тому мартенсит може утворюватися за меншого ступеня деформації. За підвищення температури стабільність  $\gamma$ -фази зростає, а мартенситне перетворення пригнічується. Це важливо для механічної обробки, оскільки інтенсивне тертя може локально нагрівати поверхневий шар. У такому випадку пластична деформація сприяє утворенню мартенситу, а локальне нагрівання може частково стримувати це перетворення [8], [17].

Швидкість деформації також змінює співвідношення між накопиченням дефектів і тепловими ефектами. За вищих швидкостей частина енергії деформації швидше переходить у тепло, а локальне підвищення температури може зменшувати об'ємну частку  $\alpha'$ -мартенситу. Для сталі AISI 321 показано, що частка деформаційно-індукованого мартенситу зростає зі збільшенням пластичної деформації, але за підвищеної швидкості деформації його утворення може зменшуватися [17].

Зернова будова впливає на перетворення через кількість меж зерен, потрібних стиків і локальних неоднорідностей деформації. У дрібнозернистій структурі зростає кількість потенційних місць зародження мартенситу, однак

одночасно змінюється характер деформаційного ковзання і двійникування. Для Ті-стабілізованої аустенітної сталі AISI 321 зафіксовано залежність кількості  $\alpha'$ -мартенситу від розміру зерна та швидкості навантаження [15]. Для сталі 08X18H10T це означає, що однаковий режим механічної обробки може давати різний результат для зразків із різною попередньою термічною або деформаційною історією.

Під час шліфування, полірування або іншої механічної обробки максимальна пластична деформація зосереджується в тонкому приповерхневому шарі. Саме в цьому шарі найімовірніше накопичуються дислокації, дефекти пакування, залишкові напруження та можливі зародки  $\alpha'$ -мартенситу. Об'єм зразка при цьому може залишатися переважно аустенітним. Тому виявлення мартенситної фази після механічної обробки потрібно пов'язувати з глибиною аналізу та чутливістю методу до приповерхневого шару.

Механізм деформаційно-індукованого мартенситного перетворення в аустенітних сталях включає кілька взаємопов'язаних стадій: накопичення дислокацій і дефектів пакування в  $\gamma$ -аустеніті, формування смуг зсуву, зародження  $\alpha'$ -мартенситу переважно в місцях перетину цих смуг, подальший ріст і злиття мартенситних ділянок. Для сталі 08X18H10T цей механізм є основою для пояснення можливих фазових змін після різного ступеня механічної обробки. Наявність  $\alpha'$ -мартенситу не можна встановлювати лише за фактом наклепу або підвищення мікротвердості; її потрібно підтверджувати рентгеноструктурним або іншим фазочутливим методом.

## **1.8 Фактори впливу на кількість мартенситу при механічній обробці**

Кількість деформаційно-індукованого мартенситу в аустенітних сталях залежить від стабільності аустеніту та умов, за яких відбувається пластична деформація. Для сталі 08X18H10T це питання має практичне значення,

оскільки механічна обробка змінює переважно приповерхневий шар. Саме в цій зоні виникають максимальні деформації, залишкові напруження, локальне нагрівання та накопичення дефектів кристалічної будови.

Одним з основних чинників є хімічний склад сталі. Нікель, вуглець і азот стабілізують аустеніт, тоді як зменшення їхнього вмісту в твердому розчині може підвищувати схильність  $\gamma$ -фази до мартенситного перетворення. У сталі 08X18H10T титан зв'язує вуглець і азот у карбіди або карбонітриди, тому реальна стабільність аустеніту залежить не лише від марочного складу, а й від попередньої термічної обробки та кількості елементів, що залишаються розчиненими в матриці [6], [13].

Важливе значення має ступінь пластичної деформації. На початкових етапах механічного впливу переважають наклеп, зростання густини дислокацій і формування дефектів пакування. Зі збільшенням деформації зростає кількість смуг зсуву та місць їх перетину, які є сприятливими ділянками для зародження  $\alpha'$ -мартенситу [8], [18]. Тому інтенсивніше шліфування або інший жорсткіший режим обробки можуть збільшувати ймовірність появи мартенситної складової.

Температура під час деформації також впливає на кількість мартенситу. Зниження температури зазвичай сприяє мартенситному перетворенню, оскільки аустеніт стає менш стабільним. Підвищення температури, навпаки, пригнічує перетворення. Під час механічної обробки ці два чинники можуть діяти одночасно: пластична деформація сприяє утворенню  $\alpha'$ -мартенситу, а локальне нагрівання від тертя може частково зменшувати його кількість [17], [14].

На результат впливає і швидкість деформації. За високих швидкостей механічної обробки енергія деформації швидше переходить у тепло, що може підвищувати температуру приповерхневого шару. Через це збільшення інтенсивності обробки не завжди приводить до пропорційного зростання кількості мартенситу. Для близької за типом легування сталі AISI 321 показано, що частка деформаційно-індукованого мартенситу залежить не лише від величини пластичної деформації, а й від швидкості навантаження [17].

Зернова будова сталі також може змінювати кінетику перетворення. Межі зерен, потрійні стики та локальні орієнтаційні неоднорідності є ділянками концентрації напружень. У дрібнозернистій структурі кількість таких ділянок більша, тому умови зародження мартенситу можуть відрізнятися від грубозернистого стану [15]. Для сталі 08X18H10T це означає, що попередня термічна або деформаційна історія зразка може впливати на результат подальшої механічної обробки.

Вплив механічної обробки залежить також від її схеми. Різання, шліфування, полірування або тертя створюють різні співвідношення стиску, зсуву, розтягу, нагрівання та пошкодження поверхні. Найбільші структурні зміни зазвичай зосереджуються в тонкому приповерхневому шарі. Тому кількість мартенситу, визначена рентгеноструктурним методом, може характеризувати не весь об'єм зразка, а саме шар, який бере участь у формуванні дифракційного сигналу.

Отже, кількість деформаційного мартенситу після механічної обробки сталі 08X18H10T визначається сукупною дією хімічного складу, вихідного структурного стану, ступеня й швидкості деформації, температури, зеренної будови та характеру обробки. Через одночасну дію цих чинників наявність  $\alpha'$ -мартенситу не можна встановлювати лише за фактом механічного впливу. Її потрібно підтверджувати фазовим аналізом, а отримані результати інтерпретувати з урахуванням стану приповерхневого шару.

## **1.9 Вплив деформаційного мартенситу на властивості сталі**

Деформаційно-індукований мартенсит змінює властивості аустенітних сталей, оскільки має іншу кристалічну будову, вищу твердість і феромагнітні властивості порівняно з  $\gamma$ -аустенітом. Його поява після механічної обробки свідчить не лише про фазове перетворення, а й про накопичення значної пластичної деформації в приповерхневому шарі.

Найпомітніший вплив мартенситної складової пов'язаний зі зміцненням сталі. Утворення  $\alpha'$ -мартенситу разом із наклепом підвищує опір пластичній деформації, тому може зростати мікротвердість і міцність поверхневого шару. Водночас надмірне збільшення частки мартенситу здатне знижувати пластичність, оскільки мартенситні ділянки ускладнюють рівномірне деформування аустенітної матриці [8], [17].

Поява  $\alpha'$ -мартенситу також впливає на магнітні властивості сталі. Аустенітна сталь 08X18H10T у вихідному стані є переважно немагнітною, однак після деформації може набувати магнітного відгуку через формування феромагнітної мартенситної фази. Це дає змогу використовувати магнітні методи як допоміжний спосіб контролю деформаційного мартенситу, хоча остаточне визначення фазового складу потребує рентгеноструктурного підтвердження [17].

Вплив мартенситу на корозійну поведінку є складнішим. З одного боку, механічна обробка може ущільнювати й зміцнювати поверхневий шар. З іншого боку, мартенсит, залишкові напруження, висока густина дефектів і пошкодження пасивної плівки можуть створювати умови для локальної корозії або корозійного розтріскування [11], [15]. Тому підвищення мікротвердості після механічної обробки не завжди означає покращення експлуатаційних властивостей сталі.

Для сталі 08X18H10T важливо враховувати, що деформаційний мартенсит може бути зосереджений лише в тонкому приповерхневому шарі. Через це його вплив на загальні механічні властивості зразка може бути незначним, але вплив на мікротвердість, залишкові напруження, магнітний стан і корозійну поведінку поверхні може бути суттєвим. Саме тому результати фазового аналізу потрібно зіставляти з даними про мікротвердість і стан поверхневого шару.

Деформаційно-індукований мартенсит у сталі 08X18H10T є важливою ознакою зміни структурного стану після механічної обробки. Його утворення може підвищувати твердість і міцність поверхні, змінювати магнітні

властивості та впливати на корозійну стійкість. У межах цієї роботи наявність мартенситної складової слід розглядати разом із наклепом, залишковими напруженнями та дефектністю кристалічної ґратки.

### 1.10 Висновки до розділу 1

Сталь 08X18H10T належить до аустенітних корозійностійких хромонікелевих сталей, стабілізованих титаном. Її основною структурною складовою є  $\gamma$ -аустеніт із гранецентрованою кубічною ґраткою. Хром забезпечує пасивацію сталі, нікель стабілізує аустенітну фазу, а титан зв'язує вуглець і азот у карбіди або карбонітриди, знижуючи схильність до міжкристалітної корозії.

Мікроструктура сталі 08X18H10T визначається аустенітною матрицею, наявністю Ті-вмісних частинок, зеренною будовою, дислокаційною підструктурою, а також попередньою термічною та деформаційною історією. Тому навіть за однакового хімічного складу її структурний стан може змінюватися залежно від способу отримання, гартування, стабілізуючої обробки та подальшої механічної дії.

Аустеніт у сталі 08X18H10T може бути метастабільним. Без зовнішнього впливу сталь переважно зберігає аустенітний стан, однак пластична деформація може спричиняти деформаційно-індуковане мартенситне перетворення. Цьому сприяють накопичення дислокацій, дефектів пакування, смуг зсуву, залишкових напружень і локальних областей із підвищеною енергією.

Механічна обробка найбільше впливає на приповерхневий шар сталі. У ньому можуть формуватися наклеп, підвищена густина дефектів, текстура деформації, залишкові напруження та, за достатньої локальної пластичної деформації,  $\alpha'$ -мартенсит. Водночас об'єм зразка може залишатися переважно аустенітним, що важливо враховувати під час аналізу результатів.

Кількість деформаційного мартенситу залежить від хімічного складу, стабільності аустеніту, температури, ступеня й швидкості деформації, зеренної

будови та характеру механічної обробки. Тому саме шліфування, полірування чи інший механічний вплив не є достатнім доказом його утворення, наявність мартенситу слід підтверджувати фазочутливими методами.

Отже, різний ступінь механічної обробки може істотно змінювати структурний стан сталі 08X18H10T у приповерхневому шарі. Очікуваними змінами є накопичення дефектів, зміна залишкових напружень, розширення дифракційних ліній, підвищення мікротвердості та можлива поява або зростання мартенситної складової.

## 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

### 2.1 Матеріал дослідження та система зразків

Для дослідження використовували сталь 08X18H10T аустенітного класу. До механічної обробки матеріал мав аустенітний фазовий стан; основною структурною складовою була  $\gamma$ -фаза з гранецентрованою кубічною ґраткою [1].

Експериментальну серію становили зразки сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки поверхні. Для позначення зразків використано номери 1, 2, 3 і 4. Зі збільшенням числового позначення зростає інтенсивність механічного впливу на поверхневий шар (табл. 2.1). Для порівняння результатів кожному стану надано умовний коефіцієнт механічної обробки, де зразку 4 відповідає максимальне значення, прийняте за 1.

Таблиця 2.1 – Позначення зразків сталі 08X18H10T після механічної обробки

| № зразка | Умовний коефіцієнт механічного впливу | Характеристика стану поверхні                             |
|----------|---------------------------------------|-----------------------------------------------------------|
| 1        | 0,25                                  | найменший ступінь механічної обробки в дослідженій серії  |
| 2        | 0,5                                   | проміжний ступінь механічної обробки                      |
| 3        | 0,75                                  | підвищений ступінь механічної обробки                     |
| 4        | 1                                     | найбільший ступінь механічної обробки в дослідженій серії |

Зразок 1 відповідає найменшому ступеню механічної обробки в дослідженій серії. Подальше порівняння результатів виконували за умовним

коефіцієнтом механічного впливу. Для цієї серії зразків проводили дослідження мікроструктури, фазового складу та мікротвердості поверхневого шару.

Для цієї серії зразків проводили металографічний та електронно-мікроскопічний аналіз, рентгеноструктурне дослідження і вимірювання мікротвердості поверхневого шару. Мікроструктурний стан поверхні аналізували методом скануючої електронної мікроскопії, фазовий склад деформованого шару визначали за результатами рентгеноструктурного аналізу, а зміну механічного стану поверхневого шару оцінювали за мікротвердістю.

## **2.2 Металографічний та електронно-мікроскопічний аналіз**

Металографічний аналіз використовували для попереднього дослідження поперечного перерізу зразків сталі 08X18H10T після механічної обробки. Основним об'єктом спостереження був приповерхневий шар біля обробленої поверхні, тому зразки досліджували не лише з боку зовнішньої поверхні, а й по торцевому шліфу. Такий підхід дозволяє оцінити зміну структури в напрямку від поверхні до основного об'єму матеріалу.

Попередній огляд проводили на металографічному мікроскопі MIM-9. Оптична мікроскопія застосовувалась для контролю якості підготовки шліфа, вибору характерних ділянок і загальної оцінки стану поверхневого шару. На цьому етапі визначали ділянки, придатні для подальшого електронно-мікроскопічного дослідження, зокрема області поблизу межі між обробленою поверхнею та основним об'ємом зразка.

Для детальнішого аналізу використовували скануючу електронну мікроскопію. Дослідження виконували на скануючому електронному мікроскопі JEOL Superprobe 733. Метод СЕМ ґрунтується на скануванні поверхні сфокусованим електронним пучком. У зоні взаємодії пучка з матеріалом утворюються вторинні електрони, відбиті електрони та характеристичне рентгенівське випромінювання. Вторинні електрони

переважно використовують для вивчення рельєфу, оскільки вони виходять із дуже тонкого поверхневого шару. Відбиті електрони формуються внаслідок пружного розсіювання первинних електронів і несуть інформацію про середній атомний номер, рельєф, орієнтацію кристалітів та локальний структурний стан матеріалу [19, 20].

Зразки для СЕМ досліджували у вигляді поперечних шліфів. Під час шліфування та полірування враховували малу товщину зміненого поверхневого шару. Надмірне зняття матеріалу або локальне нагрівання під час підготовки могли змінити стан деформованої зони. Для аустенітної сталі після механічної обробки це є суттєвим, оскільки в приповерхневому шарі можлива поява деформаційно-індукованої мартенситу. Тому підготовку виконували так, щоб зберегти шар, сформований механічною дією, і забезпечити можливість його спостереження на торцевому зображенні.

Основні СЕМ-зображення отримували в режимі СОМРО. У цьому режимі використовується сигнал відбитих електронів, а зображення формується з підсиленням композиційного контрасту. У загальному випадку світліші ділянки на СОМРО-зображенні відповідають областям із більшим середнім атомним номером, а темніші – областям із меншим середнім атомним номером. Для металевих полікристалічних матеріалів на інтенсивність сигналу відбитих електронів також впливають рельєф шліфа, орієнтація зерен, дефектність кристалічної ґратки та умови розсіювання електронів [20, 21].

СОМРО-режим застосовували для виявлення контрастного шару біля обробленої поверхні. На поперечному зображенні цей шар відрізняється від основного об'єму сталі за яскравістю та характером межі. Його поява пов'язана з механічним впливом на поверхню, локальною пластичною деформацією та зміною структурного стану приповерхневої зони. Під час аналізу оцінювали наявність контрастного шару, його вираженість, орієнтовну товщину та характер переходу до основного об'єму сталі.

Під час інтерпретації СОМРО-зображень враховували, що аустеніт і деформаційно-індукований  $\alpha'$ -мартенсит у сталі 08X18H10T мають близький

хімічний склад. Тому різниця яскравості між окремими ділянками не може розглядатися як прямий кількісний розподіл фаз. Контраст може бути зумовлений не лише фазовим складом, а й рельєфом після підготовки шліфа, орієнтаційним контрастом, локальною дефектністю та різною здатністю ділянок до розсіювання електронів. У сучасних дослідженнях показано, що деформаційно-індукований мартенсит в аустенітних сталях може візуалізуватися за допомогою СЕМ у режимах реєстрації відбитих електронів, однак така візуалізація потребує підтвердження незалежним фазовим методом [4].

Вивчення виконували завдяки методам металографічного аналізу і СЕМ, використовували для оцінювання морфології приповерхневого шару, його товщини, однорідності та характеру переходу до основного об'єму сталі. Фазову ідентифікацію  $\gamma$ -аустеніту та мартенситу виконували за результатами рентгеноструктурного аналізу. Отримані металографічні та електронно-мікроскопічні зображення надалі зіставляли з даними РСА та вимірювання мікротвердості.

### 2.3 Рентгеноструктурний аналіз

Рентгеноструктурний аналіз використовували для визначення фазового складу поверхневого шару сталі 08X18H10T після механічної обробки. Метод ґрунтується на дифракції рентгенівського випромінювання на кристалографічних площинах і дає змогу встановлювати тип кристалічної ґратки фаз за положенням, інтенсивністю та формою дифракційних максимумів. РСА застосовували для розділення аустенітної ГЦК-складової та ОЦК-складової, поява якої пов'язана з механічною дією на поверхневий шар [22].

Умова дифракційного відбиття описується рівнянням Вульфа–Брегга:

$$n\lambda = 2d \sin \theta,$$

де  $n$ – порядок відбиття;

$\lambda$ – довжина хвилі рентгенівського випромінювання;

$d$ – міжплощинна відстань;

$\theta$ – кут Брегга.

Експериментальні дифрактограми подають у координатах  $2\theta$ –інтенсивність, тому під час інтерпретації максимумів враховували, що в рівняння Вульфа–Брегга входить кут  $\theta$ , а не повне кутове положення максимуму на дифрактограмі.

Для кубічних ґраток міжплощинну відстань пов'язували з параметром елементарної комірки співвідношенням:

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}},$$

де  $a$ – параметр ґратки;

$h, k, l$ – індекси Міллера відповідної площини.

Це співвідношення використовували для індексування максимумів ГЦК-аустеніту та ОЦК-складової, а також для уточнення параметрів ґратки.

Рентгеноструктурні дослідження виконували на дифрактометрах Rigaku Ultima IV та ДРОН-3М. Основну серію дифрактограм для зразків 1, 2, 3 і 4 отримували у  $\text{Cu K}\alpha$ -випромінюванні. Для частини зразків додатково проводили зйомку у  $\text{Co K}\alpha$ -випромінюванні. Використання двох довжин хвиль дало змогу порівняти фазовий склад приповерхневого шару за різних умов поглинання рентгенівського випромінювання.

Під час дослідження використовували дві фокусуючі геометрії зйомки по Бреггу-Брентано. У схемі  $\theta$ – $2\theta$  зразок повертається на кут  $\theta$ , а детектор – на кут  $2\theta$ . У схемі  $\theta$ – $\theta$  зразок залишається нерухомим, тоді як рентгенівська трубка й детектор переміщуються симетрично відносно його поверхні на однаковий кут  $\theta$ . В обох випадках реєструються дифракційні максимуми від площин, для яких

виконується рівняння Вульфа–Брегга, однак конструктивна реалізація експерименту відрізняється.

Застосування  $\text{Cu K}\alpha$ -випромінювання для сталей на основі заліза супроводжується підвищенням фону внаслідок флуоресцентного випромінювання  $\text{Fe}$ . Частина падаючого випромінювання поглинається атомами заліза та перевипромінюється некогерентно, тому цей сигнал не формує дифракційних максимумів за законом Вульфа–Брегга, а збільшує фонову складову. Для зменшення такого внеску використовували монохроматизацію пучка за допомогою встановлення графітового монохроматора на дифрагованому пучку.  $\text{Co K}\alpha$ -випромінювання застосовували як додатковий варіант зйомки, доцільний для  $\text{Fe}$ -вмісних матеріалів, оскільки за цих умов флуоресцентний фон від заліза проявляється менше [23–25].

Оскільки  $\text{Cu K}\alpha$ - та  $\text{Co K}\alpha$ -випромінювання мають різні довжини хвиль, положення максимумів на шкалі  $2\theta$  для одних і тих самих міжплощинних відстаней не збігаються. Тому порівняння дифрактограм, отриманих із різними анодами, виконували не за прямим накладанням кутових положень, а з урахуванням довжини хвилі та відповідних міжплощинних відстаней.

Під час аналізу враховували, що рентгенівський сигнал формується не з усього об'єму зразка, а з певної приповерхневої області [23]. Інтенсивність випромінювання від шару, розташованого на глибині  $t$ , зменшується внаслідок поглинання. Для симетричної геометрії зйомки це можна подати у вигляді:

$$I(t) = I_0 \exp \left( -\frac{2\mu t}{\sin \theta} \right),$$

де  $I_0$ – початкова інтенсивність;

$I(t)$ – інтенсивність сигналу від шару на глибині  $t$ ;

$\mu$ – лінійний коефіцієнт поглинання;  $\theta$ – кут падіння пучка.

Множник 2 враховує шлях падаючого та дифрагованого пучків у матеріалі.

Лінійний коефіцієнт поглинання визначається через масовий коефіцієнт поглинання:

$$\mu = \rho \left( \frac{\mu}{\rho} \right),$$

де  $\rho$  – густина матеріалу;

$\mu/\rho$  – масовий коефіцієнт поглинання [22].

Для механічно обробленого шару ця залежність має велике значення. Найбільші структурні зміни очікуються безпосередньо біля поверхні, тоді як зі збільшенням глибини вплив механічної обробки зменшується. Тому різницю між результатами Cu K $\alpha$ - та Co K $\alpha$ -зйомки враховували як наслідок не лише різного рівня фону, а й різної ефективної глибини формування дифракційного сигналу.

Експериментальні дифрактограми експортували у форматі X\_Y і будували в програмі Origin. По осі абсцис відкладали кут  $2\theta$ , по осі ординат – інтенсивність у відносних одиницях. Фон під час побудови графіків не віднімали, оскільки його рівень характеризує реальні умови реєстрації сигналу. Для зіставлення дифрактограм інтенсивність нормували від нуля до максимального значення в межах відповідної зйомки.

Фазову ідентифікацію виконували за положенням і набором дифракційних максимумів. Аустенітну складову описували як фазу з ГЦК-граткою. ОЦК-складову пов'язували переважно з деформаційно-індукованим  $\alpha'$ -мартенситом, який може формуватися в сталі 08X18H10T під дією механічної обробки. Водночас під час інтерпретації враховували можливий внесок  $\delta$ -фериту, оскільки він також має ОЦК-гратку й може давати близькі за положенням дифракційні максимуми. Тому висновок про мартенситну складову робили за сукупністю дифракційних ознак, а не за появою одного окремого максимуму.

Кількісне співвідношення фаз визначали за результатами профільного уточнення дифрактограм. Такий підхід є коректнішим, ніж оцінювання за висотою окремої лінії, оскільки враховує положення, форму, ширину, фон та інтегральну інтенсивність максимумів. У загальному вигляді масова частка  $i$ -ої фази може бути подана через масштабний коефіцієнт:

$$w_i = \frac{S_i Z_i M_i V_i}{\sum_j S_j Z_j M_j V_j},$$

де  $w_i$  – масова частка фази;

$S_i$  – масштабний коефіцієнт;

$Z_i$  – число формульних одиниць в елементарній комірці;

$M_i$  – молярна маса формульної одиниці;

$V_i$  – об'єм елементарної комірки.

Уточнення виконували для двофазної моделі, що включала ГЦК-аустеніт і ОЦК-складову.

Під час профільного уточнення враховували переважну орієнтацію кристалітів. Для цього застосовували модель Марча–Долласа, яка вводить поправку до інтенсивності дифракційних максимумів за наявності текстури [26, 27]. Поправочний множник для відбиття  $hkl$  має вигляд:

$$P_{hkl} = (r^2 \cos^2 \alpha + r^{-1} \sin^2 \alpha)^{-3/2}, \quad (2.1)$$

де  $P_{hkl}$  – поправка до інтенсивності відповідного максимуму;

$r$  – параметр текстури Марча–Долласа;

$\alpha$  – кут між напрямом переважної орієнтації та нормаллю до площини  $hkl$ .

За  $r = 1$  переважна орієнтація не враховується; відхилення цього параметра від одиниці свідчить про вплив текстури на співвідношення інтенсивностей.

Для аналізу використовували модель Марча–Долласа для аустенітної ГЦК-складової, оскільки механічна обробка може спричиняти переважну орієнтацію зерен у поверхневому шарі. Врахування текстурної поправки необхідне для коректного визначення співвідношення ГЦК- та ОЦК-складових, оскільки текстура змінює відносні інтенсивності максимумів без обов'язкової зміни фазового складу.

Для зіставлення експериментальних максимумів із еталонними положеннями використовували кристалографічні бази даних PDF-2 та COD. База PDF-2 містить міжплощинні відстані та відносні інтенсивності ліній, тоді як COD додатково містить кристалографічні відомості про структуру фаз, зокрема координати атомів у комірці [28, 29]. Отримані дифрактограми надалі використовували для аналізу зміни фазового складу поверхневого шару зі збільшенням ступеня механічної обробки.

## **2.4 Методика оцінювання мартенситної складової за результатами РСА**

Оцінювання мартенситної складової в сталі 08X18H10T виконували за результатами рентгеноструктурного аналізу, оскільки саме дифракційний метод дає змогу розділити фази з різним типом кристалічної ґратки. Для аустенітної сталі після механічної обробки це має основне значення, оскільки внаслідок пластичної деформації частина  $\gamma$ -аустеніту може перетворюватися на  $\alpha'$ -мартенсит. Вихідна аустенітна складова має гранецентровану кубічну ґратку, тоді як мартенситна складова описується об'ємноцентрованою або близькою до неї тетрагональною ґраткою. Тому фазову ідентифікацію проводили за наявністю, положенням та інтенсивністю дифракційних максимумів, що відповідають ГЦК- та ОЦК/ОЦТ-структурам [30, 31].

У результатах обробки дифрактограм аустенітну складову позначали як Fe-fcc, а ОЦК-складову – як Fe-bcc. Таке позначення є кристалографічним і відображає тип ґратки, який використано під час обробки дифракційних даних.

У межах цієї роботи Fe-fcc відповідає  $\gamma$ -аустеніту, а Fe-bcc розглядали як дифракційний прояв мартенситної складової, що може утворюватися в приповерхневому шарі сталі після механічної обробки. Разом з тим це ототожнення виконували обережно, оскільки залишкова  $\delta$ -феритна складова, якщо вона присутня у вихідному матеріалі, також має ОЦК-гратку й може давати дифракційні максимуми, близькі до максимумів  $\alpha'$ -мартенситу.

Кількісну оцінку мартенситної складової не виконували за висотою одного максимуму, оскільки вона залежить не лише від кількості фази, а й від фону, ширини лінії, текстури, умов зйомки та перекриття з іншими піками. Для аналізу використовували інтегральні інтенсивності, тобто площу під відповідними максимумами після віднімання фону та розділення перекритих ліній. Обирали характерні максимуми ГЦК-аустеніту й мартенситу з достатньою інтенсивністю та найменшим перекриттям. Якщо максимум частково накладався на сусідню лінію, його враховували не окремо, а під час профільної обробки дифрактограми разом з іншими максимумами.

Загальний принцип кількісного фазового аналізу полягав у тому, що внесок кожної фази оцінювали за її дифракційними максимумами з урахуванням відмінностей у розсіювальній здатності, положенні ліній, наявності текстури, ширині піків і фоновій складовій. У спрощеному вигляді нормовану інтенсивність фази можна подати як

$$Q_i = \frac{I_i}{R_i},$$

$I_i$  – інтегральна інтенсивність вибраного максимуму або сукупності максимумів  $i$ -ї фази;

$R_i$  – коефіцієнт, що враховує кристалографічні та інструментальні чинники для відповідної фази.

Тоді відносну частку фази можна оцінити за співвідношенням

$$w_i = \frac{Q_i}{\sum Q_i}.$$

У практичній обробці дифрактограм це реалізовували не як ручне порівняння окремих піків, а через уточнення профілю дифракційної картини для фаз Fe-fcc і Fe-bcc. Таким чином можна одночасно враховувати положення, ширину, інтенсивність і форму дифракційних максимумів.

Під час оцінювання мартенситної складової враховували можливий вплив текстури поверхневого шару. Механічна обробка може спричиняти переважну орієнтацію зерен або окремих кристалографічних площин відносно поверхні зразка. У такому випадку співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів змінюється не тільки через зміну кількості фаз, а й через зміну орієнтаційного розподілу зерен. Тому збільшення або зменшення інтенсивності одного максимуму не розглядали як самостійний доказ зміни вмісту мартенситу. Висновок робили за сукупністю ознак: появою або посиленням ОЦК-максимумів, зміною їхньої інтегральної інтенсивності, ширини ліній і співвідношення з аустенітними максимумами.

Фонову складову дифрактограми також враховували як один із чинників, що може впливати на точність кількісної оцінки. Для сталей це особливо важливо при використанні Cu K $\alpha$ -випромінювання, оскільки можлива флуоресценція заліза здатна підвищувати фон і ускладнювати виділення слабких максимумів ОЦК-фази. У таких умовах слабкі лінії мартенситної складової можуть бути частково замасковані фоном або перекриті сусідніми максимумами. Тому під час обробки дифрактограм оцінювали не тільки наявність піків, а й якість їхнього відокремлення від фону.

Окрему увагу приділяли перекриттю дифракційних максимумів. У багатофазній або частково деформованій сталі максимумами  $\gamma$ -аустеніту,  $\alpha'$ -мартенситу та можливої  $\delta$ -феритної складової можуть розташовуватися близько один до одного. Крім того, механічна обробка може призводити до розширення ліній через мікродеформації, підвищену густину дефектів і подрібнення

областей когерентного розсіювання. Внаслідок цього сусідні піки можуть частково накладатися, що ускладнює їхнє пряме розділення. Тому оцінювання мартенситної складової виконували з урахуванням повного профілю відповідної ділянки дифрактограми, а не за окремими точками максимуму.

Важливим елементом методики було порівняння зразків між собою та зіставлення їх із вихідним або найменш деформованим станом. Якщо ОЦК-складова присутня вже у вихідному матеріалі, її не можна приписувати лише деформаційно-індукованому мартенситу. У такому випадку показовою є не тільки абсолютна наявність Fe-bcc-фази, а насамперед зміна її частки після механічної обробки. Тому мартенситну складову оцінювали відносно базового стану, порівнюючи інтенсивність і ширину ОЦК-максимумів у зразках із різним ступенем механічного впливу.

Порівняння результатів, отриманих у Cu K $\alpha$ - та Co K $\alpha$ -випромінюванні, використовували як додатковий критерій інтерпретації. Оскільки ці випромінювання мають різну ефективну глибину формування дифракційного сигналу, відмінності у визначеній частці ОЦК-складової можуть свідчити про неоднорідний розподіл мартенситу за глибиною. Для поверхнево деформованого шару це є очікуваним, оскільки найбільша пластична деформація зосереджується поблизу поверхні та зменшується вглиб матеріалу. Тому результати для різних довжин хвиль розглядали не як взаємовиключні, а як такі, що доповнюють одне одного під час аналізу приповерхневого шару.

Під час інтерпретації результатів також враховували, що мартенситна складова після механічної обробки може бути неоднорідною за розподілом. Вона може формуватися локально – у ділянках найбільшої пластичної деформації, поблизу поверхневих нерівностей, слідів абразивної дії або зон концентрації напружень. Через це дані РСА характеризують усереднений фазовий стан шару, який бере участь у формуванні дифракційного сигналу. Вони не дають прямої карти розподілу мартенситу по поверхні, але дозволяють кількісно оцінити його внесок у межах аналізованого шару.

Отже, методика оцінювання мартенситної складової за результатами РСА ґрунтувалася на порівнянні дифракційних ознак ГЦК-аустеніту та мартенситу. Основними критеріями були положення максимумів, інтегральні інтенсивності, ширина дифракційних ліній, зміна співвідношення Fe-fcc/Fe-bcc після механічної обробки та зіставлення результатів для різних довжин хвиль. Такий підхід дає можливість відокремити власне фазові зміни від впливу текстури, фону, перекриття піків і можливої наявності залишкової  $\delta$ -феритної складової.

## 2.5 Висновки до розділу 2

У розділі 2 наведено характеристику досліджуваних зразків сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки поверхні. Для зіставлення результатів використано систему позначень 1, 2, 3 і 4 та умовний коефіцієнт механічного впливу, що змінюється від 0,25 до 1,00.

Для оцінювання стану поверхневого шару використано металографічний та електронно-мікроскопічний аналіз. Металографічне дослідження застосовували для попереднього огляду поперечного шліфа, а скануючу електронну мікроскопію в режимі COMPO – для виявлення контрастного приповерхневого шару, сформованого внаслідок механічної дії.

Основним методом визначення фазового складу деформованого поверхневого шару був рентгеноструктурний аналіз. Зйомку виконували з використанням Cu K $\alpha$ - та Co K $\alpha$ -випромінювання, що дало змогу врахувати вплив довжини хвилі, флуоресцентного фону від заліза та різної ефективної глибини формування дифракційного сигналу.

Фазовий аналіз виконували за дифракційними максимумами ГЦК-аустеніту та ОЦК-складової. Для кількісного зіставлення фаз використовували профільне уточнення дифрактограм, під час якого враховували параметри ґратки, нульове зміщення та використали метод Марча–Долласа. ОЦК-складову

в подальшому аналізі розглядали переважно як прояв деформаційно-індукованого  $\alpha'$ -мартенситу з урахуванням можливого внеску  $\delta$ -фериту.

Обрана послідовність досліджень забезпечує зіставлення морфологічних, фазових і механічних характеристик одного й того самого ряду зразків.

### 3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

#### 3.1 Рентгеноструктурний аналіз зразків після різного ступеня механічної обробки

Рентгеноструктурний аналіз зразків сталі 08X18H10T після механічної обробки проводили для встановлення фазового стану деформованого поверхневого шару. Основну серію дифрактограм отримано для зразків 1, 2, 3 і 4, які відповідають зростанню умовного коефіцієнта механічного впливу від 0,25 до 1,00. Дифрактограми подано в координатах  $2\theta$ –інтенсивність, із нормуванням інтенсивності для зручності порівняння між зразками (рис. 3.1).

На дифрактограмах усіх досліджених зразків основними є максимуми аустенітної ГЦК-фази:  $\gamma(111)$ ,  $\gamma(200)$ ,  $\gamma(220)$ ,  $\gamma(311)$  та  $\gamma(222)$ . Найінтенсивнішим є максимум  $\gamma(111)$ , що свідчить про збереження аустенітної основи сталі після механічної обробки. Це узгоджується з природою сталі 08X18H10T як сталі аустенітного класу.

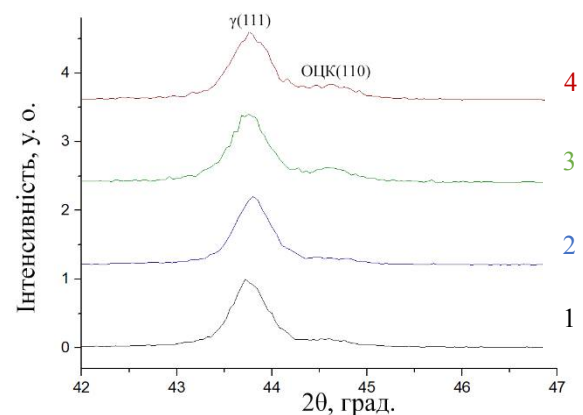
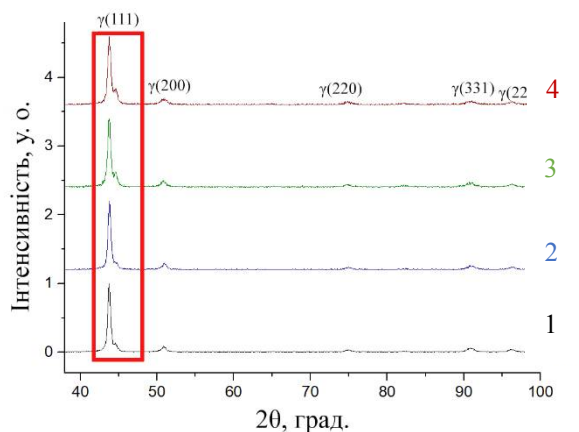


Рисунок 3.1 – Дифрактограми зразків сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки у  $\text{Cu K}\alpha$ -випромінюванні

Разом з аустенітними максимумами на дифрактограмах фіксуються лінії ОЦК-складової. Найбільш показовою є область поблизу максимуму  $\gamma(111)$ , де проявляється відбиття ОЦК(110). Через близьке положення цих максимумів їх зручно аналізувати не тільки на загальній дифрактограмі, а й на збільшеному фрагменті кутового інтервалу поблизу  $42\text{--}47^\circ$ .

На збільшеному фрагменті видно, що форма максимуму в області  $\gamma(111)$  змінюється зі збільшенням ступеня механічної обробки. Для зразків 1 і 2 внесок ОЦК(110) виражений слабше. Для зразків 3 і 4 у цій області спостерігається помітніше розширення та асиметрія максимуму, що відповідає більшому внеску ОЦК-складової. Така зміна дифракційної картини вказує на посилення структурних перетворень у поверхневому шарі за вищої інтенсивності механічного впливу.

ОЦК-складову в досліджуваних зразках пов'язували переважно з деформаційно-індукованим  $\alpha'$ -мартенситом. При цьому її не ототожнювали з мартенситом лише за одним максимумом, оскільки ОЦК-лінії можуть частково накладатися на інші внески, зокрема від  $\delta$ -фериту. Тому подальше кількісне оцінювання фазового співвідношення виконували за результатами профільного уточнення дифрактограм, а не за висотою окремої лінії.

За якісним аналізом дифрактограм можна зробити висновок, що після механічної обробки сталь 08X18H10T зберігає переважно аустенітний фазовий стан, але в її поверхневому шарі формується ОЦК-складова. Найчіткіше її прояв спостерігається для зразків 3 і 4, тобто для станів із вищим умовним коефіцієнтом механічного впливу.

### **3.2 Кількісна оцінка співвідношення ГЦК- та ОЦК-складових за результатами профільного уточнення**

Кількісне оцінювання фазового складу виконували за результатами профільного уточнення дифрактограм. Для опису фазового стану використовували двофазну модель, що включала ГЦК-аустенітну складову та ОЦК-складову. У межах подальшого аналізу ОЦК-складову пов'язували переважно з деформаційно-індукованим  $\alpha'$ -мартенситом, сформованим у поверхневому шарі внаслідок механічної обробки (табл. 3.1).

Таблиця 3.1 – Фазовий склад поверхневого шару сталі 08X18H10T після механічної обробки

| Позначення зразка | Умовний коефіцієнт механічного впливу | ОЦК-складова, % | ГЦК-аустеніт, % | ( $a_{\text{ОЦК}}$ ), нм | ( $a_{\text{ГЦК}}$ ), нм |
|-------------------|---------------------------------------|-----------------|-----------------|--------------------------|--------------------------|
| 1                 | 0,25                                  | 9,25            | 90,8            | 0,287                    | 0,358                    |
| 2                 | 0,5                                   | 7,65            | 92,4            | 0,287                    | 0,358                    |
| 3                 | 0,75                                  | 15              | 85              | 0,287                    | 0,358                    |
| 4                 | 1                                     | 17,35           | 82,7            | 0,287                    | 0,358                    |

За результатами профільного уточнення в усіх зразках основною фазовою складовою залишається ГЦК-аустеніт. Його частка змінюється від 92,35 % для зразка 2 до 82,65 % для зразка 4. Наявність аустеніту як переважної фази узгоджується з дифракційними картинами, де найінтенсивнішими залишаються максимуми  $\gamma(111)$ ,  $\gamma(200)$ ,  $\gamma(220)$ ,  $\gamma(311)$  та  $\gamma(222)$ .

ОЦК-складова присутня в усіх досліджених станах. Для зразків 1 і 2 її вміст становить відповідно 9,25 % і 7,65 %. Для зразків із вищим ступенем механічного впливу значення зростає до 15,00 % для 3 і 17,35 % для 4. Отже, найбільша частка ОЦК-складової зафіксована для зразка 4, що відповідає найбільшому умовному коефіцієнту механічної обробки в дослідженій серії.

Залежність вмісту ОЦК-складової від умовного коефіцієнта механічного впливу має нерівномірний характер. Для зразка 2 частка ОЦК-складової становить 7,65 %, що менше, ніж для 1. Тому для початкових ступенів обробки не спостерігається прямої монотонної залежності між умовним коефіцієнтом

механічного впливу та кількістю ОЦК-складової. Натомість для зразків 3 і 4 її вміст зростає до 15,00 % і 17,35 % відповідно. Саме для цих станів на дифрактограмах чіткіше проявляється внесок ОЦК(110)-максимуму, що вказує на інтенсивніше деформаційно-індуковане перетворення в поверхневому шарі.

Параметр ґратки ОЦК-складової для досліджених зразків змінюється в межах від 2,871 Å до 2,872 Å, а параметр ґратки ГЦК-аустеніту – в межах від 3,5831 Å до 3,5842 Å. Такі значення відповідають очікуваним інтервалам для ОЦК- та ГЦК-складових на основі заліза. Незначна зміна параметрів ґратки між зразками свідчить, що механічна обробка в дослідженій серії насамперед впливає на співвідношення фаз, а не на істотну перебудову кристалічної ґратки кожної з них. Тому в подальшому аналізі основну увагу приділено зміні частки ОЦК-складової.

Отримані результати показують, що після механічної обробки сталь 08X18H10T зберігає аустенітну основу, але в її поверхневому шарі формується ОЦК-складова. Для зразків 3 і 4 її частка є майже вдвічі більшою, ніж для менш інтенсивно оброблених станів. Це дає підставу пов'язувати зміну фазового складу з деформаційно-індукованим перетворенням частини аустеніту в  $\alpha'$ -мартенсит. Кількісні значення, наведені в таблиці 3.1, характеризують саме поверхневий шар, що бере участь у формуванні дифракційного сигналу за умов використаної рентгенівської зйомки.

### **3.3 Порівняння результатів Cu K $\alpha$ - та Co K $\alpha$ -зйомки**

Для частини зразків рентгеноструктурний аналіз виконували з використанням двох типів характеристичного випромінювання – Cu K $\alpha$  та Co K $\alpha$ . Порівняння цих результатів потрібне для уточнення фазового стану поверхневого шару сталі 08X18H10T, оскільки вибір довжини хвилі впливає на рівень фону, умови поглинання та ефективну глибину формування дифракційного сигналу.

У Со К $\alpha$ -випромінюванні досліджували зразки 1 і 3 (рис. 3.2). Ці стани відповідають різним ступеням механічного впливу, тому їх зіставлення дає змогу оцінити, як зміна умов зйомки впливає на визначення ОЦК-складової в поверхневому шарі.

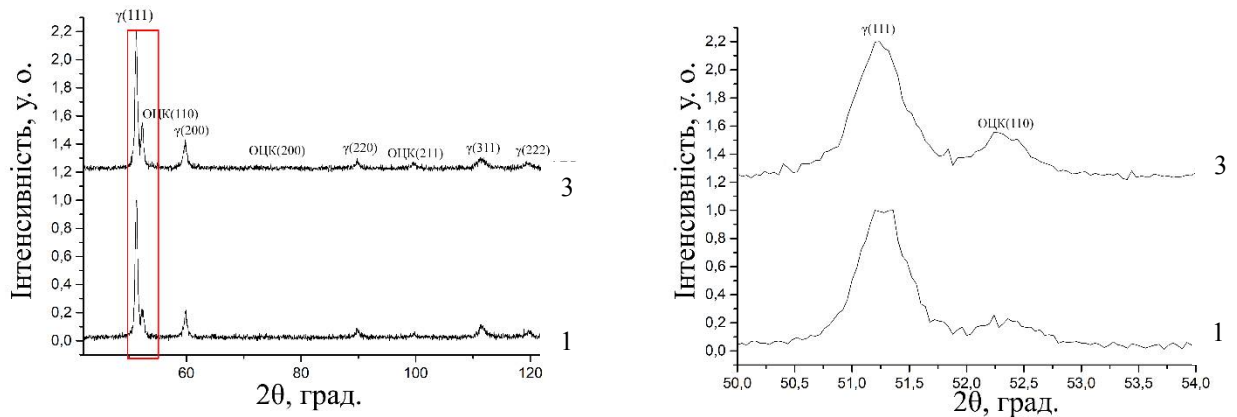


Рисунок 3.2 – Дифрактограми зразків 1 і 3, отримані в Со К $\alpha$ -випромінюванні

На дифрактограмах, отриманих у Со К $\alpha$ -випромінюванні, основними залишаються максимуми ГЦК-аустеніту. Разом з ними фіксується ОЦК-складова, найбільш показовим проявом якої є максимум ОЦК(110) (табл. 3.2). Для зразка 3 внесок цієї складової виражений сильніше, ніж для зразка 1, що узгоджується з більшим ступенем механічного впливу на поверхневий шар.

Таблиця 3.2 – Порівняння фазового складу поверхневого шару за даними Cu К $\alpha$ - та Со К $\alpha$ -зйомки

| Позначення зразка | Умовний коефіцієнт механічного впливу | ОЦК-складова, % | ГЦК-аустеніт, % | ( $a_{\text{ОЦК}}$ ), Å | ( $a_{\text{ГЦК}}$ ), Å |
|-------------------|---------------------------------------|-----------------|-----------------|-------------------------|-------------------------|
| 1                 | Cu К $\alpha$                         | 9,25            | 90,75           | 2,8713                  | 3,5831                  |
| 1                 | Со К $\alpha$                         | 16,82           | 83,18           | 2,8716                  | 3,5815                  |
| 3                 | Cu К $\alpha$                         | 15              | 85              | 2,8717                  | 3,5842                  |
| 3                 | Со К $\alpha$                         | 20,46           | 79,54           | 2,8717                  | 3,5841                  |

Для зразка 1 частка ОЦК-складової за даними Cu К $\alpha$ -зйомки становить 9,25 %, тоді як у Со К $\alpha$ -випромінюванні вона дорівнює 16,82 %. Для зразка 3

відповідні значення становлять 15,00 % і 20,46 %. Отже, в обох випадках Со Ка-зйомка дає вищу оцінку вмісту ОЦК-складової в поверхневому шарі.

Вища частка ОЦК-складової, отримана за Со Ка-зйомкою, пов'язана з умовами формування дифракційного сигналу в сталі на основі Fe. Під час використання Си Ка-випромінювання атоми заліза можуть давати флуоресцентне випромінювання, яке підвищує фон і ускладнює виділення слабких максимумів. У Со Ка-випромінюванні цей внесок менший, тому максимуми ОЦК-складової проявляються чіткіше.

На результат також впливає різна ефективна глибина формування сигналу для Си Ка- та Со Ка-випромінювання. Механічна обробка створює градієнтний поверхневий шар: найбільші структурні зміни зосереджені поблизу обробленої поверхні, а з глибиною їхній внесок зменшується. Якщо ОЦК/мартенситна складова переважно локалізована в тонкій приповерхневій зоні, зміна довжини хвилі та умов поглинання може змінювати її частку в сумарній дифракційній картині.

Для зразка 1 різниця між Си Ка- та Со Ка-зйомкою є більшою, ніж для зразка 3. Частка ОЦК-складової зростає з 9,25 % до 16,82 %, тоді як для зразка 3 – з 15,00 % до 20,46 %. Це може свідчити про те, що за меншого ступеня механічного впливу ОЦК-складова зосереджена переважно в тоншій приповерхневій зоні. За більш інтенсивної обробки, характерної для зразка 3, деформаційно змінений шар поширюється на більшу глибину, тому різниця між двома варіантами зйомки стає менш різкою.

Параметри ґратки ОЦК-складової, визначені за Си Ка- та Со Ка-зйомкою, близькі між собою. Для зразка 3 значення  $a_{\text{ОЦК}}$  становить 2,8717 Å в обох серіях, а для зразка 1 – 2,8713 Å у Си Ка-випромінюванні та 2,8716 Å у Со Ка-випромінюванні. Це показує, що відмінність між результатами двох зйомок проявляється насамперед у кількісній оцінці внеску ОЦК-складової, а не в зміні типу ідентифікованої фази.

Порівняння Cu K $\alpha$ - та Co K $\alpha$ -зйомки підтверджує неоднорідний характер деформованого поверхневого шару сталі 08X18H10T. В обох серіях основною фазою залишається ГЦК-аустеніт, однак у поверхневому шарі фіксується ОЦК-складова, пов'язана з деформаційно-індукованим  $\alpha'$ -мартенситом. Більша оцінка її вмісту за Co K $\alpha$ -зйомкою узгоджується з тим, що механічно змінений шар має градієнтну будову, а внесок приповерхневої області залежить від умов рентгенівського аналізу.

### 3.4 Урахування текстури під час аналізу дифрактограм

Під час профільного уточнення дифрактограм було враховано переважну орієнтацію аустенітної ГЦК-складової. Це необхідно для коректного визначення співвідношення фаз, оскільки механічна обробка поверхневого шару може змінювати не тільки кількість мартенситу, а й орієнтаційний стан зерен аустеніту. У такому випадку співвідношення інтенсивностей максимумів  $\gamma(111)$ ,  $\gamma(200)$ ,  $\gamma(220)$ ,  $\gamma(311)$  та  $\gamma(222)$  не повністю відповідає випадково орієнтованому полікристалічному матеріалу.

У досліджених зразках найінтенсивнішим аустенітним максимумом є  $\gamma(111)$ . Саме в цій кутовій області також аналізували прояв ОЦК(110)-складової, тому зміна інтенсивності максимуму  $\gamma(111)$  могла впливати на кількісне визначення фазового складу. Для цього під час уточнення застосовували поправку Марча–Долласа (табл. 3.3) для аустенітної ГЦК-фази за напрямом (111).

Таблиця 3.3 – Параметр Марча–Долласа для аустенітної ГЦК-складової

| Зразок | Випромінювання | Параметр Марча–Долласа |
|--------|----------------|------------------------|
| 1      | Cu K $\alpha$  | 0,53                   |
| 2      | Cu K $\alpha$  | 0,54                   |
| 3      | Cu K $\alpha$  | 0,56                   |
| 4      | Cu K $\alpha$  | 0,56                   |

|   |       |      |
|---|-------|------|
| 1 | Со Ка | 0,62 |
|---|-------|------|

Для всіх досліджених дифрактограм параметр текстури відрізняється від 1, що свідчить про помітний вплив переважної орієнтації на інтенсивності аустенітних максимумів. Для основної  $\text{Cu K}\alpha$ -серії значення параметра змінюється від 0,5334 для зразка 1 до 0,5615 для зразка 4. Такий інтервал показує, що аустенітна складова в поверхневому шарі не є випадково орієнтованою, а механічна обробка супроводжується текстурним внеском у дифракційну картину.

У межах  $\text{Cu K}\alpha$ -серії спостерігається поступове збільшення параметра Марча–Долласа зі зростанням умовного коефіцієнта механічного впливу. Для зразків 3 і 4, у яких зафіксовано більший вміст ОЦК-складової, значення параметра також вищі, ніж для 1 і 2. Це означає, що інтенсивніша механічна дія впливає не лише на фазове співвідношення, а й на орієнтаційний стан аустенітної матриці.

Для  $\text{Co K}\alpha$ -зйомки параметр Марча–Долласа має більші значення: 0,6163 для зразка 1Co- $\gamma$  і 0,6685 для зразка 3-co. Ці результати не слід напряму зіставляти з  $\text{Cu K}\alpha$ -серією як єдину послідовність, оскільки  $\text{Co K}\alpha$ -зйомка характеризує поверхневий шар за інших умов поглинання та іншої ефективної глибини формування сигналу. Разом з тим обидві серії показують однакову особливість: під час аналізу аустенітних максимумів необхідно враховувати текстуру, інакше частка ОЦК-складової може бути оцінена некоректно.

Отримані значення пояснюють, чому кількісне визначення фазового складу не можна виконувати лише за висотою максимуму ОЦК(110) або за співвідношенням двох сусідніх ліній у зоні  $\gamma(111)/\text{ОЦК}(110)$ . У цій області одночасно проявляються кілька чинників: внесок аустенітної фази, мартенситу, фонові складові, перекриття максимумів та переважної орієнтації аустеніту. Тому для оцінки фазового складу використовували профільне уточнення всієї дифракційної картини.

Механічна обробка сталі 08X18H10T змінює не лише співвідношення ГЦК- та ОЦК-складових, а й характер орієнтації аустенітної фази в поверхневому шарі. Це підтверджує, що структурний стан після обробки є складнішим, ніж проста двофазна суміш аустеніту й мартенситу, і потребує одночасного врахування фазового складу та текстурного внеску.

### **3.5 Мікроструктурні ознаки деформованого поверхневого шару за даними СЕМ**

Електронно-мікроскопічне дослідження виконували для оцінювання стану приповерхневої зони, сформованої внаслідок механічної обробки. На відміну від аналізу зовнішньої поверхні, основну увагу приділяли поперечному шліфу зразка. Це дало змогу простежити змінений шар у напрямку від обробленої поверхні до основного об'єму сталі.

На СЕМ-зображеннях у приповерхневій зоні спостерігається контрастний шар, розташований уздовж зовнішньої межі зразка (рис. 3.3). Він відрізняється від основного об'єму сталі за яскравістю та характером рельєфу. Межа шару не є рівною по всій довжині спостережуваної ділянки: місцями вона виражена чіткіше, місцями ускладнена локальними нерівностями, темними включеннями або ділянками, пов'язаними з підготовкою шліфа.

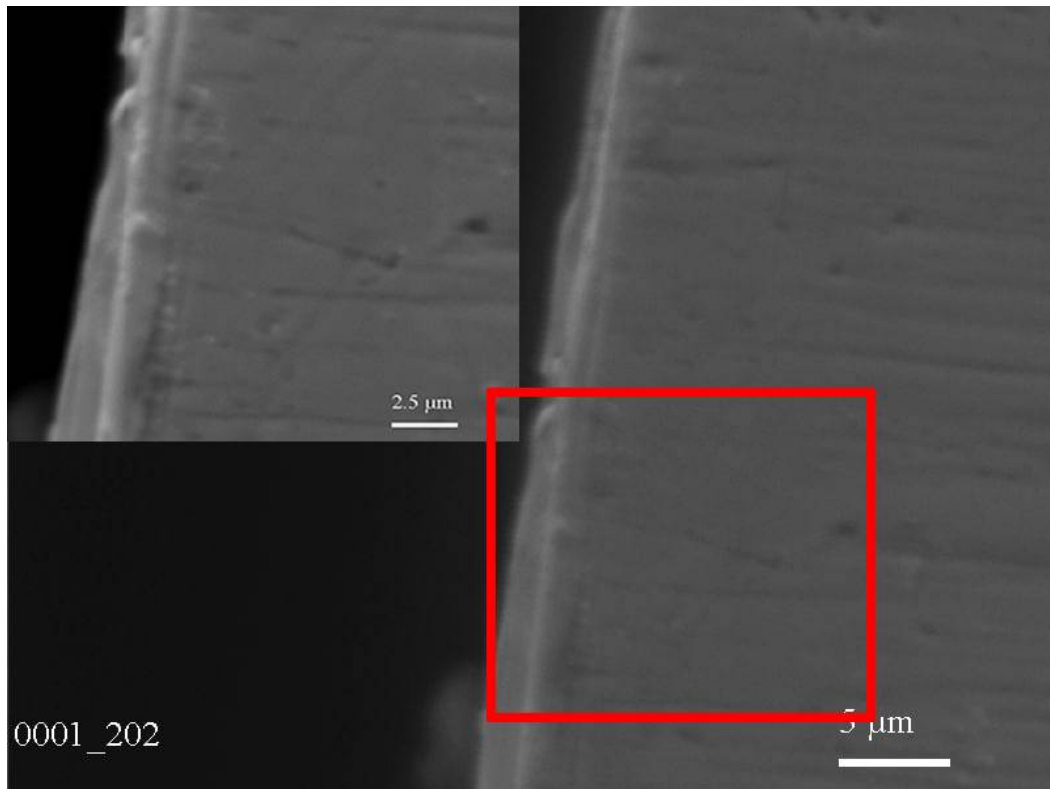


Рисунок 3.3 – СЕМ-зображення поперечного шліфа сталі 08X18N10T після механічної обробки, при збільшенні у 2000 разів та частково 4000 разів

На зображеннях з більшим полем огляду видно, що контрастна приповерхнева зона має неоднорідну будову. Уздовж поверхні простежуються світліші та темніші ділянки, а також локальні порушення суцільності краю. Такі особливості можуть бути пов'язані з нерівномірністю механічного впливу, викришуванням більш крихких ділянок під час підготовки шліфа або з рельєфом, який виник після шліфування та полірування. Тому окремі локальні дефекти не розглядали як самостійні фазові утворення.

Зображення, отримані в режимі COMPO, дають більш виражений контраст між поверхневим шаром і основним об'ємом зразка (рис. 3.4). У цьому режимі помітніше проявляються ділянки з різною здатністю до розсіювання відбитих електронів. Для досліджуваної сталі це важливо, оскільки механічна обробка змінює дефектний стан приповерхневої області та може супроводжуватися появою мартенситу. Разом з тим COMPO-контраст не є прямою кількісною картою фазового складу. На нього впливають не лише

фазові відмінності, а й рельєф шліфа, орієнтація зерен, локальна дефектність і якість підготовки поверхні.

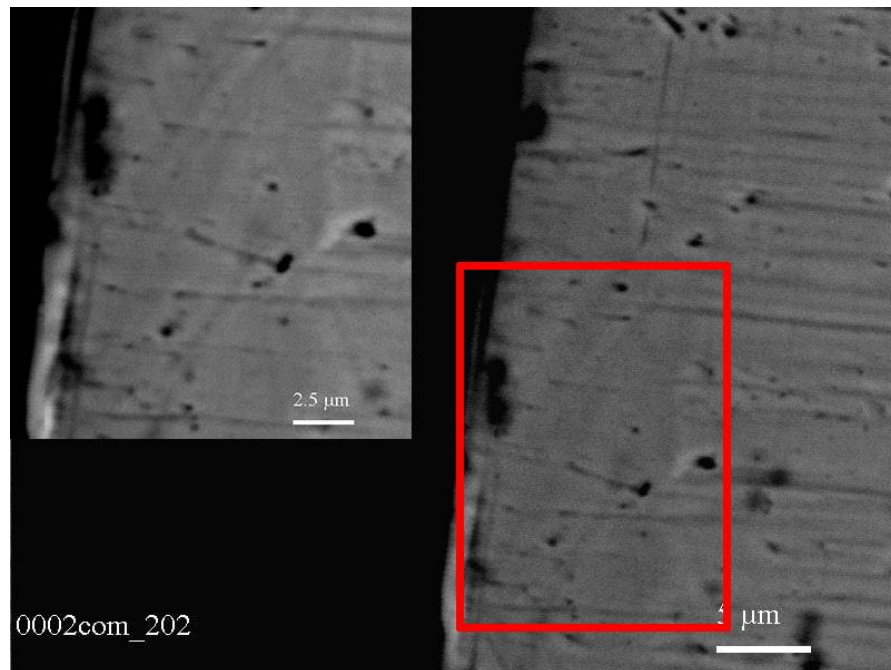


Рисунок 3.4 – СЕМРО-зображення поперечного шліфа сталі 08X18H10T після механічної обробки, при збільшенні у 2000 разів та частково 4000 разів

Отримані СЕМ-зображення підтверджують наявність зміненої приповерхневої зони після механічної обробки. За морфологією ця зона відрізняється від основного об'єму сталі та має мікронний масштаб. Її неоднорідність узгоджується з уявленням про градієнтний характер поверхневого шару: найбільші структурні зміни зосереджуються біля поверхні, а з віддаленням від неї внесок механічної дії зменшується.

Фазову природу контрастного шару оцінювали не лише за СЕМ-зображеннями, а в поєднанні з результатами рентгеноструктурного аналізу. РСА показав наявність ОЦК-складової в усіх досліджених станах, причому для зразків із вищим ступенем механічного впливу її частка збільшується [32]. Тому контрастний шар на поперечному шліфі можна пов'язати з областю, у якій механічна обробка спричинила локальну пластичну деформацію, наклеп і часткове деформаційно-індуковане перетворення аустеніту в ОЦК/мартенситну складову.

Таким чином, дані СЕМ доповнюють результати РСА. Рентгеноструктурний аналіз визначає фазовий склад поверхневого шару, а електронно-мікроскопічні зображення показують морфологічний прояв цього шару на поперечному перерізі. Сукупність цих даних свідчить, що механічна обробка сталі 08X18H10T формує тонку неоднорідну приповерхневу зону, відмінну від основного об'єму матеріалу за структурним станом.

### 3.6 Мікротвердість поверхневого шару після механічної обробки

Мікротвердість поверхневого шару визначали для зразків 1, 2, 3 і 4 після різного ступеня механічної обробки. Вимірювання виконували на приладі Мікрон-Гамма за навантаження  $P = 100\text{г}$  і швидкості навантаження  $V = 10\text{г/с}$ . Для кожного зразка проведено по 10 вимірювань, що дало змогу оцінити не лише середнє значення твердості, а й розкид результатів у межах одного стану поверхневого шару.

Для аналізу використано значення твердості за Мартенсом  $H_{\text{Мартен}}$  та Мейєром  $H_{\text{Мейєр}}$ , оскільки цей параметр безпосередньо визначається за кривою навантаження під час індентування (табл. 3.4) [33].

Таблиця 3.4 – Мікротвердість поверхневого шару сталі 08X18H10T після механічної обробки

| Зразок | $H_{\text{Мартен}}, \text{ГПа}$ | $H_{\text{Мейєр}}, \text{ГПа}$ | Модуль $E, \text{ГПа}$ |
|--------|---------------------------------|--------------------------------|------------------------|
| 1      | 4,456                           | 4,52                           | 195,3                  |
| 2      | 5,243                           | 5,13                           | 207,6                  |
| 3      | 5,172                           | 5,11                           | 177,9                  |
| 4      | 5,294                           | 5,23                           | 255                    |

Найменше середнє значення твердості отримано для зразка 1, який відповідає найменшому ступеню механічного впливу в дослідженій серії. Для

зразків 2, 3 і 4 середні значення  $H_{\text{Мейєр}}$  є вищими й перебувають у близькому інтервалі 5,11–5,23 ГПа. Отже, перехід від зразка 1 до більш інтенсивно оброблених станів супроводжується підвищенням твердості поверхневого шару.

Залежність мікротвердості від умовного коефіцієнта механічного впливу не є лінійною. Найбільше середнє значення отримано для зразка 4, тоді як для зразків 2 і 3 воно залишається близьким, але не перевищує його. Такий характер зміни твердості свідчить, що механічний стан поверхневого шару визначається не лише загальним ступенем обробки, а й локальною неоднорідністю деформації, товщиною зміненого шару та співвідношенням між деформованою поверхневою зоною і аустенітною основою [34].

Порівняння з результатами рентгеноструктурного аналізу показує, що підвищення твердості загалом узгоджується з появою мартенситу в поверхневому шарі. Для зразків 3 і 4 зафіксовано вищий вміст ОЦК-складової – 15,00 % і 17,35 % відповідно, тоді як для 1 і 2 її частка становить 9,25 % і 7,65 %. Водночас мікротвердість не повторює цю залежність повністю. Зразок 2 має нижчу частку ОЦК-складової за даними РСА, але його середня твердість є однією з найбільших у серії.

Це означає, що зміцнення поверхневого шару сталі 08X18H10T після механічної обробки не можна пояснювати тільки кількістю мартенситу. На твердість також впливають наклеп, густина дефектів кристалічної будови, залишкові напруження, локальна текстура та неоднорідність приповерхневої зони. Саме тому мікротвердість слід розглядати як інтегральну характеристику механічного стану шару, а не як прямий кількісний показник вмісту мартенситу.

Отримані результати підтверджують, що механічна обробка призводить до зміцнення поверхневого шару сталі 08X18H10T порівняно зі станом найменшого механічного впливу. Для зразків 2, 3 і 4 мікротвердість підвищується приблизно до одного рівня, що свідчить про формування

зміцненої приповерхневої зони. Її властивості визначаються спільною дією фазових змін, пластичної деформації та локальної неоднорідності шару.

### 3.7 Узагальнення експериментальних результатів

Для наочного зіставлення результатів побудовано залежності вмісту ОЦК-складової та мікротвердості від умовного коефіцієнта механічного впливу. Частка ОЦК-складової загалом зростає зі збільшенням інтенсивності обробки: від 9,3 % для зразка 1 до 17,4 % для зразка 4 (рис. 3.5). Винятком є зразок 2, для якого отримано нижче значення, ніж для зразка 1. Це підтверджує, що формування мартенситу в поверхневому шарі має локально неоднорідний характер.

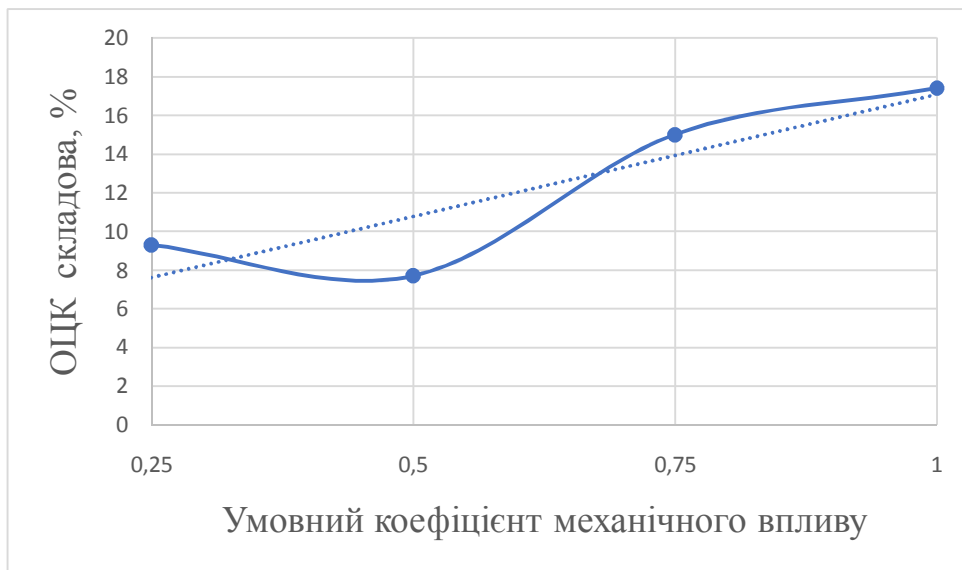


Рисунок 3.5 – Залежність вмісту ОЦК-складової від умовного коефіцієнта механічного впливу

Залежність мікротвердості від умовного коефіцієнта механічного впливу також не є лінійною (рис. 3.6). Після переходу від зразка 1 до зразків 2–4 твердість помітно зростає, однак рівномірного підвищення твердості не спостерігається. Можна припустити, що мікротвердість поверхневого шару визначається не лише вмістом мартенситу

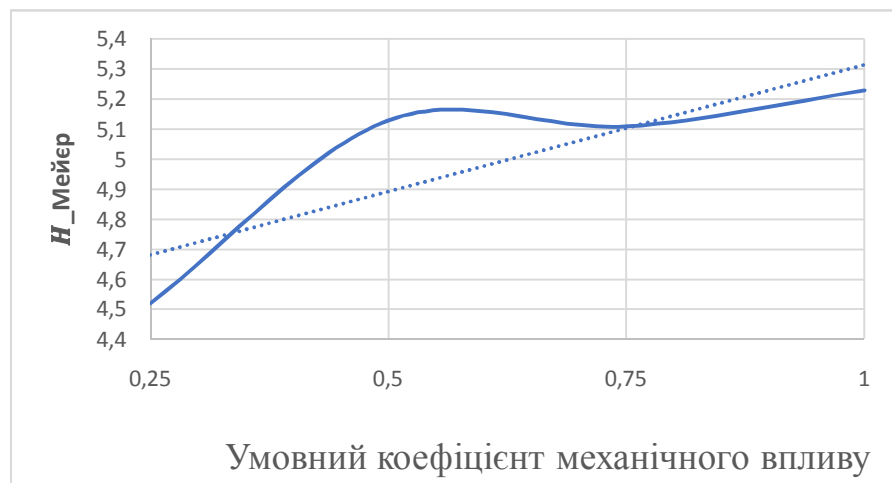


Рисунок 3.6 – Залежність мікротвердості поверхневого шару від умовного коефіцієнта механічного впливу

### 3.8 Висновки до розділу 3

За результатами РСА встановлено, що після механічної обробки основною фазою сталі 08X18H10T залишається ГЦК-аустеніт. У поверхневому шарі виявлено ОЦК-складову, пов'язану з деформаційно-індукованим  $\alpha'$ -мартенситом. За  $\text{Cu K}\alpha$ -зйомкою її частка становить 9,25 % для зразка 1, 7,65 % для зразка 2, 15,00 % для зразка 3 і 17,35 % для зразка 4. Найбільші значення отримано для зразків 3 і 4.

Порівняння  $\text{Cu K}\alpha$ - та  $\text{Co K}\alpha$ -зйомки показало вищу оцінку ОЦК-складової у  $\text{Co K}\alpha$ -випромінюванні: 16,82 % для зразка 1 і 20,46 % для зразка 3. Це вказує на градієнтний характер деформованого поверхневого шару. Під час профільного уточнення враховували текстуру ГЦК-аустеніту за моделлю Марча–Доллазе в напрямі (111).

За СЕМ-зображеннями поперечного шліфа виявлено контрастну приповерхневу зону з нерівномірною межею. Це підтверджує локальний характер механічного впливу. СЕМ-дані розглядали разом із результатами РСА, а не як самостійний кількісний доказ утворення мартенситу.

Мікротвердість поверхневого шару після механічної обробки зростає. Найменше значення твердості за Мейєром отримано для зразка 1 — 4,52 ГПа. Для зразків 2, 3 і 4 значення становлять 5,23 ГПа; 5,11 ГПа і 5,13 ГПа відповідно. Зміцнення пов'язане не лише з ОЦК/мартенситною складовою, а й з наклепом, дефектністю, залишковими напруженнями та неоднорідністю деформованої зони.

Отже, механічна обробка сталі 08X18H10T формує неоднорідний деформований поверхневий шар. У ньому зберігається ГЦК-аустенітна основа, але з'являється ОЦК-складова. Найвиразніші фазові зміни зафіксовано для зразків 3 і 4.

## 4 ОРГАНІЗАЦІЙНО-ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

### 4.1 Науково-технічна актуальність НДР

Сталь 08X18H10T належить до аустенітних хромонікелевих корозійностійких сталей, стабілізованих титаном, і застосовується в умовах, де потрібне поєднання корозійної стійкості та стабільності структури [1–6]. Для таких матеріалів важливим є не лише стан основного об'єму, а й стан поверхневого шару після механічної обробки, оскільки саме він першим сприймає контактні навантаження та може визначати локальну міцність, зносостійкість і працездатність деталі [10, 11].

Механічна обробка аустенітних сталей супроводжується локальною пластичною деформацією поверхні. У приповерхневому шарі можуть накопичуватися дефекти кристалічної будови, формуватися наклеп, залишкові напруження, текстура деформації та ОЦК-складова, яку в межах цієї роботи пов'язано переважно з деформаційно-індукованим  $\alpha'$ -мартенситом [8, 9, 13, 14]. Через градієнтний характер такого шару його властивості не можна коректно оцінити тільки за загальним хімічним складом сталі або за станом її основного об'єму.

Науково-технічна проблема полягає у встановленні зв'язку між ступенем механічної обробки сталі 08X18H10T, фазово-структурним станом її поверхневого шару та зміною мікротвердості. У роботі показано, що після механічної обробки сталь зберігає аустенітну основу, але в поверхневому шарі фіксується ОЦК-складова до 17,35 %, а мікротвердість змінюється в межах 4,52–5,23 ГПа. Це підтверджує необхідність комплексного аналізу, оскільки зміцнення поверхні зумовлене не одним фактором, а сукупною дією наклепу, дефектної структури, залишкових напружень, текстури та можливої мартенситної складової.

Актуальність НДР зумовлена потребою в обґрунтованому контролі структурного стану поверхневого шару сталі 08X18H10T після різного ступеня

механічної обробки. Отримані результати можуть бути використані для порівняння режимів механічного впливу, вибору методики оцінювання деформованих поверхневих шарів і подальшого аналізу експлуатаційної стабільності аустенітних корозійностійких сталей. Таким чином, виконання НДР є доцільним, оскільки вона дає кількісні дані про фазовий склад і мікротвердість приповерхневої зони та уточнює роль механічної обробки у формуванні її структурного стану.

## 4.2 Розрахунок витрат на проведення НДР

### 4.2.1 Витрати на оплату праці

Основна заробітна плата виконавців науково-дослідної роботи визначається на підставі трудомісткості окремих етапів дослідження та посадових окладів безпосередніх виконавців [35]. До розрахунку включено виконавців, які безпосередньо брали участь у постановці задачі, плануванні експерименту, аналізі результатів та оформленні роботи: професора, доцента та інженера-дослідника (табл. 4.1). Посадові оклади прийнято за штатним розписом КПІ ім. Ігоря Сікорського на 2025 рік [36].

Таблиця 4.1 – Трудомісткість робіт по темі

| Найменування робіт по темі дослідження                                       | Трудомісткість за виконавцями, людиноднів |        |                   |
|------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------|--------|-------------------|
|                                                                              | Професор                                  | Доцент | Інженер-дослідник |
| Уточнення та конкретизація завдань дослідження                               | 1                                         | 1      | 1                 |
| Аналіз науково-технічної літератури за темою роботи                          | 0,5                                       | 1      | 6                 |
| Ознайомлення з матеріалом дослідження, системою зразків і методиками аналізу | —                                         | 1      | 3                 |

Продовження таблиці 4.1

| Найменування робіт по темі дослідження                           | Трудовісткість за виконавцями, людино-днів |          |                   |
|------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------|----------|-------------------|
|                                                                  | Професор                                   | Доцент   | Інженер-дослідник |
| Проведення СЕМ-дослідження поверхневого та приповерхневого шару  | —                                          | 2        | 5                 |
| Рентгеноструктурний аналіз і профільне уточнення фазового складу | 0,5                                        | 1,5      | 6                 |
| Вимірювання мікротвердості                                       | —                                          | 0,5      | 2                 |
| Обробка результатів, побудова таблиць і графіків                 | 0,5                                        | 1        | 6                 |
| Написання та оформлення дипломної роботи                         | 0,5                                        | —        | 7                 |
| <b>Разом за виконавцями теми</b>                                 | <b>3</b>                                   | <b>8</b> | <b>36</b>         |

Середньоденна заробітна плата визначається за формулою:

$$З_{\text{дн}} = \frac{О_{\text{міс}}}{21,2},$$

де  $О_{\text{міс}}$  – посадовий місячний оклад виконавця, грн;

21,2 – усереднена кількість робочих днів у місяці.

Заробітна плата кожного виконавця за темою визначається за формулою:

$$ЗП_i = З_{\text{дн},i} \cdot T_i,$$

де  $З_{\text{дн},i}$  – середньоденна заробітна плата відповідного виконавця, грн;

$T_i$  – трудовісткість виконання робіт відповідним виконавцем, людино-днів (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 – Розрахунок витрат на оплату праці

| Посада виконавця теми            | Планова трудомісткість, люд.-днів | Посадовий місячний оклад, грн | Середньоденна заробітна плата, грн | Усього за виконавцем, грн |
|----------------------------------|-----------------------------------|-------------------------------|------------------------------------|---------------------------|
| Професор                         | 3                                 | 24 539,30                     | 1 157,5                            | 3 472,5                   |
| Доцент                           | 8                                 | 23 055,97                     | 1 087,5                            | 8 700,4                   |
| Інженер-дослідник                | 36                                | 9 595,70                      | 452,6                              | 16 294,6                  |
| <b>Разом оплата праці з теми</b> |                                   |                               |                                    | <b>28 467,5</b>           |

Загальні витрати на оплату праці виконавців НДР становлять:

$$ЗП = 3\,472,5 + 8\,700,4 + 16\,294,6 = 28\,467,5 \text{ грн.}$$

Таким чином, витрати на оплату праці за темою дослідження становлять 28467,5 грн.

#### 4.2.2 Єдиний соціальний внесок

Єдиний соціальний внесок є обов'язковим нарахуванням на фонд оплати праці виконавців науково-дослідної роботи. Для розрахунку витрат за цією статтею використовується ставка ЄСВ у розмірі 22 % від загальних витрат на оплату праці [35, 37].

Базою для нарахування ЄСВ є загальна сума витрат на оплату праці виконавців НДР, визначена в таблиці 4.2:

$$ЗП = 28\,467,5 \text{ грн.}$$

Єдиний соціальний внесок визначається за формулою:

$$ЄСВ = ЗП \cdot 0,22,$$

де ЗП– загальні витрати на оплату праці за темою, грн.

Підставивши розраховану суму витрат на оплату праці, отримаємо:

$$\text{ЄСВ} = 28\,467,5 \cdot 0,22 = 6\,262,85 \text{ грн.}$$

Отже, витрати за статтею «Єдиний соціальний внесок» становлять 6262,85 грн.

#### **4.2.3 Матеріали для проведення досліджень**

Для виконання роботи використовували зразки сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки, а також допоміжні витратні матеріали, необхідні для підготовки зразків і проведення структурних досліджень. Окрема закупівля матеріалів у межах цієї НДР не здійснювалася; порядок відображення таких витрат у кошторисі прийнято згідно з методикою розрахунку витрат на НДР [35].

Зразки для дослідження були надані кафедрою фізичного матеріалознавства та термічної обробки Навчально-наукового інституту матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона КПП ім. Ігоря Сікорського. Оскільки їх окрема облікова вартість для цієї роботи не виділялася, прямі витрати на матеріали до планової калькуляції не включалися. Використання наявної лабораторної бази та супровідні витрати враховано у статті «Накладні витрати».

Витрати за статтею «Матеріали для проведення досліджень» приймаємо:

$$B_M = 0 \text{ грн.}$$

У плановій калькуляції кошторисної вартості НДР для цієї статті ставимо прочерк.

#### 4.2.4 Енергоносії

Під час виконання роботи не проводили плавлення, термічну або хіміко-термічну обробку, нанесення покриттів чи інші операції, що потребують окремого розрахунку витрат на енергоносії [35].

Електроенергія споживалася під час роботи лабораторного обладнання, використаного для рентгеноструктурного аналізу, СЕМ-дослідження, підготовки зразків і вимірювання мікротвердості. Окремий облік споживання електроенергії для цих операцій у межах даної НДР не здійснювався, тому такі витрати не виділялися самостійною статтею калькуляції.

Витрати, пов'язані з використанням наявного лабораторного обладнання та забезпеченням його роботи, враховано у складі накладних витрат.

Прямі витрати за статтею «Енергоносії для проведення досліджень» не передбачаються:

$$V_{\text{ен}} = 0 \text{ грн.}$$

У плановій калькуляції кошторисної вартості НДР для цієї статті ставимо прочерк.

#### 4.2.5 Спеціальне обладнання

Під час виконання НДР використовували наявне лабораторне обладнання для підготовки зразків, рентгеноструктурного аналізу, СЕМ-дослідження та вимірювання мікротвердості. Придбання, виготовлення, транспортування або монтаж спеціальних установок, приладів чи оснащення, призначених тільки для цієї роботи, не передбачалися [35].

Обладнання, використане під час дослідження, належить до наявної лабораторної бази та не закуповувалося окремо в межах даної НДР. Тому витрати на спеціальне обладнання не виділяються окремою статтею

калькуляції. Витрати, пов'язані з експлуатацією наявного обладнання, враховано у складі накладних витрат.

Прямі витрати за статтею «Спеціальне обладнання для наукових цілей» становлять:

$$B_{об} = 0 \text{ грн.}$$

У плановій калькуляції кошторисної вартості НДР для цієї статті ставимо прочерк.

#### **4.2.6 Послуги сторонніх організацій**

Під час виконання НДР не залучали сторонні організації для виготовлення зразків, проведення випробувань, оренди обладнання або обробки експериментальних даних. Основні дослідження виконували на наявній лабораторній базі кафедри та установи, де проходила переддипломна практика. Витрати за цією статтею враховують тільки роботи, які виконуються зовнішніми організаціями за договором [35].

Договори на виконання окремих робіт із зовнішніми організаціями не укладалися, тому витрати за цією статтею в розрахунку не передбачаються:

$$B_{co} = 0 \text{ грн.}$$

У плановій калькуляції кошторисної вартості НДР для статті «Послуги сторонніх організацій» ставимо прочерк.

#### **4.2.7 Службові відрядження**

Під час виконання науково-дослідної роботи службові відрядження не планувалися. Основні етапи дослідження виконували на наявній навчальній і лабораторній базі КПІ ім. Ігоря Сікорського та під час переддипломної практики; витрати на відрядження до кошторису включають лише за їх фактичного планування [35].

Витрати на проїзд, проживання та добові виплати для виконавців роботи не передбачалися, тому ця стаття не включається до планової калькуляції кошторисної вартості НДР.

Отже, витрати за статтею «Службові відрядження» становлять:

$$V_{\text{відр}} = 0 \text{ грн.}$$

У плановій калькуляції кошторисної вартості НДР для цієї статті ставимо прочерк.

#### **4.2.8 Інші прямі невраховані витрати**

До інших прямих неврахованих витрат належать витрати, пов'язані з виконанням НДР, але не віднесені до попередніх статей калькуляції. Для цієї роботи до них можна віднести допоміжні організаційні витрати, витрати на підготовку та оформлення робочих матеріалів, обробку результатів і супровідні роботи, які не були виділені окремими статтями [35].

Інші прямі невраховані витрати приймаємо на рівні 10 % від суми врахованих прямих витрат на виконання НДР. У цій роботі до таких витрат належать витрати на оплату праці та єдиний соціальний внесок:

$$B_{\text{пр}} = 3\text{П} + \text{ЄСВ},$$

де 3П– витрати на оплату праці, грн;

ЄСВ– єдиний соціальний внесок, грн.

Підставимо розраховані значення:

$$B_{\text{пр}} = 28\,467,5 + 6\,262,85 = 34\,730,35 \text{ грн.}$$

Інші прямі невраховані витрати становлять:

$$B_{\text{ін}} = B_{\text{пр}} \cdot 0,10,$$

Отже, витрати за статтею «Інші прямі невраховані витрати» становлять 3473,03 грн.

#### 4.2.9 Накладні витрати

Накладні витрати враховують витрати, пов'язані з організацією та забезпеченням виконання НДР: утриманням приміщень, використанням наявного лабораторного обладнання, забезпеченням умов праці, адміністративним супроводом та іншими загальними витратами організації-виконавця [35]. До бази розрахунку входять витрати на оплату праці, єдиний соціальний внесок та інші прямі невраховані витрати, приймаємо на рівні 20 % від суми прямих витрат

$$B_{\text{пр}} = 3\text{П} + \text{ЄСВ} + B_{\text{ін}},$$

де 3П– витрати на оплату праці, грн;

ЄСВ– єдиний соціальний внесок, грн;

$B_{\text{ін}}$ – інші прямі невраховані витрати, грн.

Підставимо розраховані значення:

$$B_{\text{пр}} = 28\,467,5 + 6\,262,85 + 3\,473,03 = 38\,203,38 \text{ грн.}$$

Накладні витрати визначаємо за формулою:

$$B_{\text{накл}} = B_{\text{пр}} \cdot 0,20.$$

Отже, накладні витрати за темою НДР становлять 7640,68 грн.

#### 4.2.10 Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

Планову калькуляцію кошторисної вартості НДР складено на підставі розрахунків, виконаних у підрозділах 4.2.1–4.2.9 [35]. До кошторису включено витрати на оплату праці виконавців, єдиний соціальний внесок, інші прямі невраховані витрати та накладні витрати. Статті, за якими окремі витрати в межах цієї роботи не передбачалися, у розрахунку позначено прочерком (табл. 4.3).

Таблиця 4.3 – Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

| Найменування статей витрат | Сума, грн | Обґрунтування                         |
|----------------------------|-----------|---------------------------------------|
| Витрати на оплату праці    | 28 467,49 | Відповідно до розрахунків у табл. 4.2 |
| Єдиний соціальний внесок   | 6 262,85  | 22 % від витрат на оплату праці       |

Продовження таблиці 4.3

| Найменування статей | Сума, грн | Обґрунтування |
|---------------------|-----------|---------------|
|---------------------|-----------|---------------|

| <b>витрат</b>                            |          |                                                               |
|------------------------------------------|----------|---------------------------------------------------------------|
| Матеріали для проведення досліджень      | —        | Окрема закупівля матеріалів не здійснювалася                  |
| Енергоносії для проведення досліджень    | —        | Окремо не обліковувалися, враховано у складі накладних витрат |
| Спеціальне обладнання для наукових цілей | —        | Нове обладнання для виконання НДР не закуповувалося           |
| Послуги сторонніх організацій            | —        | Сторонні організації не залучалися                            |
| Службові відрядження                     | —        | Відрядження не передбачалися                                  |
| Інші прямі невраховані витрати           | 3 473,03 | 10 % від суми врахованих прямих витрат                        |
| Накладні витрати                         | 7 640,68 | 20 % від суми прямих витрат                                   |
| <b>Усього витрат по темі</b>             |          | <b>45 844,05</b>                                              |

Загальна кошторисна вартість виконання НДР визначається як сума всіх статей витрат:

$$V_{\text{НДР}} = 3П + \text{ЄСВ} + V_{\text{ін}} + V_{\text{накл}},$$

де 3П – витрати на оплату праці, грн;

ЄСВ – єдиний соціальний внесок, грн;

$V_{\text{ін}}$  – інші прямі невраховані витрати, грн;

$V_{\text{накл}}$  – накладні витрати, грн.

Підставимо розраховані значення:

$$V_{\text{НДР}} = 28\,467,49 + 6\,262,85 + 3\,473,03 + 7\,640,68 = 45\,844,05 \text{ грн.}$$

Отже, планова кошторисна вартість виконання науково-дослідної роботи становить 45844,05 грн.

### 4.3 Науково-технічна ефективність НДР

Оцінювання науково-технічної ефективності НДР виконано за бальною методикою. Для цього враховано важливість розробки, можливість використання отриманих результатів, теоретичну значущість і рівень новизни, а також складність виконання дослідження [35] (табл. 4.4).

Таблиця 4.4 – Бальна оцінка ефективності НДР

| Показник оцінки ефективності НДР                 | Умове позначення показника | Характеристика даної роботи                                                                                                                                                  | Кількість балів |
|--------------------------------------------------|----------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------|
| Важливість розробки                              | K <sub>1</sub>             | Робота спрямована на розв'язання прикладної науково-технічної задачі, пов'язаної з оцінюванням структурного стану поверхневого шару сталі 08X18H10T після механічної обробки | 3               |
| Можливість використання результатів розробки     | K <sub>2</sub>             | Результати роботи можуть бути використані декількома організаціями                                                                                                           | 5               |
| Теоретична значущість та рівень новизни розробки | K <sub>3</sub>             | Під час виконання роботи отримано нову інформацію, яка доповнює уявлення про структурний стан сталі 08X18H10T після механічної обробки                                       | 3               |
| Складність дослідження                           | K <sub>4</sub>             | Роботу виконує один підрозділ, витрати становлять від 10 000 до 50 000 грн                                                                                                   | 3               |

Загальну бальну оцінку ефективності визначаємо за формулою:

$$Б = K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4.$$

Підставимо прийняті значення коефіцієнтів:

$$Б = 3 \cdot 5 \cdot 3 \cdot 3 = 135.$$

Умовний ефект виконання НДР визначаємо за формулою:

$$E_{\text{НДР}} = 500 \cdot Б - E_{\text{н}} \cdot B_{\text{НДР}}.$$

У формулі враховано умовну вартість одного бала, нормативний коефіцієнт економічної ефективності та сумарні витрати на виконання НДР. Нормативний коефіцієнт економічної ефективності приймаємо:

$$E_{\text{н}} = 0,2.$$

Згідно з плановою калькуляцією кошторисної вартості НДР:

$$B_{\text{НДР}} = 45\,844,05 \text{ грн.}$$

Тоді умовний ефект виконання НДР становить:

$$E_{\text{НДР}} = 500 \cdot 135 - 0,2 \cdot 45\,844,05 = 58\,331,19 \text{ грн.}$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності НДР визначаємо як відношення умовного ефекту до сумарних витрат на виконання роботи:

$$E_e = \frac{E_{\text{НДР}}}{B_{\text{НДР}}}.$$

Підставляємо значення:

$$E_e = \frac{58\,331,19}{45\,844,05} = 1,27.$$

Отримане значення коефіцієнта умовної економічної ефективності становить  $E_e = 1,27$ . Значення більше одиниці підтверджує доцільність виконання НДР

#### **4.4 Висновки до розділу 4**

У розділі виконано техніко-економічне обґрунтування науково-дослідної роботи, присвяченої дослідженню структурного стану сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки.

Розраховано витрати на проведення НДР. Основними статтями кошторису є витрати на оплату праці виконавців, єдиний соціальний внесок, інші прямі невраховані витрати та накладні витрати. Витрати на матеріали, енергоносії, спеціальне обладнання, послуги сторонніх організацій і службові відрядження окремо не передбачалися.

Загальні витрати на оплату праці становлять 28467,49 грн, єдиний соціальний внесок – 6 262,85 грн, інші прямі невраховані витрати 3473,03 грн, накладні витрати – 7 640,68 грн. Планова кошторисна вартість виконання НДР становить 45844,05 грн.

За результатами бального оцінювання науково-технічної ефективності отримано загальну бальну оцінку  $B = 135$ . Умовний ефект виконання НДР становить 58 331,19 грн, а коефіцієнт умовної економічної ефективності – 1,27.

Оскільки  $E_e = 1,27 > 1$ , виконання НДР є доцільним.

## 5 ОХОРОНА ПРАЦІ

### 5.1 Загальна характеристика лабораторії та робіт, що виконувалися

Охорона праці під час виконання науково-дослідної роботи передбачає створення безпечних умов праці, запобігання дії небезпечних і шкідливих виробничих факторів, а також дотримання вимог безпечної експлуатації лабораторного обладнання. Під час виконання експериментальної частини роботи необхідно враховувати вимоги Закону України «Про охорону праці», санітарних норм, правил електробезпеки, пожежної безпеки та інструкцій з експлуатації лабораторного обладнання [38, 39].

Дослідження структурного стану сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки виконували в лабораторних умовах. Основними видами робіт були підготовка металографічних шліфів, хімічне травлення поверхні зразків, скануюча електронна мікроскопія, рентгеноструктурний аналіз, вимірювання мікротвердості на приладі Мікрон-Гамма та обробка результатів на персональному комп'ютері.

Під час виконання роботи використовували зразки сталі 08X18H10T невеликих розмірів. Роботи не були пов'язані з плавленням металу, термічною або хіміко-термічною обробкою, нанесенням покриттів чи експлуатацією обладнання з відкритими високотемпературними зонами. Основні потенційно небезпечні та шкідливі фактори пов'язані з роботою електрообладнання, використанням рентгенівського випромінювання під час РСА, підготовкою зразків, застосуванням кислотного реактиву для травлення, а також зоровим навантаженням під час роботи з мікроскопічними зображеннями та комп'ютерною обробкою даних.

Рентгеноструктурний аналіз виконували в окремому приміщенні на спеціалізованому обладнанні. Тому в межах цього розділу параметри основного лабораторного приміщення розглядаються для робіт із підготовки зразків, СЕМ-дослідження, вимірювання мікротвердості та обробки результатів, а

рентгенівське випромінювання враховується як окремий фактор небезпеки під час роботи з дифрактометром.

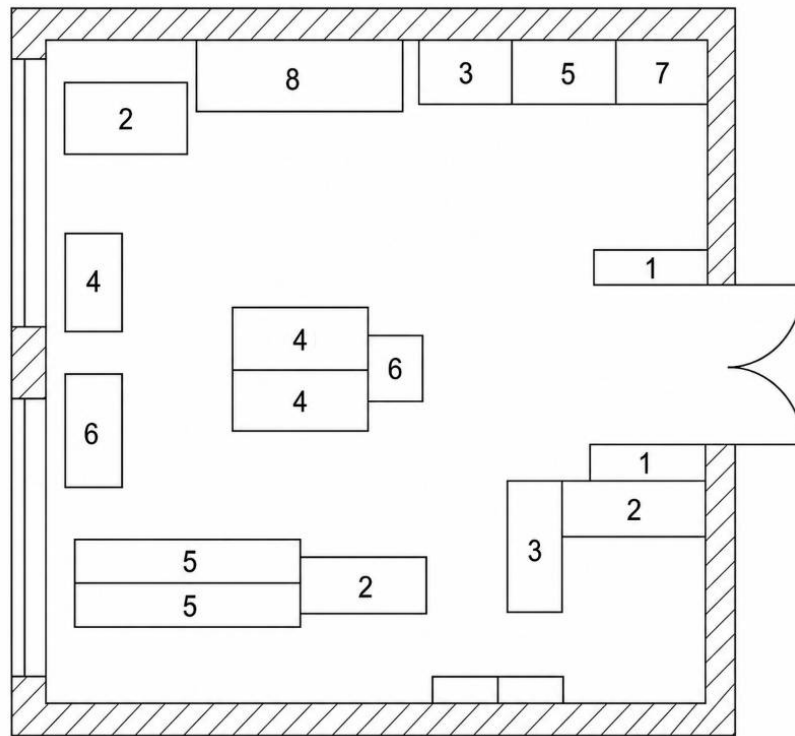
Організація безпечного виконання робіт передбачала проходження інструктажу з охорони праці, роботу лише зі справним обладнанням, дотримання інструкцій з експлуатації приладів, використання засобів індивідуального захисту під час підготовки та травлення зразків, а також недопущення самотійного втручання у високовольтні, вакуумні та рентгенівські вузли обладнання. Роботи з хімічними реактивами повинні виконуватися у витяжній шафі із застосуванням захисних рукавичок і окулярів.

Подальший аналіз умов праці включає оцінювання параметрів лабораторного приміщення, мікроклімату, освітлення, електробезпеки, хімічних факторів, іонізуючого випромінювання та пожежної безпеки. Це дає змогу визначити основні ризики, пов'язані з виконанням НДР, і встановити необхідні заходи безпеки [39].

## **5.2 Аналіз параметрів приміщення**

Основну частину експериментальних робіт виконували в лабораторному приміщенні, призначеному для підготовки зразків, проведення мікроскопічних досліджень, вимірювання мікротвердості та обробки результатів. Рентгеноструктурний аналіз проводили в окремому приміщенні на спеціалізованому обладнанні, тому під час оцінювання параметрів цієї лабораторії дифрактометр не враховували. Порівняння параметрів приміщення з нормативними значеннями виконано за методичними рекомендаціями з охорони праці [39].

Лабораторне приміщення має прямокутну форму. Його довжина становить 6 м, ширина – 6 м, висота – 3,2 м (рис. 5.1).



1 – шафи; 2 – робоче місце з персональним комп'ютером; 3 – робочий стіл; 4 – робоче місце з обладнанням, яке не використовувалося в цьому дослідженні; 5 – інше обладнання, не пов'язане з виконанням НДР; 6 – твердомір Мікрон-Гамма; 7 – раковина з краном; 8 – оптичний мікроскоп МІМ-9.

Рисунок 5.1 – Схема розміщення робочих місць і обладнання в лабораторному приміщенні

Площа приміщення визначається за формулою:

$$S = a \cdot b,$$

де  $a$   $b$  – довжина приміщення;

$b$  – ширина приміщення.

$$S = 6 \cdot 6 = 36 \text{ м}^2.$$

Об'єм приміщення визначається за формулою:

$$V = S \cdot h,$$

де  $h$  – висота приміщення.

$$V = 36 \cdot 3,2 = 115,2 \text{ м}^3.$$

У лабораторії одночасно можуть працювати 4 особи. Площа, що припадає на одного працівника, становить:

$$S_1 = \frac{S}{n} = \frac{36}{4} = 9 \text{ м}^2,$$

де  $n$  – кількість працівників у приміщенні.

Об'єм приміщення на одного працівника становить:

$$V_1 = \frac{V}{n} = \frac{115,2}{4} = 28,8 \text{ м}^3.$$

Мінімальна ширина проходу в лабораторії становить 1,5 м. (табл. 5.1).

Таблиця 5.1 – Параметри лабораторного приміщення

| Параметр                   | Фактичне значення   | Нормативне значення        | Висновок   |
|----------------------------|---------------------|----------------------------|------------|
| Площа на одного працівника | 9 м <sup>2</sup>    | не менше 6 м <sup>2</sup>  | відповідає |
| Об'єм на одного працівника | 28,8 м <sup>3</sup> | не менше 20 м <sup>3</sup> | відповідає |
| Мінімальна ширина проходу  | 1,5 м               | не менше 1,5 м             | відповідає |

Отримані значення показують, що площа та об'єм лабораторного приміщення на одного працівника перевищують мінімально допустимі

значення. Ширина проходу також відповідає нормативній вимозі. Отже, за геометричними параметрами приміщення придатне для виконання робіт із підготовки зразків, мікроскопічного аналізу, вимірювання мікротвердості та комп'ютерної обробки результатів.

### 5.3 Аналіз мікроклімату робочої зони

Мікроклімат робочої зони оцінювали за температурою повітря, відносною вологістю та швидкістю руху повітря. У лабораторному приміщенні передбачено водяне опалення та механічну загальнообмінну вентиляцію, що забезпечує підтримання параметрів повітряного середовища в допустимих межах [40].

Роботи, що виконувалися під час дослідження сталі 08X18H10T, не потребували значного фізичного навантаження. Підготовка зразків, мікроскопічний аналіз, вимірювання мікротвердості та обробка результатів виконувалися переважно сидячи або стоячи, з періодичним переміщенням у межах лабораторії. Тому за важкістю фізичного навантаження ці роботи віднесено до категорії Іб. Для цієї категорії характерні роботи, що виконуються сидячи, стоячи або пов'язані з ходінням і супроводжуються незначним фізичним напруженням (табл. 5.2).

Таблиця 5.2 – Параметри мікроклімату робочої зони

| Категорія робіт | Параметр мікроклімату   | Період року | Оптимальне значення | Допустиме значення | Дані вимірювання | Висновок   |
|-----------------|-------------------------|-------------|---------------------|--------------------|------------------|------------|
| Іб              | Температура повітря, °С | Холодний    | 21–23               | 20–24              | 22               | оптимально |
| Іб              | Температура повітря, °С | Теплий      | 22–24               | 21–28              | 23               | оптимально |

Продовження таблиці 5.2

| Категорія робіт | Параметр мікроклімату         | Період року | Оптимальне значення | Допустиме значення | Дані вимірювання | Висновок   |
|-----------------|-------------------------------|-------------|---------------------|--------------------|------------------|------------|
| Iб              | Відносна вологість повітря, % | Холодний    | 40–60               | до 75              | 45               | оптимально |
| Iб              | Відносна вологість повітря, % | Теплий      | 40–60               | до 60 при 27 °С    | 50               | оптимально |
| Iб              | Швидкість руху повітря, м/с   | Холодний    | 0,1                 | не більше 0,2      | 0,08             | допустиме  |
| Iб              | Швидкість руху повітря, м/с   | Теплий      | 0,2                 | 0,1–0,3            | 0,1              | допустиме  |

Нормативні значення для категорії Іб прийнято відповідно до ДСН 3.3.6.042-99. Для холодного періоду оптимальна температура становить 21–23 °С, для теплого – 22–24 °С; оптимальна відносна вологість становить 40–60 %. Допустимі межі температури для постійних робочих місць становлять 20–24 °С у холодний період і 21–28 °С у теплий період [40].

За результатами порівняння встановлено, що температура та відносна вологість повітря відповідають оптимальним значенням. Швидкість руху повітря в холодний і теплий періоди не перевищує допустимих меж. Отже, мікроклімат робочої зони відповідає вимогам для виконання лабораторних робіт категорії Іб.

#### 5.4 Аналіз повітря робочої зони та вентиляції

Повітря робочої зони в лабораторному приміщенні оцінювали з урахуванням характеру робіт, кількості працівників, об'єму приміщення та наявності загальнообмінної вентиляції. Під час виконання НДР основними операціями були підготовка зразків, мікроскопічний аналіз, вимірювання мікротвердості на приладі «Мікрон-гамма» та комп'ютерна обробка результатів. Ці роботи не супроводжувалися плавленням металу, значним тепловиділенням або утворенням великої кількості пилу. Короткочасне використання реактивів для підготовки металографічних шліфів потребує локального провітрювання та дотримання правил роботи з хімічними речовинами.

У лабораторії передбачено механічну загальнообмінну вентиляцію. Крім того, повітрообмін може додатково забезпечуватися природним провітрюванням через дверний проріз і віконний отвір. Схема розміщення робочих місць та обладнання наведена на рисунку 5.1. На схемі показано розташування робочих місць, твердоміра «Мікрон-гамма», персонального комп'ютера, раковини з краном та оптичного мікроскопа ММУ-9.

Для орієнтовної оцінки повітрообміну використано об'єм лабораторного приміщення. За даними таблиці 5.1, площа на одного працівника становить 9 м<sup>2</sup>, а об'єм на одного працівника — 28,8 м<sup>3</sup>. За умови перебування у приміщенні двох працівників загальна площа становить:

$$S = 9 \cdot 2 = 18 \text{ м}^2.$$

Загальний об'єм приміщення:

$$V = 28,8 \cdot 2 = 57,6 \text{ м}^3.$$

Для розрахунку прийнято однократний повітрообмін протягом години:

$$L = n \cdot V,$$

де  $L$ — необхідна витрата повітря, м<sup>3</sup>/год;

$n$ — кратність повітрообміну, год<sup>-1</sup>;

$V$ — об'єм приміщення, м<sup>3</sup>.

За  $n = 1$  год<sup>-1</sup>:

$$L = 1 \cdot 57,6 = 57,6 \text{ м}^3/\text{год}.$$

Отже, для забезпечення однократного повітрообміну в лабораторному приміщенні необхідна орієнтовна витрата повітря не менше 57,6 м<sup>3</sup>/год. У перерахунку на одного працівника це становить:

$$L_1 = \frac{57,6}{2} = 28,8 \text{ м}^3/\text{год}.$$

### 5.5 Аналіз освітленості приміщення

У лабораторному приміщенні використовується суміщене освітлення: природне бічне освітлення через віконні прорізи та штучне загальне освітлення у темний час доби або за недостатнього природного світла. Така схема освітлення є доцільною для виконання лабораторних робіт, пов'язаних із підготовкою зразків, візуальним контролем поверхні, вимірюванням мікротвердості та обробкою результатів на персональному комп'ютері [41, 42].

Роботи, що виконувалися в лабораторії, належать до зорових робіт середньої точності. Для них необхідне рівномірне освітлення робочої зони без різких тіней і засліплюючої дії світильників або прямого сонячного світла. Під час роботи з мікроскопічними зображеннями, приладом Мікрон-Гамма та комп'ютером також важливо уникати відблисків на екранах і робочих поверхнях (табл. 5.3).



Таблиця 5.3 – Характеристика освітлення лабораторного приміщення

| <b>Показник</b>                         | <b>Характеристика</b>                                                                                          | <b>Нормативне /<br/>рекомендоване<br/>значення</b>    | <b>Висновок</b> |
|-----------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------|-----------------|
| Тип освітлення                          | Суміщене: природне бічне та штучне загальне                                                                    | Допускається природне, штучне або суміщене освітлення | відповідає      |
| Характер зорової роботи                 | Роботи середньої точності                                                                                      | Потрібне нормоване освітлення робочої поверхні        | відповідає      |
| Нормована освітленість робочої поверхні | Не менше 200 лк                                                                                                |                                                       | відповідає      |
| Розміщення світильників                 | Верхнє загальне освітлення                                                                                     | Рівномірне освітлення робочої зони                    | відповідає      |
| Захист від засліплення                  | Розміщення робочих місць із урахуванням напрямку світлового потоку; за потреби використовують штори або жалюзі | Відсутність прямої засліплюючої дії світла            | відповідає      |

Для забезпечення безпечних умов роботи необхідно підтримувати справність світильників, своєчасно очищувати вікна та освітлювальну арматуру, а також не допускати затінення робочих місць обладнанням або сторонніми предметами. Під час роботи з комп'ютером і мікроскопічними зображеннями робоче місце слід розташовувати так, щоб світло не створювало відблисків на екрані та не погіршувало видимість об'єкта дослідження [41, 42].

Отже, система освітлення лабораторного приміщення забезпечує умови, достатні для виконання підготовки зразків, вимірювання мікротвердості, мікроскопічного аналізу та комп'ютерної обробки результатів.

## 5.6 Аналіз небезпечних і шкідливих факторів

Під час виконання НДР основні небезпечні та шкідливі фактори були пов'язані з підготовкою металографічних зразків, хімічним травленням, роботою електричного лабораторного обладнання, використанням рентгенівського випромінювання під час РСА, а також із тривалим зоровим навантаженням під час аналізу мікроскопічних зображень і обробки результатів.

Робота не передбачала плавлення металу, термічної або хіміко-термічної обробки, нанесення покриттів чи використання обладнання з відкритими високотемпературними зонами. Тому основними для цього дослідження є фізичні, хімічні, електричні та психофізіологічні фактори (табл. 5.4).

Таблиця 5.4 – Небезпечні та шкідливі фактори під час виконання НДР

| Фактор                | Джерело виникнення                                                               | Можлива дія на працівника                                 | Заходи безпеки                                                                                             |
|-----------------------|----------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Механічне травмування | Підготовка зразків, робота з металевими зразками, закріплення зразків у тримачах | Порізи, подряпини, защемлення пальців                     | Використання пінцетів, рукавичок, справних затискачів; обережне поводження з краями зразків                |
| Хімічний фактор       | Хімічне травлення металографічних шліфів кислотним реактивом                     | Подразнення шкіри, очей і дихальних шляхів, хімічні опіки | Робота у витяжній шафі, використання захисних окулярів і рукавичок, застосування малих кількостей реактиву |

Продовження таблиці 5.4

| <b>Фактор</b>                      | <b>Джерело виникнення</b>                                                                            | <b>Можлива дія на працівника</b>                                                                    | <b>Заходи безпеки</b>                                                                                                                            |
|------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Іонізуюче випромінювання           | Рентгенівський дифрактометр під час проведення РСА                                                   | Радіаційний вплив у разі порушення правил роботи з джерелом рентгенівського випромінювання          | Робота тільки на справному обладнанні зі штатним захистом, заборона відкривання захисного кожуха під час зйомки, дотримання інструкції оператора |
| Електронезбезпека                  | СЕМ, прилад Мікрон-Гамма, персональний комп'ютер, рентгенівський дифрактометр                        | Ураження електричним струмом у разі пошкодження ізоляції або порушення правил експлуатації          | Захисне заземлення, справна ізоляція, заборона роботи з відкритими корпусами, вимкнення обладнання після завершення роботи                       |
| Висока напруга та вакуумна система | Скануючий електронний мікроскоп                                                                      | Небезпека ураження струмом або пошкодження обладнання при самостійному втручанні у вузли мікроскопа | Робота лише за інструкцією, недопущення самостійного ремонту, відкривання вузлів тільки уповноваженим персоналом                                 |
| Зорове навантаження                | Аналіз СЕМ-зображень, робота з програмами обробки даних, вимірювання мікротвердості                  | Втома очей, зниження концентрації уваги                                                             | Нормоване освітлення, перерви в роботі, правильне розміщення екрана та робочого місця                                                            |
| Пожежна небезпека                  | Електрообладнання, комп'ютерна техніка, можливе використання невеликих кількостей хімічних реактивів | Загоряння ізоляції, обладнання або легкозаймистих матеріалів                                        | Справність електромережі, недопущення перевантаження розеток, зберігання реактивів у призначеному місці, наявність первинних                     |

|  |  |  |                       |
|--|--|--|-----------------------|
|  |  |  | засобів пожежогасіння |
|--|--|--|-----------------------|

Найбільш суттєвими факторами під час виконання роботи є хімічний фактор, електронезбезпека та рентгенівське випромінювання. Хімічний фактор виникає під час травлення металографічних шліфів. Оскільки для травлення застосовують кислотний реактив, роботи необхідно виконувати у витяжній шафі з використанням захисних окулярів і рукавичок [38, 39]. Після травлення зразки промивають і висушують, а залишки реактиву не допускається залишати на відкритих робочих поверхнях.

Рентгеноструктурний аналіз проводили в окремому приміщенні на спеціалізованому обладнанні. Основна небезпека цього етапу пов'язана з рентгенівським випромінюванням, тому робота має виконуватися лише на справному дифрактометрі з діючими захисними кожухами та блокуваннями [44]. Під час зйомки не допускається відкривання захисної камери або самотійне втручання в роботу рентгенівської трубки.

Електронезбезпека пов'язана з використанням СЕМ, приладу Мікрон-Гамма, персонального комп'ютера та допоміжного лабораторного обладнання. Безпечна робота забезпечується справністю ізоляції, наявністю заземлення, дотриманням інструкцій з експлуатації та заборорою роботи з відкритими корпусами приладів [43]. Особливу увагу слід приділяти СЕМ, оскільки його робота пов'язана з високовольтними вузлами та вакуумною системою.

Під час підготовки зразків можливі незначні механічні пошкодження через гострі краї металевих зразків або неправильне закріплення у тримачах. Для зниження ризику необхідно використовувати пінцети, рукавички та перевіряти надійність фіксації зразків перед початком роботи.

Тривала робота з мікроскопічними зображеннями, результатами РСА, програмами обробки даних і приладом Мікрон-Гамма створює зорове навантаження. Його зменшують за рахунок достатнього освітлення робочої зони, правильного розташування монітора, уникнення відблисків і регламентованих перерв у роботі [42].

Отже, умови виконання НДР характеризуються наявністю кількох контрольованих факторів небезпеки. За умови дотримання інструкцій з експлуатації обладнання, використання засобів індивідуального захисту під час травлення зразків і роботи лише зі справними приладами ризики під час виконання дослідження зводяться до допустимого рівня.

### 5.7 Електробезпека

Під час виконання НДР використовували електричне лабораторне обладнання: скануючий електронний мікроскоп, прилад для вимірювання мікротвердості Мікрон-Гамма, персональний комп'ютер, а також рентгенівський дифрактометр, розміщений в окремому приміщенні. Живлення основного лабораторного обладнання здійснюється від мережі змінного струму напругою 220 В і частотою 50 Гц [43].

Лабораторне приміщення належить до приміщень без підвищеної небезпеки ураження електричним струмом. У ньому відсутні струмопровідна підлога, підвищена вологість, значні виділення електропровідного пилу та хімічно активне середовище, яке могло б пошкоджувати ізоляцію електрообладнання. Температурно-вологісні параметри приміщення перебувають у допустимих межах, що знижує ризик погіршення ізоляційних властивостей обладнання (табл. 5.5).

Таблиця 5.5 – Джерела електронебезпеки та заходи захисту

| Обладнання                      | Потенційна небезпека                                   | Заходи електробезпеки                                                                                                                       |
|---------------------------------|--------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Скануючий електронний мікроскоп | Високовольтні вузли, електроживлення, вакуумна система | Робота лише за інструкцією; заборона відкривання корпусу та самостійного втручання у високовольтні вузли; використання справного заземлення |
| Прилад Мікрон-Гамма             | Електроживлення приладу, органи                        | Перевірка справності приладу перед роботою;                                                                                                 |

|  |                                  |                                                                       |
|--|----------------------------------|-----------------------------------------------------------------------|
|  | керування, освітлювальна система | сухі руки під час керування;<br>вимкнення після завершення вимірювань |
|--|----------------------------------|-----------------------------------------------------------------------|

Продовження таблиці 5.5

| Обладнання             | Потенційна небезпека                                    | Заходи електробезпеки                                                                                           |
|------------------------|---------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Персональний комп'ютер | Ураження струмом у разі пошкодження кабелів або розеток | Використання справних кабелів живлення;<br>недопущення перевантаження розеток;<br>правильне розміщення проводів |

Небезпека ураження електричним струмом може виникати в разі пошкодження ізоляції, порушення заземлення, використання несправних кабелів, роботи з відкритими корпусами приладів або самотійного втручання у вузли обладнання. Для СЕМ і рентгенівського дифрактометра додаткову небезпеку становлять високовольтні блоки, доступ до яких під час роботи обладнання не допускається.

Безпечна експлуатація обладнання забезпечується справністю ізоляції струмоведучих частин, наявністю захисного заземлення, недоступністю відкритих електричних контактів, використанням штатних органів керування та дотриманням інструкцій з експлуатації приладів. Перед початком роботи необхідно перевіряти зовнішній стан кабелів, вилок, розеток і корпусів обладнання. Робота з приладами не допускається за наявності пошкоджених кабелів, запаху перегрітої ізоляції, іскріння або нестабільної роботи електронних блоків.

Під час роботи з електрообладнанням не допускається торкатися органів керування вологими руками, розміщувати рідини поблизу електронних блоків, перевантажувати електричні розетки та самотійно ремонтувати обладнання. У разі виявлення несправності прилад необхідно вимкнути від мережі та повідомити відповідального працівника лабораторії.

Отже, за умови використання справного обладнання, захисного заземлення, дотримання інструкцій з експлуатації та недопущення

самостійного втручання у високовольтні вузли рівень електробезпеки під час виконання НДР є допустимим.

### 5.8 Пожежна безпека

Під час виконання НДР у лабораторії використовували електричне обладнання, персональний комп'ютер, прилад для вимірювання мікротвердості Мікрон-Гамма, допоміжні матеріали для підготовки зразків і невеликі кількості хімічних реактивів для травлення металографічних шліфів. Роботи не були пов'язані з плавленням металу, використанням відкритого полум'я, нагріванням зразків до високих температур або проведенням вибухонебезпечних процесів.

Основними можливими джерелами пожежної небезпеки в лабораторії є несправність електрообладнання, пошкодження ізоляції кабелів, перевантаження електричних розеток, коротке замикання, а також неправильне зберігання паперових матеріалів і хімічних реактивів поблизу джерел живлення. За характером виконуваних робіт приміщення можна віднести до пожежонебезпечних, однак вибухонебезпечні зони в ньому відсутні (табл. 5.6).

Таблиця 5.6 – Характеристика пожежної небезпеки лабораторного приміщення

| Показник                                    | Характеристика                                                                                  |
|---------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Категорія приміщення за пожежною небезпекою | В                                                                                               |
| Основні горючі матеріали                    | Ізоляційні матеріали електропроводки, папір, полімерні елементи обладнання, допоміжні матеріали |
| Основні джерела займання                    | Коротке замикання, перевантаження електромережі, несправність електрообладнання                 |
| Наявність вибухонебезпечної зони            | Відсутня                                                                                        |
| Первинні засоби пожежогасіння               | Вуглекислотний або порошковий вогнегасник                                                       |

|                                   |                                                                                                                 |
|-----------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Основні заходи запобігання пожежі | Контроль справності електрообладнання, дотримання правил зберігання реактивів, недопущення захаращення проходів |
|-----------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------|

Для запобігання пожежі в лабораторії необхідно підтримувати справність електромережі та обладнання, не допускати експлуатації приладів із пошкодженими кабелями, вилками або корпусами, не перевантажувати розетки та подовжувачі. Після завершення роботи електрообладнання, яке не потребує постійного живлення, слід вимикати з мережі.

Хімічні реактиви, використані для травлення зразків, повинні зберігатися в призначеному для цього місці, у закритій тарі та в мінімально необхідній кількості. Не допускається залишати реактиви на робочих поверхнях після завершення травлення або розміщувати їх поблизу джерел електроживлення.

Для гасіння можливих загорянь електрообладнання доцільно використовувати вуглекислотні або порошкові вогнегасники. Застосування води для гасіння обладнання, яке перебуває під напругою, не допускається. Працівники лабораторії повинні знати місця розташування первинних засобів пожежогасіння, шляхи евакуації та порядок дій у разі виникнення пожежі.

Проходи в лабораторії та підходи до засобів пожежогасіння мають залишатися вільними. У разі виявлення запаху перегрітої ізоляції, іскріння або несправності електрообладнання роботу необхідно припинити, обладнання вимкнути та повідомити відповідального працівника лабораторії (рис. 5.2).

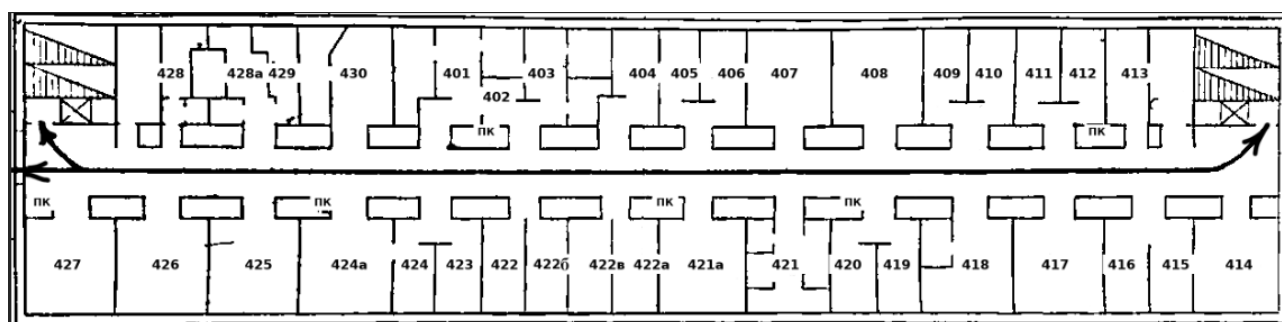


Рисунок 5.2 – Скан плану евакуації з поверху лабораторного корпусу

Отже, пожежна безпека під час виконання НДР забезпечується справністю електрообладнання, правильним зберіганням реактивів, наявністю первинних засобів пожежогасіння та дотриманням правил роботи в лабораторному приміщенні.

### **5.9 Висновки до розділу 5**

У розділі проаналізовано умови виконання науково-дослідної роботи, пов'язаної з дослідженням структурного стану сталі 08X18H10T після різного ступеня механічної обробки. Основні роботи виконували в лабораторному приміщенні, параметри якого відповідають вимогам безпечної організації робочих місць.

Площа лабораторного приміщення становить 36 м<sup>2</sup>, об'єм – 115,2 м<sup>3</sup>. За одночасної роботи чотирьох осіб на одного працівника припадає 9 м<sup>2</sup> площі та 28,8 м<sup>3</sup> об'єму, що перевищує мінімально допустимі значення. Мінімальна ширина проходу становить 1,5 м і відповідає нормативній вимозі.

Параметри мікроклімату робочої зони відповідають вимогам для робіт категорії Іб. Температура, відносна вологість і швидкість руху повітря перебувають у допустимих межах. Система суміщеного освітлення забезпечує умови для підготовки зразків, вимірювання мікротвердості, аналізу мікроскопічних зображень і комп'ютерної обробки результатів.

Основними небезпечними та шкідливими факторами під час виконання НДР є хімічна дія реактиву для травлення металографічних шліфів, електробезпека під час роботи з лабораторним обладнанням, рентгенівське випромінювання під час РСА, механічні ризики під час підготовки зразків і зорове навантаження. Для зниження ризиків передбачено роботу зі справним обладнанням, використання захисного заземлення, виконання травлення у витяжній шафі, застосування рукавичок і захисних окулярів, дотримання інструкцій з експлуатації приладів та недопущення самотійного втручання у високовольтні й рентгенівські вузли обладнання.

Пожежна безпека забезпечується справністю електрообладнання, недопущенням перевантаження електромережі, правильним зберіганням хімічних реактивів, вільним доступом до проходів і наявністю первинних засобів пожежогасіння. За умови дотримання зазначених заходів умови виконання НДР є безпечними та придатними для проведення лабораторних досліджень.

## ВИСНОВКИ

1. Провівши огляд літературних джерел, було встановлено, що сталь 08X18H10T належить до аустенітних корозійностійких хромонікелевих сталей, стабілізованих титаном. Її основною структурною складовою є  $\gamma$ -аустеніт із гранецентрованою кубічною ґраткою. Під дією механічної обробки в приповерхневому шарі такої сталі можуть накопичуватися дефекти кристалічної будови, формуватися наклеп, залишкові напруження, текстура деформації та деформаційно-індукований  $\alpha'$ -мартенсит.

2. Для оцінювання структурного стану поверхневого шару сталі 08X18H10T застосовано комплекс методів: металографічний аналіз, скануючу електронну мікроскопію, рентгеноструктурний аналіз у  $\text{Cu K}\alpha$ - та  $\text{Co K}\alpha$ -випромінюванні, профільне уточнення дифрактограм і вимірювання мікротвердості методом інструментального індентування. Поєднання цих методів дало змогу зіставити фазовий склад, морфологічні ознаки деформованого шару та зміну механічного стану поверхні.

3. За результатами рентгеноструктурного аналізу встановлено, що після механічної обробки основною фазовою складовою сталі 08X18H10T залишається ГЦК-аустеніт. Разом з тим у поверхневому шарі виявлено ОЦК-складову, яку в межах цієї роботи пов'язано переважно з деформаційно-індукованим  $\alpha'$ -мартенситом. Для  $\text{Cu K}\alpha$ -серії її частка становить 9,25 % для зразка 1, 7,65 % для зразка 2, 15,00 % для зразка 3 і 17,35 % для зразка 4.

4. Встановлено, що зі збільшенням ступеня механічного впливу вміст ОЦК-складової загалом зростає, однак ця залежність не є строго монотонною. Зразок 2 має меншу частку ОЦК-складової, ніж зразок 1, хоча відповідає більшому умовному коефіцієнту механічного впливу. Це свідчить про локальну неоднорідність деформованого поверхневого шару та про вплив не лише загальної інтенсивності обробки, а й локальних умов деформації, рельєфу поверхні та товщини зміненої приповерхневої зони.

5. Порівняння результатів Cu K $\alpha$ - та Co K $\alpha$ -зйомки показало, що у Co K $\alpha$ -випромінюванні отримано вищу оцінку ОЦК-складової. Для зразка 1 її частка зростає з 9,25 % до 16,82 %, а для зразка 3 – з 15,00 % до 20,46 %. Така різниця узгоджується з градієнтним характером деформованого шару, у якому найбільші структурні зміни зосереджені поблизу обробленої поверхні. На оцінку фазового складу впливають довжина хвилі випромінювання, поглинання, флуоресцентний фон від Fe та ефективна глибина формування дифракційного сигналу.

6. За даними скануючої електронної мікроскопії на поперечному шліфі виявлено контрастну приповерхневу зону, яка відрізняється від основного об'єму сталі. Її межа є нерівномірною, що відповідає локальному характеру механічної дії та неоднорідності деформованого шару. СЕМ-зображення не використовували як самостійний кількісний доказ утворення мартенситу, однак у поєднанні з результатами рентгеноструктурного аналізу вони підтверджують формування зміненої приповерхневої області.

7. Вимірювання мікротвердості показало підвищення твердості поверхневого шару після збільшення ступеня механічної обробки. Найменше середнє значення твердості за Мейєром отримано для зразка 1 – 4,52 ГПа. Для зразків 2, 3 і 4 значення становлять відповідно 5,23 ГПа; 5,11 ГПа і 5,13 ГПа. Залежність мікротвердості також не є строго монотонною, тому зміцнення поверхневого шару не можна пояснювати лише кількістю мартенситу. На нього додатково впливають наклеп, накопичення дефектів кристалічної будови, залишкові напруження, текстура та неоднорідність деформованої зони.

8. Отже, механічна обробка сталі 08X18H10T приводить до формування неоднорідного деформованого поверхневого шару. У ньому зберігається аустенітна ГЦК-основа, але з'являється ОЦК-складова, пов'язана з деформаційно-індукованим  $\alpha'$ -мартенситом. Найвиразніші фазові та механічні зміни зафіксовано для зразків 3 і 4, що відповідають більшому ступеню механічного впливу.

## CONCLUSIONS

1. Based on the review of literature sources, it was established that 08X18H10T steel belongs to titanium-stabilized austenitic chromium-nickel corrosion-resistant steels. Its main structural constituent is  $\gamma$ -austenite with a face-centered cubic lattice. Under mechanical treatment, defects of the crystal structure, work hardening, residual stresses, deformation texture, and deformation-induced  $\alpha'$ -martensite may form in the near-surface layer.

2. To evaluate the structural state of the surface layer of 08X18H10T steel, a set of methods was used: metallographic analysis, scanning electron microscopy, X-ray diffraction analysis using Cu  $K\alpha$  and Co  $K\alpha$  radiation, profile refinement of diffraction patterns, and microhardness measurement by instrumented indentation. The combination of these methods made it possible to compare the phase composition, morphological features of the deformed layer, and changes in the mechanical state of the surface.

3. According to the X-ray diffraction analysis, FCC austenite remains the main phase constituent of 08X18H10T steel after mechanical treatment. At the same time, a BCC constituent was detected in the surface layer. Within this work, it was mainly associated with deformation-induced  $\alpha'$ -martensite. For the Cu  $K\alpha$  series, its fraction was 9.25 % for specimen 1, 7.65 % for specimen 2, 15.00 % for specimen 3, and 17.35 % for specimen 4.

4. It was found that, with an increase in the degree of mechanical effect, the content of the BCC constituent generally increases; however, this dependence is not strictly monotonic. Specimen 2 has a lower fraction of the BCC constituent than specimen 1, although it corresponds to a higher conditional coefficient of mechanical effect. This indicates local heterogeneity of the deformed surface layer and shows that the phase state is affected not only by the overall treatment intensity, but also by local deformation conditions, surface relief, and the thickness of the modified near-surface zone.

5. Comparison of the Cu K $\alpha$  and Co K $\alpha$  diffraction results showed that a higher estimate of the BCC constituent was obtained using Co K $\alpha$  radiation. For specimen 1, its fraction increased from 9.25 % to 16.82 %, and for specimen 3, from 15.00 % to 20.46 %. This difference is consistent with the gradient character of the deformed layer, where the most pronounced structural changes are concentrated near the treated surface. The phase composition estimate is affected by the radiation wavelength, absorption, Fe fluorescence background, and the effective depth of diffraction signal formation.

6. According to scanning electron microscopy of the cross-section, a contrasting near-surface zone was detected, which differs from the bulk of the steel. Its boundary is nonuniform, corresponding to the local character of mechanical action and the heterogeneity of the deformed layer. SEM images were not used as independent quantitative proof of martensite formation; however, together with X-ray diffraction results, they confirm the formation of a modified near-surface region.

7. Microhardness measurements showed an increase in the hardness of the surface layer with a higher degree of mechanical treatment. The lowest average Martens hardness was obtained for specimen 1 – 4.46 GPa. For specimens 2, 3, and 4, the values were 5.29 GPa, 5.17 GPa, and 5.24 GPa, respectively. The microhardness dependence is also not strictly monotonic; therefore, strengthening of the surface layer cannot be explained only by the amount of the BCC/martensitic constituent. It is additionally affected by work hardening, accumulation of crystal structure defects, residual stresses, texture, and heterogeneity of the deformed zone.

8. Thus, mechanical treatment of 08X18H10T steel leads to the formation of a heterogeneous deformed surface layer. The FCC austenitic matrix is preserved, but a BCC constituent associated with deformation-induced  $\alpha'$ -martensite appears in the surface layer. The most pronounced phase and mechanical changes were recorded for specimens 3 and 4, which correspond to a higher degree of mechanical effect.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Сталь 08X18H10T: характеристики, властивості, аналоги [Електронний ресурс]. Метінвест. Режим доступу: <https://metinvestholding.com/ua/products/steel-grades/08h18n10t> (дата звернення: 22.03.2026).
2. Stainless Steel Handbook [Electronic resource]. Espoo : Outokumpu Oyj, 2013. 92 p. Режим доступу: <https://steel-sci.com/assets/outokumpu-stainless-steel-handbook.pdf> (дата звернення: 23.03.2026).
3. Lippold J. C. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels : монографія / John C. Lippold, Damian J. Kotecki. – Hoboken : John Wiley & Sons, 2005. – 357 p.
4. Stainless steels for corrosive environments. Core range datasheet [Electronic resource]. Outokumpu, 2025. 16 p. Режим доступу: <https://www.outokumpu.com/-/media/files/products/core/outokumpu-core-range-datasheet.pdf> (дата звернення: 24.03.2026).
5. X6CrNiTi18-10 | 1.4541 [Electronic resource]. thyssenkrupp Materials Processing Europe. Режим доступу: <https://www.thyssenkrupp-materials-processing-europe.com/en/stainless-steel/austenitic-steel/x6crniti18-10-or-1.4541> (дата звернення: 25.03.2026).
6. Influence of Higher Stabilization Temperatures on the Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel 08Ch18N10T / T. Janda [et al.] // Metals. – 2023. – Vol. 13, no. 5. – 975.
7. Snizhnoi G. Dependence of Corrosion Resistance of Austenitic Chromium-Nickel Steels on the Magnetic State of Austenite [Electronic resource] / Gennadii Snizhnoi // Stainless Steels / ed. by A. Singh. – London, 2022. – P. 41–62. – Mode of access: <https://www.intechopen.com/chapters/80664> (date of access: 28.05.2026). – Title from screen.

8. Talonen J. Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels [Electronic resource] / J. Talonen, H. Hänninen // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55, no. 18. – P. 6108–6118. – Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.07.015> (date of access: 28.05.2026). – Title from screen.

9. Talonen J. Comparison of different methods for measuring strain induced  $\alpha$ -martensite content in austenitic steels [Электронный ресурс] / J. Talonen, P. Aspegren, H. Hänninen // *Materials Science and Technology*. – 2004. – Т. 20, № 12. – С. 1506–1512. – Режим доступа: <https://doi.org/10.1179/026708304x4367> (дата звернення: 29.05.2026). – Назва з екрана.

10. Effect of holding time at stabilization annealing on properties of 08CH18N10T austenitic stainless steel / H. Jirková, T. Janda, J. Růžička [et al.] // *METAL 2020 : 29th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings (Ostrava, 2020)*. — Ostrava : TANGER Ltd., 2020. — P. 428–433. — DOI: 10.37904/metal.2020.3498.

11. Influence of high cutting speed turning on surface and corrosion properties of 08Ch18N10T austenitic stainless steel from the perspective of operational safety of primary circuit of a nuclear power plant [Electronic resource] / Marek Kudláč [et al.] // *Production Engineering Archives*. – 2025. – Vol. 31, no. 3. – P. 376–385. – Mode of access: <https://doi.org/10.30657/pea.2025.31.34> (date of access: 29.05.2026). – Title from screen.

12. Effect of final machining on corrosion properties and stress corrosion cracking susceptibility of austenitic stainless steel / M. Kudláč, Š. Jeníček, T. Janda [et al.] // *METAL 2024 : Conference Proceedings (Brno, 2024)*. — Brno, 2024. — DOI: 10.37904/metal.2024.4889.

13. The difference in thermal and mechanical stabilities of austenite between carbon- and nitrogen-added metastable austenitic stainless steels [Electronic resource] / Takuro Masumura [et al.] // *Acta Materialia*. – 2015. –

Vol. 84. — P. 330–338. — Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.041> (date of access: 29.05.2026). — Title from screen.

14. Jain A. A critical review on deformation-induced transformation kinetics of austenitic stainless steels [Electronic resource] / Ashish Jain, Abhinav Varshney // Materials Science and Technology. — 2024. — Mode of access: <https://doi.org/10.1177/02670836231212618> (date of access: 29.05.2026). — Title from screen.

15. Corrosion behavior of metastable AISI 321 austenitic stainless steel: Investigating the effect of grain size and prior plastic deformation on its degradation pattern in saline media [Electronic resource] / A. A. Tihamiyu [et al.] // Scientific Reports. — 2019. — Vol. 9, no. 1. — Mode of access: <https://doi.org/10.1038/s41598-019-48594-3> (date of access: 29.05.2026). — Title from screen.

16. Effects of strain rate on strain-induced martensite nucleation and growth in 301LN metastable austenitic steel [Electronic resource] / Lalit Pun [et al.] // Materials Science and Engineering: A. — 2022. — Vol. 831. — P. 142218. — Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142218> (date of access: 29.05.2026). — Title from screen.

17. Influence of Strain Rate on the Strain-Induced Martensite Transformation in Austenitic Steel AISI 321 and Barkhausen Noise Emission / M. Čilliková, N. Ganev, J. Moravec [et al.] // Materials. — 2025. — Vol. 18, no. 15. — Article 3714. — DOI: 10.3390/ma18153714.

18. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation / G. B. Olson, M. Cohen // Metallurgical Transactions A. — 1975. — Vol. 6. — P. 791–795. — DOI: 10.1007/BF02672301.

19. Scanning Electron Microscopes (SEM) [Electronic resource]. JEOL Ltd. Режим доступа: <https://www.jeol.com/products/science/sem.php> (дата звернення: 21.04.2026).

20. Backscattered Electron Image, BSE Image. Glossary of SEM Terms [Electronic resource]. JEOL Ltd. Режим доступа: <https://www.jeol.com/words/semterms/20190129.113542.php> (дата звернення: 22.04.2026).

21. Backscattered-Electron Detector, BE Detector, BSE Detector. Glossary of Electron Microscope Terms [Electronic resource]. JEOL Ltd. Режим доступа: <https://www.jeol.com/words/emterms/20121023.083357.php> (дата звернення: 22.04.2026).

22. Cullity B. D. Elements of X-Ray Diffraction / B. D. Cullity, S. R. Stock. — 3rd ed. — Upper Saddle River : Prentice Hall, 2001. — 664 p.

23. Experimental evidence concerning the significant information depth of X-ray diffraction (XRD) in the Bragg-Brentano configuration [Electronic resource] / Wolfgang Wisniewski [et al.] // Powder Diffraction. – 2023. – P. 1–6. – Mode of access: <https://doi.org/10.1017/s0885715623000052> (date of access: 29.05.2026)

24. X-Ray Diffraction of Iron Containing Samples: The Importance of a Suitable Configuration / Y. M. Mos, A. C. Vermeulen, C. J. N. Buisman [et al.] // Geomicrobiology Journal. — 2018. — Vol. 35, no. 6. — P. 511–517. — DOI: 10.1080/01490451.2017.1401183.

25. Background Reduction for Iron Oxide with CuK $\alpha$  X-rays Using the Detector's XRF Mode [Electronic resource]. Rigaku Corporation. Режим доступа: <https://rigaku.com/products/x-ray-diffraction-and-scattering/xrd/application-notes/b-xrd1127-xrf-background-reduction-iron-oxide> (дата звернення: 08.05.2026).

26. Correction of intensities for preferred orientation in powder diffractometry: application of the March model / W. A. Dollase // Journal of Applied Crystallography. — 1986. — Vol. 19. — P. 267–272. — DOI: 10.1107/S0021889886089458.

27. Zolotoyabko E. Determination of the degree of preferred orientation within the March–Dollase approach. *Journal of Applied Crystallography*. 2009. Vol. 42. P. 513–518.
28. Match! Phase Analysis using Powder Diffraction [Electronic resource] / Crystal Impact. — Mode of access: <https://www.crystalimpact.com/match/> (date of access: 14.05.2026). — Title from the screen.
30. ASTM E975-22. Standard Test Method for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation. West Conshohocken : ASTM International, 2022.
31. Quantitative measurement of deformation-induced martensite in 304 stainless steel by X-ray diffraction / A. K. De, D. C. Murdock, M. C. Mataya [et al.] // *Scripta Materialia*. — 2004. — Vol. 50, no. 12. — P. 1445–1449. — DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.03.011.
32. High-Resolution Characterization of Deformation Induced Martensite in Large Areas of Fatigued Austenitic Stainless Steel Using Deep Learning / Š. Mikmeková, L. Frank, I. Müllerová [et al.] // *Metals*. — 2023. — Vol. 13, no. 6. — Article 1039. — DOI: 10.3390/met13061039.
33. ISO 14577-1:2015. Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method. Geneva : International Organization for Standardization, 2015.
34. ASTM E140-24. Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, Scleroscope Hardness, and Leeb Hardness. West Conshohocken : ASTM International, 2024.
35. Методичні рекомендації до виконання організаційно-економічного розділу дипломних робіт: техніко-економічне обґрунтування НДР. — Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2026. — 127 с. — Машинопис.
36. Штатний розпис на 2025 рік [Електронний ресурс]. КПІ ім. Ігоря Сікорського. Режим доступу: <https://kpi.ua/2025-stafflist> (дата звернення: 20.05.2026).

37. Про збір та облік єдиного внеску на загальнообов'язкове державне соціальне страхування : Закон України від 08.07.2010 № 2464-VI [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/2464-17#Text> (дата звернення: 21.05.2026).

38. Про охорону праці : Закон України від 14.10.1992 № 2694-XII [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/2694-12#Text> (дата звернення: 24.05.2026).

39. Розділ з охорони праці в дипломних роботах : рекомендації до виконання : навч. посіб. для здобувачів ступеня бакалавра спеціальностей 132 «Матеріалознавство» та 136 «Металургія» / уклад.: О. Г. Левченко, Г. В. Демчук. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2021. 16 с.

40. ДСН 3.3.6.042-99. Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень : постанова Головного державного санітарного лікаря України від 01.12.1999 № 42 [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/rada/show/va042282-99#Text> (дата звернення: 25.05.2026).

41. ДБН В.2.5-28:2018. Природне і штучне освітлення [Електронний ресурс]. Київ : Мінрегіон України, 2018. Режим доступу: [https://e-construction.gov.ua/laws\\_detail/3074958732556240833?doc\\_type=2](https://e-construction.gov.ua/laws_detail/3074958732556240833?doc_type=2) (дата звернення: 26.05.2026).

42. ДСанПіН 3.3.2-007-98. Державні санітарні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин : постанова Головного державного санітарного лікаря України від 10.12.1998 № 7 [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/rada/show/v0007282-98#Text> (дата звернення: 26.05.2026).

43. Про затвердження Правил безпечної експлуатації електроустановок споживачів (НПАОП 40.1-1.21-98) : наказ Держнаглядохоронпраці України від 09.01.1998 № 4 [Електронний ресурс]. Режим доступу:

<https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0093-98#Text> (дата звернення: 27.05.2026).

44. Про введення в дію Державних гігієнічних нормативів «Норми радіаційної безпеки України (НРБУ-97)» : постанова МОЗ України від 01.12.1997 № 62 [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/rada/show/v0062282-97#Text> (дата звернення: 28.05.2026).