

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Інженерно-фізичний

(повне найменування факультету)

«Фізичне матеріалознавство»

(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

другий (магістерський)

(ступінь вищої освіти)

на тему «Структура сталі 50Н25 після лазерної обробки»

Виконав: студент(ка) II курсу, групи ІФ212м

Спеціальності 132 Матеріалознавство

(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація) _____

Прикладне матеріалознавство

(назва освітньої програми)

ШИКУЛА В. Я

(ПРІЗВИЩЕ та ініціали)

Керівник д.ф-м.н., проф. ГІРЖОН В.В.

(науковий ступінь, вчене звання, ПРІЗВИЩЕ та ініціали)

Рецензент д.т.н. проф. МІТЯЄВ О.А.

(ПРІЗВИЩЕ та ініціали)

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Факультет Інженерно-фізичний

Кафедра «Фізичне матеріалознавство»

Ступінь вищої освіти другий (магістерський)

Спеціальність 132 Матеріалознавство
(код і найменування)

Освітня програма (спеціалізація) Прикладне матеріалознавство
назва освітньої програми (спеціалізації)

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри _____

ОЛЬЩАНЕЦЬКИЙ В.Ю.

«_____» _____ 2023 року

З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЄКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)

ШИКУЛА Валентини Ярославівни

(ПРИЗВИЩЕ, ім'я, по батькові)

1.Тема проекту (роботи): «Структура сталі 50Н25 після лазерної обробки»

керівник проекту (роботи) д.ф-м.н., професор ГІРЖОН Василь Васильович

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

2. Строк подання студентом проекту(роботи) _____

3. Вихідні дані до проекту (роботи) _____

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, що їх належить розробити) 1. Літературний огляд 2. Матеріали та методи дослідження

3. Результати та їх обговорення 4. Охорона праці.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень, кількість слайдів, плакатів)

6. Консультанти розділів проєкту (роботи)

Розділ	ПРИЗВИЩЕ, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1	<u>д.ф-м.н., професор Гіржон В.В</u>		
2	<u>д.ф-м.н., професор Гіржон В.В</u>		
3	<u>д.ф-м.н., професор Гіржон В.В</u>		
4	<u>к.т.н., доцент Нестеров О.В.</u>		

7. Дата видачі завдання « _____ » _____ 20__ року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проєкту (роботи)	Строк виконання етапів проєкту (роботи)	Примітка
1	Літературний огляд	10.09.2022	Виконала
2	Матеріали та методи дослідження	04.10.2022	Виконала
3	Результати та їх обговорення	10.01.2023	Виконала
4	Охорона праці	20.08.2023	Виконала
5	Оформлення пояснювальної записки	24.09.2023	Виконала
6	Нормоконтроль	20.11.2023	Виконала
7	Рецензія	05.12.2023	Виконала
8	Захист дипломного проєкту	19.12.2023	

Студент(ка)

_____ Валентина ШИКУЛА
(підпис) (Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

Керівник проєкту (роботи)

_____ Василь ГІРЖОН
(підпис) (Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

РЕФЕРАТ

Пояснювальна записка до магістерської роботи: 73 с., 17 рис., 36 джерел., 1 табл., Додаток А

ЗАЛІЗНО-НІКЕЛЕВИЙ СПЛАВ, ЛАЗЕРНА ОБРОБКА, ЗОНА ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ, МІКРОСТРУКТУРА, МАРТЕНСИТ.

Дипломна магістерська робота спрямована на засвоєння отриманих в університеті знань та навичок, уміння складати огляд літературних даних щодо лазерної обробки металевих сплавів за допомогою різних типів лазерів та схем обробок, комплексних досліджень структури та властивостей сплавів на основі заліза після таких обробок, особливості структури залізо-нікелевих сплавів та фазових перетворень у них при нагрівах і охолодженнях.

Виконання роботи дало можливість отримання навичок щодо постановки задач досліджень та обґрунтування вибору методів досліджень і необхідного обладнання.

В дипломній магістерській роботі розглядаються:

- особливості лазерної обробки металів і сплавів;
- схеми лазерних обробок імпульсним і неперервним лазерами;
- структура поверхневих шарів сталей після лазерної обробки;
- вплив вихідного стану зразків на процеси структуроутворення.

Розгляд означених питань унеможлиблюється без розгляду та аналізу результатів, отриманих іншими дослідниками за даною темою, та без врахування особливостей матеріалу зразків, що досліджуються (хімічного складу, умов отримання, критичних точок фазових переходів тощо).

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ЛПО – лазерна поверхнева обробка;

ЗЛД – зона лазерної дії;

M_s – температура початку мартенситного перетворення;

K – температура за Кельвіном;

H_ц, ГПа мікротвердість;

ЗМІСТ

Вступ.....	7
1 Літературний огляд.....	9
1.1 Класифікація методів поверхневої лазерної обробки.....	9
1.2 Схеми здійснення лазерного зміцнення.....	13
1.3 Основні закономірності структурних змін при лазерній обробці металів.....	19
1.4 Структурні зміни при лазерній обробці нелегованих сталей.....	23
1.5 Особливості структури залізно-нікелевих сталей.....	29
2 Матеріали та методи дослідження.....	32
2.1 Вибір матеріалів та приготування зразків.....	32
2.2 Металографічний аналіз.....	32
2.3 Вимірювання мікротвердості.....	34
2.4 Рентгеноструктурний аналіз.....	36
3 Результати та їх обговорення.....	40
3.1 Вихідна структура сплаву 50H25 та його фізичні властивості.....	40
3.2 Структурні зміни після лазерного оплавлення вихідного зразка.....	42
3.3 Структурні зміни у матеріалі сталі 50H25, після загартування в рідкому азоті.....	45
3.4 Структурні зміни після лазерного гартування зразка, обробленого холодом.....	47
4 Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях	51
Висновки.....	58
Перелік посилань.....	59
Додаток А.....	62

ВСТУП

Лазерна поверхнева обробка металів - це технологія обробки поверхні металів, яка полягає в використанні потужного лазерного променя для зміни структури та властивостей металевої поверхні. Цей процес може використовуватись для зміни глибини гартування, підвищення твердості та зносостійкості тощо. Лазерна обробка – це сучасна технологія, яка дає можливість отримувати високі результати в якості та швидкості обробки. Ця технологія полягає в використанні високоенергетичного лазерного променя для розігріву поверхні металу до певної температури [1, 2].

Класичні способи термічної обробки мають дуже велику проникну здатність всередину матеріалу, що зазнає обробки, змінюючи структуру та властивості метала. При цьому змін зазнає не лише поверхня матеріалу, але й весь його об'єм, що може бути небажаним явищем. Серед переваг застосування лазерної обробки – можливість концентрації високої густини потужності випромінювання на дуже малій за площею ділянці поверхні мішені. Через високу питому енергію променю, лазер здатний випарувати речовину з поверхні матеріалу, бути інструментом, що нагріває або плавить поверхневий шар, ріже метали.

У методі лазерного зміцнення металева поверхня обробляється лазерним променем з високою енергією, що спричиняє мікроструктурні зміни, такі, наприклад, як зміна розміру та форми зерен. Цей метод застосовується для зміцнення поверхні, покращення її зносостійкості та корозійної стійкості [3].

Лазерне термічне зміцнення сталі полягає у впливі лазерного випромінювання на локальну ділянку поверхні, швидкому розігріві цієї ділянки до високих температур (вищих від критичних) і охолодженні зі швидкостями $10^2 \dots 10^6$ К/с в залежності від типу лазера. За таких умов, в процесі нагрівання і охолодження можуть відбуватися перетворення за бездифузійним (мартенситним) механізмом [4].

Поверхнева лазерна обробка металевих сплавів може призводити до змін фазового складу, шорсткості поверхні, виникнення значних гартівних напружень, що тягне за собою зміну важливих експлуатаційних характеристик, зокрема як мікротвердості, стійкості до зношення, корозійної стійкості тощо [5].

Модельний сплав (сталь) 50H25 характеризується тим, що він є аустенітним при кімнатній температурі. При охолодженні в область низьких температур (наприклад в парах рідкого азоту) у ньому відбувається $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення за мартенситним механізмом, при цьому мартенсит, що утворюється, є термічним.

Структура та властивості цього сплаву при різних видах термічної дії у науковій літературі досліджені досить детально. Проте структура поверхневих шарів такого сплаву після лазерних обробок досліджена ще недостатньо. Тому метою роботи є експериментальне вивчення зміни структурних характеристик та мікротвердості в зоні лазерної дії сплаву 50H25, що є актуальною задачею.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Класифікація методів поверхневої лазерної обробки

Лазерна поверхнева обробка (ЛПО) є ефективним способом покращення властивостей металевих матеріалів шляхом зміни їхньої поверхні за допомогою лазерного променя. Методи поверхневої лазерної обробки можна класифікувати за допомогою різних критеріїв [6]:

- за способом взаємодії лазерного променя з матеріалом: поверхневе зміцнення, поверхневе плавлення, поверхневе зміцнення з попереднім плавленням;
- за характером та масштабом обробки: локальна обробка (наприклад, лазерне наплавлення), поверхнева обробка великих деталей (лазерне поверхневе гартування), обробка значних об'ємів;
- за характером ефекту, що досягається: збільшення міцності та зносостійкості поверхні, зміна фізико-механічних властивостей матеріалу, покращення адгезії, зменшення шорсткості поверхні, формування мікроструктури поверхні;
- за типом лазера: газові лазери (наприклад, CO₂-лазер), твердотільні лазери (наприклад, Nd: YAG-лазер), напівпровідникові лазери (наприклад, діодні лазери).

В залежності від застосування методів поверхневої лазерної обробки, може бути вибрана певна класифікація для оптимального досягнення бажаних результатів.

Одним з критеріїв класифікації є тип змін у поверхневих шарах, який досягається під час обробки [7 - 9]. В залежності від цього, існують наступні методи ЛПО:

- лазерна обробка з оплавленням: розплавлення верхнього шару металу за допомогою лазерного променя, що дозволяє змінювати його структуру та твердість, застосовується для покращення зносостійкості, стійкості до корозії та зміцнення металів;

- лазерне зміцнення: металева поверхня обробляється лазерним променем з високою енергією, що спричиняє мікроструктурні зміни, застосовується для зміцнення поверхні, покращення її зносостійкості та корозійної стійкості;
- лазерне наплавлення: металевий порошок нагрівається до температури плавлення за допомогою лазерного променя та наноситься на металеву поверхню, застосовується для відновлення зношених деталей та створення нових конструкцій;
- лазерна обробка без оплавлення обробка поверхні за допомогою лазерного променя з низькою енергією (режим передоплавлення)

В залежності від співвідношення між часом дії випромінювання і часом релаксації та густиною потужності лазерного випромінювання можуть мати місце різні ефекти взаємодії променя з металевою поверхнею. Відповідно до цього розробляються різні методи лазерної обробки матеріалів [9].

Розглянемо класифікацію методів поверхневої лазерної обробки сплавів (рисунок 1.1) [10].

Для здійснення лазерного гартування (термозміцнення) локальну ділянку поверхні деталі нагрівають за допомогою випромінювання до надкритичних температур, а після зупинки дії випромінювання цю ділянку охолоджують з високою швидкістю за рахунок тепловідводу до внутрішніх шарів металу. Висока швидкість охолодження призводить до утворення гартівних структур у сплавах та до високої міцності поверхні.

Лазерний відпал, що полягає у нагріві лазером загартованих деталей до температур, нижчих від критичних, може бути застосовано для обробки дрібних деталей у приладобудуванні, наприклад, пружинних елементів тощо.

Під час оплавлення для покращення якості поверхні (зменшення пористості або шорсткості) режими обробки підбирають, виходячи з вимог до одержання найкращої геометрії поверхні, а швидкість охолодження у цьому випадку, як правило, не регламентується [11].

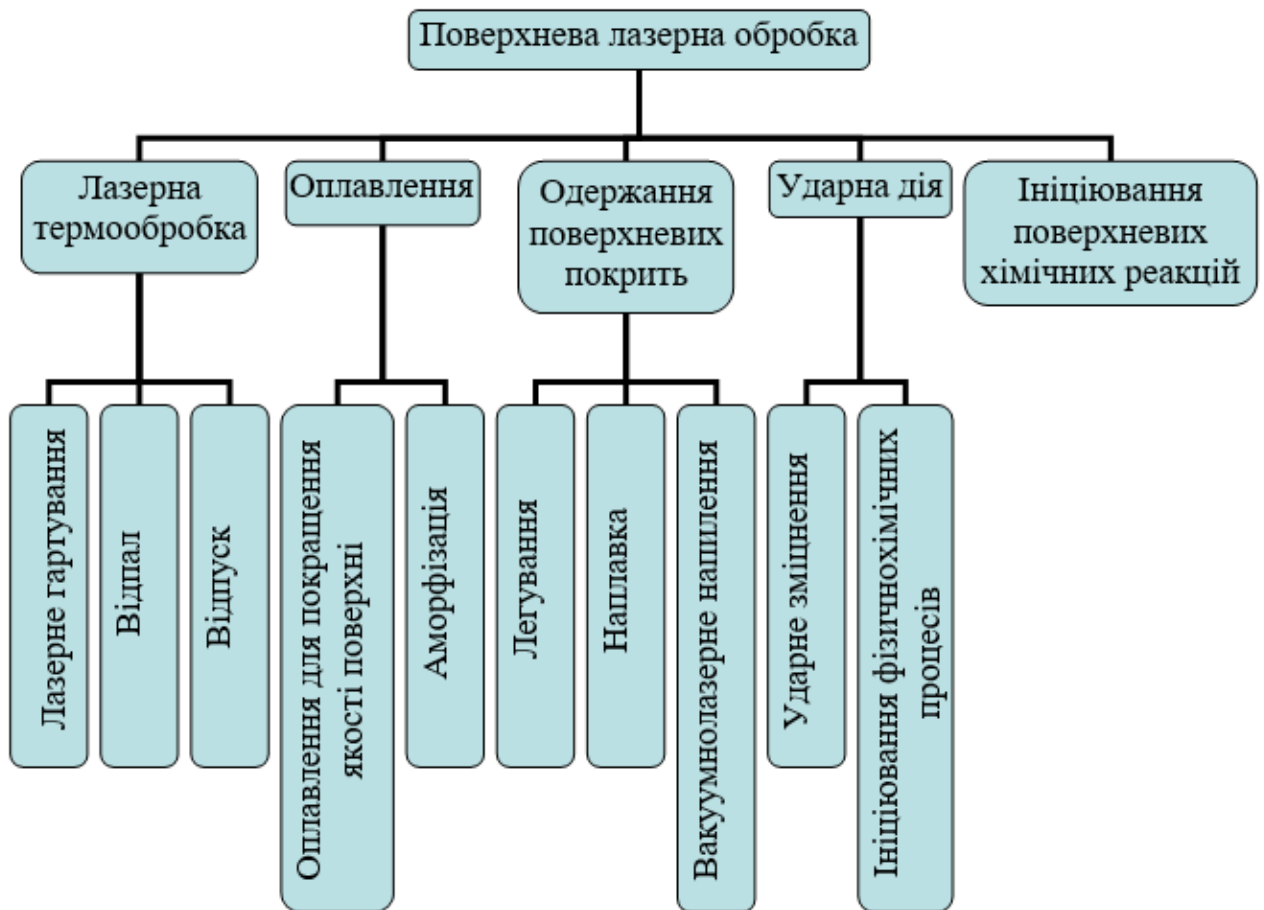


Рисунок 1.1 - Класифікація методів поверхневої лазерної обробки [11]

При аморфізації швидкість охолодження повинна бути максимальною для одержання аморфного стану, тому глибина оплавлення не повинна перевищувати 50 μm .

Властивості сплавів, що були піддані дії лазерного гартування, характеризуються цілим якісних змін властивостей поверхневих шарів металів. Збільшується стійкість до зносу через зростання твердості поверхні, утворення високодисперсної структури (через це та створення більш однорідної структури поверхні збільшується також стійкість до корозії), зменшення коефіцієнту тертя (наприклад, у сталі 42 коефіцієнт тертя зменшується на 10%). Під дією лазерного випромінювання різні шари матеріалу проходять через різні за величиною та швидкістю температурних коливань стадії нагріву та охолодження. Через фазові перетворення та термічні коливання об'єму після охолодження фіксується напружений стан поверхневих шарів після лазерного гартування. Величина та знак

залишкових напружень впливають на характеристики опору втоми. Причому дуже часто оплавлення погіршує ці характеристики.

Легування полягає у насиченні поверхневих шарів матеріалу, що зазнає обробки, легуючими речовинами з середовища або з поверхні зразку, якщо такі були попередньо нанесені на неї.

Лазерне наплавлення – це спосіб одержання поверхневих покриттів, схожий на лазерне легування, але при цьому розплавляється лише речовина покриття, що утворюючи міжатомні зв'язки з підплавленою або розпеченою речовиною підкладки, майже не дифундує до неї, але утворює на поверхні підкладки новий шар з новими характеристиками, що співпадають з характеристиками загартованої з рідкого стану речовини наплавлення [11].

Вакуумно-лазерне напилення проявляється у випаровуванні матеріалу поверхні під дією лазерного випромінювання у вакуумі та конденсації матеріалів, що випарувались, на підкладці.

Ударна дія лазерного випромінювання може бути використана для зміцнення поверхні та для індукування фізико-хімічних процесів.

Ініціювання поверхневих хімічних реакцій на поверхні сплавів за допомогою плазмової хмари поблизу поверхні має за мету окислення або відновлення окремих компонентів сплаву чи одержання спеціальних сполук [11].

1.2 Схеми здійснення лазерного зміцнення

Ефект зміцнення при лазерній дії на металеві матеріали спостерігається внаслідок високих швидкостей нагріву та наступного охолодження матеріалу, що був опромінений, внаслідок часткового легування поверхневого шару елементами навколишнього середовища, зростання густини дислокацій тощо [12].

Зміцнення лазером може відбуватися у два способи, залежно від режиму роботи лазерної установки. Це може бути імпульсний або ж неперервний режим роботи.

Зміцнення імпульсним випромінюванням характеризується такими головними чинниками, як тривалість імпульсу, густина потужності випромінювання, діаметр плями на поверхні, що зазнає обробки, розподіл потужності у ній та проводиться зазвичай за схемами, наведеними на рисунку 1.2. Видно, що імпульсний спосіб лазерного випромінювання створює певні проблеми вибору оптимальних параметрів обробки із урахуванням діаметра зони дії окремого імпульсу D , а також величини кроків S та S' (рисунок 1.2, *а*). Тут можливі дві основні схеми накладання імпульсів випромінювання на поверхню: прямий (рисунок 1.2 *а*, *в*) та шаховий (рисунок 1.2, *б*).

У прямій схемі накладання імпульсів без перекриття лазерне випромінювання розсіюється на поверхні оброблюваного матеріалу у вигляді послідовних ізольованих імпульсів. Кожен імпульс має власну оброблену ділянку поверхні. Після закінчення обробки одним імпульсом випромінювання вимикається, а потім починається обробка наступним імпульсом. Цикл повторюється для кожного імпульсу.

У "шаховій" схемі імпульси лазерного випромінювання накладаються на поверхню матеріалу таким чином, що кожен наступний імпульс частково перекривається з попереднім імпульсом. При цьому перекриття може бути регульованим, що дозволяє контролювати інтенсивність та розмір обробки.

Застосування "шахової" схеми дозволяє ефективніше використовувати лазерне випромінювання і отримати більш однорідну обробку поверхні.

При виборі певного значення параметрів, з урахуванням схеми накладення зон (а) чи (б), матимемо різні значення шорсткості поверхні зразка, відносних площ обробленої і необробленої зон та зон перекриття між сусідніми зонами лазерної дії (ЗЛД). Якщо задати значення коефіцієнту перекриття ($K_p = S/D$), то різні способи обробки можна буде описати різними значеннями цих величин.

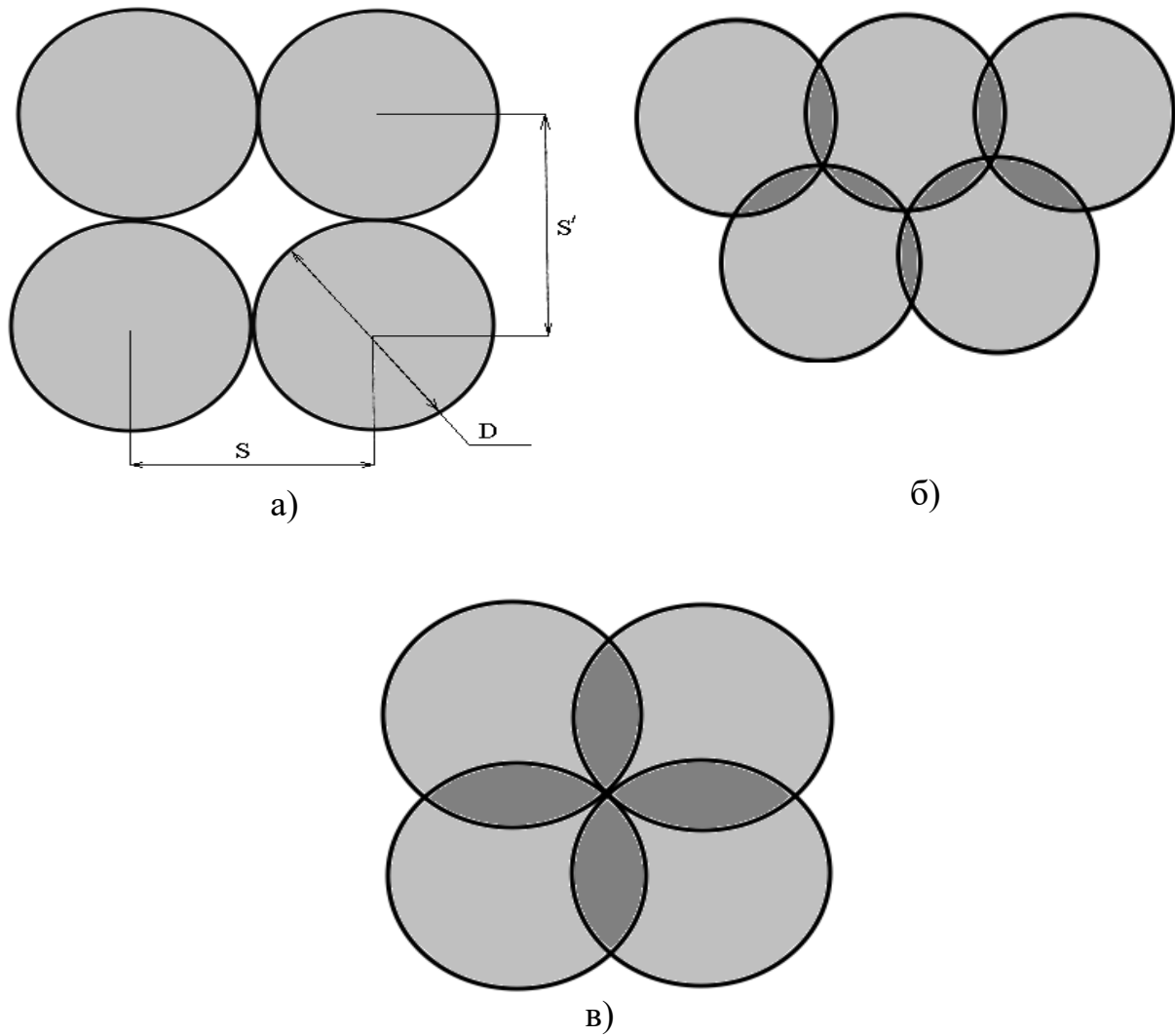
Для схеми на рисунку 1.2, а матимемо $K_p = 1$, $K_v = 0,68$ та $S = S' = D$.

У прямій схемі накладання імпульсів з перекриттям лазерне випромінювання накладається на поверхню матеріалу таким чином, що кожен наступний імпульс частково перекривається з попереднім імпульсом. При цьому імпульси накладаються з перекриттям на певну глибину обробки, що дозволяє забезпечити більш рівномірну та ефективну обробку поверхні. Ця схема дозволяє досягти більшої глибини обробки, оскільки кожен наступний імпульс проникає у вже оброблені шари матеріалу. Перекриття імпульсів сприяє поглинанню більшої кількості енергії та покращує якість обробки [13].

Пряма схема накладання імпульсів з перекриттям може бути використана для глибокого проникнення в матеріал і створення отворів, каналів або пазів з більшою точністю та швидкістю. Також ця схема дозволяє зменшити вплив теплового впливу на матеріал і підвищити точність обробки.

В обох схемах («шахова» та пряма з перекриттям) перекриття імпульсів забезпечує більшу швидкість обробки та однорідність обробки поверхні. Вибір певної схеми залежить від вимог до обробки, типу матеріалу та конкретного застосування.

При виконанні схеми, зображеної на рисунку 1.2, в, легко досягається максимальне заповнення, але відбувається відносно велике перекриття зон. Тут $K_p = 0,74$, $S = 0,7 D$, $S' = 0,46 D$.



а – пряма схема накладання імпульсів без перекриття; б – «шахова» схема; в – пряма схема накладання імпульсів з перекриттям.

Рисунок 1.2 - Схеми обробки поверхні імпульсним лазерним випромінюванням [14]

Схема накладання імпульсів (б) цікава тим, що тут можна добитися того, щоб зони перекриття були мінімальними. Це досягається при $S = 0.86D$, $S' = 0.74D$, $K_{\pi} = 0,86$ [14].

Зважаючи на те, що на периферії плями $T < A_{c1}$, утворюються зони відпуску зі зниженою твердістю, при зростанні K_n відношення зміцнених площ підвищується. При $S > D$ відношення незміцнених площ до зміцнених зростає.

При використанні неперервного випромінювання матимемо ще більш прості схеми можливої лазерної обробки. Головні параметри такої обробки – це ширина променя, швидкість руху поверхні, що обробляється, потужність та її розподіл у промені. Схема обробки наведена на рисунку 1.3. Подібним чином, як і при імпульсній обробці, розраховується коефіцієнт перекриття, наприклад $K_{пх} = S_x/l$.

Інколи при обробці поверхні імпульсним лазерним випромінюванням для отримання певної геометрії або профілю на поверхні матеріалу для фокусування променя використовують циліндричні лінзи, що забезпечує фокусування променя в одній площині, тим самим змінюючи форму та розмір променевої плями [15].

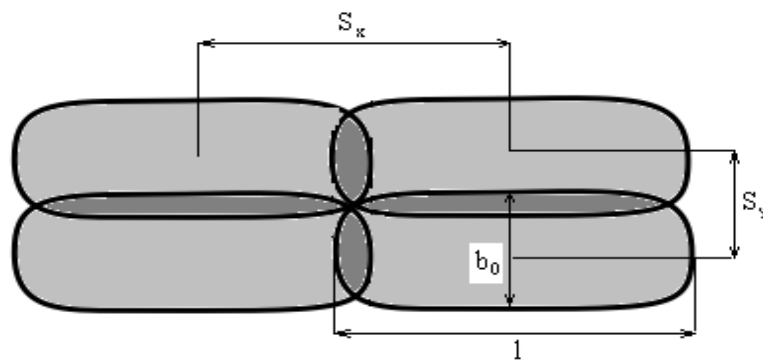


Рисунок 1.3 - Схема обробки поверхні імпульсним лазерним випромінюванням з циліндричною лінзою[15]

Обробка неперервним випромінюванням (рисунок 1.4) у порівнянні з імпульсним має деякі особливості та значно більші можливості.

При обробці простих плоских поверхонь, у першому випадку матимемо доріжку, що не перекривається з сусідніми. Це дозволяє швидко обробляти поверхню зразка, якщо не стоїть завдання створення суцільної зміненої поверхні. У наступному випадку маємо випадок обробки з перекриттям. При такому способі

обробки обов'язково матимемо зони відпуску на обробленій поверхні, де можуть знижуватися щойно одержані корисні властивості поверхні.

У зигзагоподібній схемі лазерний промінь переміщується по поверхні матеріалу в зигзагоподібний спосіб. Це означає, що промінь спочатку пройде по одному ряду, а потім повернеться назад і пройде по наступному ряду поряд з першим. Таке переміщення променя створює рівномірну обробку поверхні без пропусків або перекриття зон обробки. Зигзагоподібна схема дозволяє ефективно обробляти великі площі, зменшує час обробки та забезпечує однорідний результат.

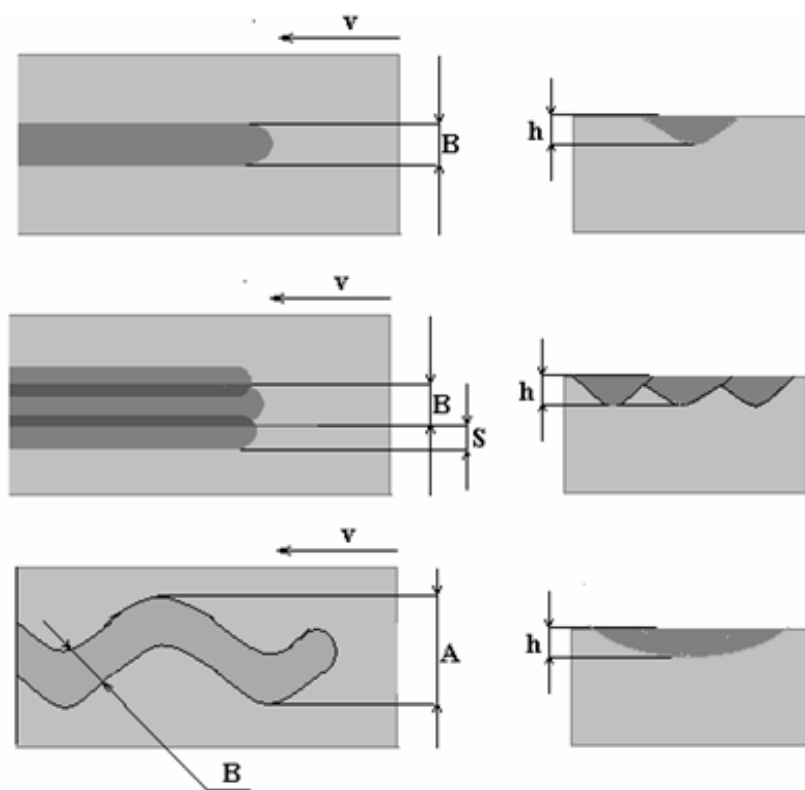


Рисунок 1.4 - Схеми обробки поверхні при застосуванні неперервного випромінювання [15]

Обробка за зигзагоподібною схемою здійснюється шляхом сканування випромінювання або поєднання коливання випромінювання з деякою амплітудою A та перпендикулярного руху поверхні. Так можна зміцнити на невелику глибину великі площі поверхонь. Але залишається велика відносна площа необробленої поверхні. При цьому ж ми можемо відмітити і більш рівномірну обробку, ніж у

першому випадку. Вибір способу обробки є наслідком тих вимог, що ставляться до результату.

В залежності від бажаного результату схеми обробок в [15] поділяють на наступні.

- Схема ПЛО з механічним зміцненням. На поверхню металевої деталі спочатку наносять спеціальне покриття, яке підвищуватиме міцність матеріалу. Після цього застосовується лазерний промінь, який нагріває поверхню деталі і взаємодіє з покриттям, що призводить до зміцнення металу.

- Схема лазерної поверхневої обробки без механічного зміцнення. Використовується для зміцнення поверхні металевих деталей без використання додаткових покриттів. Лазерний промінь нагріває поверхню деталі, що призводить до зміни мікроструктури матеріалу та підвищення його міцності.

- Схема лазерного напилення. Використовується для зміцнення поверхні металевих деталей шляхом нанесення на них спеціального напиленого покриття. Лазерний промінь нагріває це покриття, що призводить до злиття часток та їх зв'язування з поверхнею деталі.

- Схема лазерного гартування. Використовується для зміцнення поверхні металевих деталей шляхом її лазерного нагрівання та швидкого охолодження. Лазерний промінь нагріває поверхню деталі до високих температур, після чого деталь швидко охолоджується за допомогою спеціальних охолоджуючих рідин або газів. Цей процес призводить до утворення внутрішніх напружень в матеріалі.

Кожна з цих схем має свої переваги та недоліки, і вибір конкретної залежить від потреб та вимог до зміцненої поверхні металевої деталі.

Окрім цих схем існують ще й інші методи лазерної обробки, які використовуються в залежності від конкретних вимог до поверхні металевої деталі. Так, наприклад, для отримання мікрорельєфу на поверхні можна використовувати схему лазерного травлення, а для отримання певних мікроструктур - схему лазерної обробки з використанням фотомасок [16].

Важливими перевагами лазерної обробки металів є можливість отримання високої якості та точності обробки, можливість локального зміцнення та напилення матеріалу, а також можливість використання різних схем для обробки деталей різного розміру та форми. Лазерна обробка забезпечує також високу продуктивність та ефективність процесу, оскільки може виконуватись безпосередньо на виробничій лінії, без необхідності витрачати час на додаткову обробку деталей [26].

Однак лазерна обробка металу також має певні обмеження та недоліки, зокрема досить високу вартість обладнання та витратних матеріалів.

У цілому лазерна обробка є важливим напрямком у сучасному виробництві металевих матеріалів з наперед заданими поверхневими властивостями. Вона дозволяє забезпечувати високу якість та точність обробки, знижувати витрати на виготовлення деталей та забезпечувати їх зміцнення та захист від корозії тощо.

1.3 Основні закономірності структурних змін при лазерній обробці металів

В залежності від параметрів лазера, матеріалу та методу обробки ПЛО може викликати різні структурні зміни в матеріалі. Закономірності структурних змін при лазерній обробці описано в [17]. Розглянемо основні з них.

При ПЛО, як правило, спостерігається плавлення поверхневих шарів матеріалу, який після закінчення процесу залишається у твердому стані; під час швидкого охолодження з розплаву відбувається кристалізація матеріалу в нерівноважних умовах, що може привести до зміни структури матеріалу та фізико-механічних властивостей його поверхні. Зокрема в зоні лазерної дії в металі може відбутися бездифузійне фазове перетворення, що призводить до формування структури мартенситу, яка характеризується високою твердістю і міцністю.

ПЛО супроводжується значним нагріванням матеріалу (навіть при обробці в режимі передоплавлення), що може привести до зміни структури та властивостей матеріалу та спричинити виникнення гартівних напружень в матеріалі.

В процесі обробки металу може відбуватися рекристалізація матеріалу, яка полягає у заміні старих кристалів новими, що може привести до структурних змін і, як наслідок, до зміни властивостей поверхні.

Лазерна обробка може спричинити фазові перетворення в матеріалі, тобто привести до зміни фазового складу у поверхневих шарах, а звідти і вплинути на властивості поверхні.

Під час ПЛО може відбуватися окиснення матеріалу, що може привести до утворення окисних плівок на поверхні матеріалу та зміни його антикорозійних властивостей.

Досить часто під впливом лазерного променя може відбуватися перерозподіл легуючих елементів у ЗЛД, що спричиняє зміни у хімічному складі матеріалу і може впливати на його мікроструктуру і властивості.

Лазерна обробка може спричинити сегрегацію елементів на поверхні матеріалу, що може вплинути на його властивості; наприклад, може відбуватися утворення зон, збагачених вуглецем, та покращити твердість та міцність поверхні матеріалу.

Згідно з [18], дія лазерного випромінювання на матеріал зразка має ряд дуже важливих особливостей, що відрізняють її від дії звичайного теплового нагріву матеріалу. Ці особливості викликають досить унікальні поверхневі ефекти обробки. Насамперед, це може бути зміна рельєфу поверхні внаслідок безпосередньої дії лазерного опромінювання на неї – відбувається випаровування, оплавлення тощо.

Суттєвих змін зазнає також шар, який є близьким до поверхні зразка. В залежності від ступеню структурних змін, викликаних процесами нагріву та охолодження, наприклад, зразка сталі 45, на поперечному перерізі шліфа можна умовно видокремити 3 шари (рисунок 1.5), які відрізняються один від одного

параметрами фазових перетворень, що відбулись, мікротвердістю та мікроструктурою [18].

Перший шар (зона оплавлення) отримується при гартуванні з розплавленого стану. У більшості випадків перший шар має стовбчасту будову, причому кристали є витягнутими уздовж напрямку тепловідводу. Головна структурна складова – мартенсит. Карбіди при цьому зазвичай розчинюються. Після лазерного гартування сталей в інтервалі режимів, що реально застосовуються на практиці, у зоні оплавлення відсутні такі фактори, як кратери, шлакові відкладення та зони, позбавлені вуглецю. При лазерному гартуванні без оплавлення перший шар – зона оплавлення - є відсутнім.

Другий шар - це зона гартування з твердої фази, одержаний при гартуванні з твердого стану. Нижня границя його визначається нагріванням до температури точки A_{c1} , тобто в цьому шарі має місце як повне, так і неповне гартування. Цей шар відрізняється великою неоднорідністю за глибиною: ближче до поверхні присутні мартенсит і залишковий аустеніт, а ближче до вихідного металу маємо структури, одержані з області неомогенного аустеніту при охолодженні. Тому тут поряд із мартенситом існують елементи вихідної структури: ферит і цементит.

Третій шар – перехідна зона, що утворюються при нагріві металу нижче точки A_{c1} . При лазерній обробці попередньо загартованої або відпущеної сталі у цьому шарі має місце падіння мікротвердості, пов'язане з утворенням структур відпуску – трооститу або сорбіту. Третій шар у цьому випадку називають зоною відпуску.

Другий та третій шари утворюють так звану зону термічного впливу (ЗТВ).

Принципальної різниці у будові та мікроструктурі різних шарів після лазерної обробки імпульсним та неперервними лазерами немає, існують лише окремі особливості, зумовлені різним часом дії.

В [20] показано, що ефект термообробки залежить від хімічного складу матеріалу. Найбільш значний ефект досягається при обробці вуглецевих сталей з вмістом вуглецю до 1%. При концентраціях вуглецю менше 0,5% та більше 1,3% вплив лазерної термообробки на властивості сплаву знижується.

1.4 Структурні зміни при лазерній обробці нелегованих сталей

Лазерна обробка нелегованих сталей може призводити до створення різних структурних змін на поверхні матеріалу, залежно від умов процесу та параметрів лазерного променя [21].

Однією з основних структурних змін, які можуть відбуватися на таких сталях є формування зернистої структури. Зерна структури можуть мати різний розмір та форму, що залежить від енергії лазерного променя та швидкості переміщення променя по поверхні матеріалу. Зерна зазвичай розташовуються паралельно до напрямку переміщення променя та можуть мати розміри від кількох мікрометрів до кількох міліметрів.

Крім того, лазерна обробка може призводити до виникнення мартенситних перетворень у поверхневому шарі матеріалу. Мартенситні перетворення спричиняють зміну структури матеріалу та можуть покращити його механічні властивості, такі як твердість та міцність. Однак, великі залишкові напруження, що виникають внаслідок швидкого охолодження, можуть спричинити появу тріщин на поверхні матеріалу [21].

В залежності від умов ПЛО та зімічного складу зразку можуть спостерігатися різні комбінації структурних змін. Такі зміни можуть бути використані для поліпшення властивостей сталі, наприклад зносостійкості та міцності. В залежності від умов проведення лазерної обробки структура поверхневих шарів може значно відрізнятись. Наприклад, при високих швидкостях сканування лазера та швидкому охолодженні шару, можуть утворюватись аморфні та нанокристалічні структури. При менших швидкостях сканування та повільному охолодженні можуть утворюватись більш крупні кристали, які можуть бути подібні до структури матеріалу до обробки [22].

Ще одним ефектом лазерної обробки є утворення мікротріщин та порожнин у поверхневому шарі матеріалу. Це може спричинити зниження міцності та зносостійкості матеріалу.

Таким чином, структура поверхневих шарів після лазерної обробки залежить від багатьох факторів, таких як склад матеріалу, умови лазерної обробки, швидкість охолодження тощо [22].

Однією із змін, що відбуваються в поверхневих шарах сталей після лазерної обробки, є утворення зоноїдів - областей матеріалу з іншою мікроструктурою, що відрізняється від оточуючої матриці. Ці області можуть бути більш чи менш твердими та деформівними залежно від параметрів обробки та складу сталі. Утворення зоноїдів може підвищити твердість, зносостійкість, корозійну стійкість та інші властивості поверхневого шару сталі.

Однак, необхідно зазначити, що лазерна обробка може також викликати негативні ефекти в сталі, які залежать від параметрів обробки. Наприклад, можуть відбуватися процеси окислення та карбідизації, які знижують корозійну стійкість.

Незважаючи на високу швидкість протікання процесів під час лазерного нагріву та охолодження, багато інформації про процеси може дати діаграма стану системи залізо-вуглець. Але треба брати до уваги той факт, що фазові перетворення протікають не ізотермічно, а величезна кількість дефектів ґратки, що утворюється, робить деякі перетворення при певних умовах проблематичними та фіксуються стани, що дуже відрізняються від очікуваних за діаграмою.

Так, у випадку доевтектоїдних сталей [23] при швидкостях нагріву близько 10^3 K/c без оплавлення поверхні $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення відбувається за дифузійним механізмом. Зона дії лазерного випромінювання складається з двох шарів. Верхній шар має стовбчасту будову, а феритні зерна є зорієнтованими вздовж напрямку тепловідведення.

Нижче лежить зона з дрібнозернистою структурою. Подрібнення зерна пов'язане з перекристалізацією та пластичною деформацією під дією термічних напружень на наступної рекристалізації.

Збільшення вмісту вуглецю різко покращує ситуацію. Оплавлення поверхні призводить до утворення дисперсних структур, наприклад, рейкового мартенситу з рельєфними границями між пластинами. Під зоною оплавлення лежить шар ґартування з твердого стану, який має таку ж міцність та однорідну структуру.

Загалом, можна зробити висновок про те, що при невеликих швидкостях нагріву та великих – охолодження, маємо найкраще зміцнення для досліджуваного зразка.

Евтектоїдні та заевтектоїдні сталі після обробки з оплавленням в зоні оплавлення, окрім дисперсного мартенситу, мають залишковий аустеніт. Наприклад, у сталі У10 його кількість може досягати 45%. Нерозчиненого цементиту немає, а це значить, що мартенсит та аустеніт достатньо насичені вуглецем. Це призводить до значного збільшення мікротвердості [24].

Згідно з [25] у випадку сталі У10 зі структурою зернистого перліту у нижній частині ЗТВ на границі розділу з вихідною структурою утворення перших порцій аустеніту при не дуже великих швидкостях нагріву відбувається на границі розділу цементитних часток та феритної матриці, а зростання ділянок аустеніту лімітується підведенням вуглецю до фазової феритно-аустенітної границі. Також було показано зародження аустеніту на цементитних частинках як усередині α -фази (шляхом зсуву границі розділу цементит-аустеніт), так і на стику феритних зерен (тоді аустенітне зерно зростає вздовж границі розділу двох феритних зерен).

Відповідно до [25], поліморфне $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення встигає відбутись при будь-яких швидкостях нагріву перш, ніж почнеться плавлення сталі, що забезпечує гартування сталі при охолодженні, яке має відбутись.

Процес утворення аустеніту при лазерному нагріві залежить від вихідної структури сталі. У сталі з феритно-перлітною структурою утворення аустеніту починається в перлітних ділянках, дифузія вуглецю може бути суттєво подавленою, так що аустеніт, що утворився вище A_{c3} , є суттєво неоднорідним за складом: на місці колишніх перлітних ділянок утворюється високовуглецевий (0,8% С) аустеніт, що перетворюється при гартуванні на високовуглецевий мартенсит, а на місці феритних ділянок – маловуглецевий аустеніт, який при охолодженні дуже часто перетворюється на ферит або рейковий мартенсит. Ця різниця у складі аустеніту зберігається до гранично високих значень температури нагріву та зникає лише після розплавлення сталі.

У сталі з мартенситною структурою утворення мартенситу відбувається більш рівномірно. Твердість у різних ділянках зони впливу однакова. Тому для

одержання при лазерній обробці сталі з однорідною твердістю необхідно попередньо підготувати структуру.

При нагріві сталі з мартенситною або бейнітною структурою відбувається орієнтовне утворення аустеніту, що супроводжується відновленням величини, форми та орієнтації первинних зерен аустеніту, незважаючи на цикл $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ перетворень.

Попередній відпуск сталі, пластична деформація, зміна швидкості нагріву – все це впливає на положення температури рекристалізації аустеніту, що є зумовленою фазовим наклепом та може утворювати видиму картину перекристалізації сталі [26].

У цій же роботі експериментально показано, що утворення та ріст аустенітної фази у перлітній сталі під час надшвидкого нагріву не потребує розчинення карбідів, тобто дифузії атомів вуглецю, і утворення аустеніту можна вважати бездифузійним. Було виявлено, що аустеніт росте у вигляді окремих пластин. Між феритом та аустенітом, що утворюється на його місці, виконуються орієнтаційні співвідношення, близькі до Курдюмова-Закса, що свідчить про бездифузійний механізм $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення при швидкому нагріві.

В [27] наведено результати досліджень зразків із сталей 20, 45, У8, У12 після обробки їх рухомим променем лазера потужністю до 1 кВт. Швидкість пересування зразків варіювалась у діапазоні 0,4-0,6 м/хв. Густина потоку у зоні обробки змінювалась в межах $5 \cdot 10^3 - 2 \cdot 10^5$ Вт/см². Області обробки склалися з чітко виражених шарів, що відрізняються один від одного за ступенем повноти фазових перетворень.

У першому шарі температура сталі перевищувала верхню критичну точку A_{c3} або A_{cm} для доєвтектоїдних та заєвтектоїдних сталей. Мікроструктура цього шару є мартенсит.

Другий шар відповідав нагріву в міжкритичному інтервалі температур, тут мало місце неповне гартування. Для доєвтектоїдних сталей цей шар внаслідок збереження феритних зерен характеризувався зниженою твердістю у порівнянні з першим шаром. Для заєвтектоїдних сталей твердість другого шару була вищою,

ніж першого. Це пояснюють присутністю цементиту у високодисперсному вигляді, що зміцнює сталь.

У зразках із сталі У12 у другій зоні, зоні термічного впливу, спостерігається неоднорідність структури, що підтверджується зниженою травністю ділянок, розташованих на місці сітки вторинного цементиту. Вказані ділянки характеризуються збільшеною кількістю аустеніту. Аналіз кривих розподілу твердості в зразках з сталі У12 показує, що при мінімальній швидкості переміщення зразку твердості першого і другого шарів зони є близькими, тоді як при більш високих швидкостях твердість другого шару є помітно вищою. Ця обставина пояснюється більш рівномірним розподілом вуглецю у аустеніті за більш довгий час лазерного нагріву. Твердість мартенситу при вмісті вуглецю до 0,6% лінійно залежить від останнього і практично не залежить від нього при великій кількості вуглецю в сталі [27].

В [28] досліджувались зразки сталі 35 з вихідною феритно-перлітною структурою. Оплавлення поверхні CO_2 лазером спостерігалось при швидкості переміщення зразків 2,4 м/хв; при швидкостях $\sim 2,6$ м/хв та більше оплавлення не відбувалося. Зона лазерної дії при швидкостях переміщення зразків 0,6-1,8 м/хв складалася з чотирьох шарів. Перший, оплавлений шар, характеризувався зниженою травністю та мікротвердістю $H_{\mu} = 8\,000$ МПа, що перевищує твердість сталі у вихідному стані в 4 рази. Мікроструктура цього шару являла собою мартенсит та деяку кількість залишкового аустеніту. У другому шарі мікроструктура – мартенсит з голками розміром у 2 - 4 рази більшим, ніж у першому. Третій шар – зона неповного гартування зі структурою мартенситу, трооститу, фериту. Четвертий шар також є зоною неповного гартування, але відрізняється від третього повною відсутністю троостита, наявністю феритної сітки та високою твердістю.

1.5 Особливості структури залізо-нікелевих сталей

Сплави на залізно-нікелевій основі при різних видах теплової дії на них є класичними для дослідження процесів, пов'язаних з бездифузійними (мартенситними) перетвореннями. Відомо, що при нормальному тиску залізо існує в двох модифікаціях: α -Fe (з ОЦК ґраткою) та γ -Fe (з ГЦК ґраткою). При охолодженні, починаючи з високих температур, в залежності від легуваності заліза, в сплавах відбувається нормальне дифузійне або бездифузійне (зсувом) $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. Тому при кімнатній температурі їх структура являє собою відповідно феррит або мартенсит.

Легування заліза нікелем розширює температурну область існування γ -фази. Зі зростанням вмісту нікеля (більше 10%) в Fe-Ni сплавах основним механізмом $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення при охолодженні є мартенситний. Крім того, легування нікелем призводить до зниження мартенситної точки M_s . В сталях, що вміщують $\geq 28\%$ Ni, температура M_s стає нижчою за кімнатну, тобто в процесі охолодження до 300 K мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення ще буде відсутнім. Це дозволяє уникнути цілого ряду методичних експериментальних труднощів при комплексному дослідженні структурних особливостей аустеніту.

Додаткове легування нікелевих сталей також викликає зміну M_s . Так, при легуванні алюмінієм та кобальтом вона підвищується, а при легуванні марганцем, молібденом, кремнієм, ванадієм та хромом - знижується. Це дає можливість при розробці оптимальних хімічних складів аустенітних сталей деяку частку нікеля замінити більш дешевими (наприклад, хромом) елементами. Всі вказані хімічні елементи утворюють з основними компонентами сплавів тверді розчини заміщення, тоді як вуглець і азот, які значно знижують M_s , - тверді розчини втілення. Це означає, що незначні домішки елементів втілення (соті долі відсотка) дозволяють суттєво зменшувати кількість нікеля в аустеніті.

Для отримання особливого структурного стану, який би підвищував рівень службових характеристик аустенітних сталей, використовується термоциклічна обробка за участю прямих і зворотніх $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -перетворень. Покращення фізико-

механічних властивостей сплавів внаслідок ТЦО пов'язане зі зміною напруженого стану сплавів, їх структурної будови, фазового та хімічного складу [29]. Формування структури термоциклованих сплавів залежить, в основному, від механізму проходження прямих та зворотніх мартенситних перетворень. В безвуглецевих сплавах такі механізми вивчені досить детально. Залізно-нікелеві сплави, леговані вуглецем, досліджені менше, що пов'язується з цілим рядом причин: термічною нестійкістю вихідного та фазонаклепаного аустенітів, можливістю накладення та взаємного впливу процесів розпаду мартенсита. Ці фактори визначаються поведінкою вуглецю в γ - та α - твердих розчинах. Не зважаючи на це, у науковій літературі з'явилася досить значна кількість робіт, присвячених структурним змінам в вуглецевих Fe-Ni-сталях і їх зміцненню за допомогою фазового наклепу в процесі термоциклічних обробок [30]. Згідно з результатами цих робіт для досягнення ефекту фазового наклепу, тобто для здійснення прямих і зворотніх $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - перетворень за мартенситним механізмом, необхідною умовою є досить високі швидкості нагріву і охолодження зразків.

При виконанні лазерної обробки за допомогою імпульсного YAG-лазера швидкості нагрівів і охолоджень складають біля $10^3 \dots 10^4$ K/c, тобто вони є вищими за критичні при виконанні описаних в термоциклічних обробках.

На сьогодні літературні дані щодо досліджень, пов'язаних з вивченням структурних змін в залізно-нікелевих сталях під дією лазерного випромінювання, практично відсутні. Тому мета роботи - дослідити структурні зміни у середньо-вуглецевій залізно-нікелевій сталі 50H25 і їх вплив мікротвердість ЗЛД - є актуальною як з наукової, так і з практичної точок зору.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Вибір матеріалів та приготування зразків

У роботі було досліджено вплив лазерного випромінювання на структуру та фізичні властивості поверхневого шару сталі марки 50Н25. Легування проводилось таким чином, щоб після гартування в холодну воду з γ – області залізо-нікелевий сплав знаходився в аустенітному стані. Зливоч було одержано виплавкою в печі ТВЧ в захисному середовищі аргону в алундових тиглях. В якості шихти були використані карбонільне залізо, електролітичний нікель та вуглець.

Поверхневі характеристики сталі 50Н25 та їх зміна під впливом лазерної обробки досліджувались на двох зразках, що були вирізані з вихідного зливку за допомогою вулканіту з водяним охолодженням. Зразки мали вигляд паралелепіпедів з розмірами 1,5см x 1см x 1 см.

Перший зразок був залишений у вихідному стані та являв собою сталь аустенітного класу, як і вихідний зливок, з якого його було вирізано.

Другий зразок для проведення прямого мартенситного перетворення був охолоджений протягом однієї хвилини шляхом занурення в рідкий азот, температура кипіння якого є нижчою за температуру початку прямого мартенситного перетворення для цієї марки сталі, що складає приблизно - 46 °С.

Швидкий нагрів та охолодження зразків відбувалось за допомогою лазера «Квант-18М» в імпульсному режимі з оплавленням поверхні. Густина потужності випромінювання складала близько 1 ГВт/м².

2.2 Металографічний аналіз

Мікроструктура - це внутрішня будова металів, яка спостерігається за допомогою оптичних мікроскопів, які забезпечують збільшення від 50 до 1500

разів. Мікроаналіз – один із найбільш часто поширених методів дослідження внутрішньої будови металів і сплавів. За допомогою мікроаналізу можна вивчити будову і форму кристалічних зерен металів і сплавів, зміни внутрішньої будови, які відбуваються під дією різного роду впливів; можна побачити структуру сплаву, неметалеві включення, неоднорідності різного походження, розміри яких не можна побачити неозброєним оком [31].

Для підготовки зразків для дослідження мікроструктури та для вимірювання мікротвердості, зразки були піддані шліфуванню та поліруванню механічним способом.

Після полірування підготовлені поверхні були піддані травленню у реактиві, що складався з двох частин соляної кислоти, однієї частини азотної та однієї частини 3% розчину перекису водню. Мікроструктура поверхні в достатній мірі проявлялась протягом приблизно 10 секунд занурення зразка в цей реактив.

Після травлення полірованої поверхні структурні складові травляться по-різному – одні – сильніше, інші – слабше, через що промені світла відбиваються від по-різному протравлених структурних складових в різний спосіб внаслідок різну здатність до розсіювання світла. На різниці у стані поверхні і кількості відбитих променів і ґрунтоване дослідження структури металів.

При проведенні металографічного аналізу структуру можна оцінити одним з трьох способів: описовим, напівкількісним (оцінка за балами) або кількісним. Описові методи використовувались для якісного аналізу при визначенні природи фаз та якісного описання структури металу.

Кількісний металографічний аналіз був застосований визначення розмірів структурних складових металу, таких як розміри зерен та ширина зон лазерного впливу.

Середній розмір зерна визначався за допомогою методу лінійного аналізу. Принцип цього методу полягає в тому, що на зображення досліджуваної структури накладається сімейство з n однакових за довжиною L вимірювальних прямих ліній, довжина яких повинна бути такою, щоб вона перетнула близько 20 зерен. Розрахунок середнього розміру зерна проводився за формулою:

$$D = \frac{nl}{N} \quad (2.1)$$

Похибка визначення середнього розраховувалась за стандартною формулою визначення середнього:

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{(k-1)} \sum_k (D_i - \bar{D})^2} \quad (2.2)$$

де k – кількість вимірювань D .

2.3 Вимірювання мікротвердості

Твердість – одна з найбільш поширених характеристик, що визначають якість металів та сплавів, їхню придатність для того чи іншого призначення. Під твердістю розуміють здатність металу опиратися деформації на поверхні при встановленій механічній дії на неї іншого, більш твердого тіла заданої форми та розміру, що є незмінні під час випробовувань.

Метод полягає у вдавненні у метал чотиригранної алмазної піраміди з кутом при вершині $\alpha=136^\circ$ під дуже невеликим навантаженням від 0,05 до 5 Н.

Мікротвердість вимірювалась на приладі ПМТ-3. Окулярний мікрометр має нерухому сітку, залишковий мікрометричний барабанчик і каретку з рухомою сіткою. На нерухомій сітці завдовжки 5 мм нанесені штрихи з цифрами і косе перехрестя з прямим кутом, вершина якого співпадає з цифрою 0. Алмазна пірамідка має кут між гранями при вершині 136° . Навантаження для вдавлювання пірамідки створюється вантажами, встановленими на шток. В приладі застосовують вантажі від 1 до 200 г залежно від особливостей структури.

Встановлений мікрошліф проглядають через окуляр. За допомогою двох гвинтів столик переміщується в двох перпендикулярних напрямках, що дозволяє

переміщати мікрошліф і вибирати на ньому ділянку, в якій необхідно виміряти мікротвердість. Цю ділянку слід розмістити в середині поля зору мікроскопа – точно у вершині кута нерухомої сітки. Потім встановлюють вантажі, повертають за допомогою ручки столик на 180° для підведення вибраної ділянки зразка під алмазну пірамідку. Після цього повільним поворотом ручки (протягом 10 – 15 с) приблизно на 180° опускають шток з алмазною пірамідкою так, щоб алмаз торкнувся зразка. В цьому положенні витримують зразок під навантаженням 5 – 10 с, після чого, повертаючи ручку в початкове положення, піднімають шток з алмазом. Потім повертають столик на 180° і повертають зразок в початкове положення під об'єктив мікроскопа для вимірювання діагоналі відбитка. Якщо прилад правильно центрований, то зображення відбитка виявиться в полі зору мікроскопа або буде близьким до вершини кута нерухомої сітки. Точність поєднання місця, наміченого для випробування, з місцем фактичного вдавлення пірамідки складає 3 мкм [32]. Потім обертанням гвинтів підводять відбиток до перехрестя нерухомої сітки так, щоб вершина перехрестя співпала з лівим кутом відбитка, а пунктирні лінії перехрестя співпали з гранями лівої частини відбитка. Після цього обертанням мікрометричного барабанчика окуляра підводять вершину перехрестя рухомої сітки до протилежного кута відбитка; тоді пунктирні лінії перехрестя рухомої сітки поєднуються з гранями правої частини відбитка. При такому положенні сіток розподілу мікрометричного барабанчика указують довжину діагоналі відбитка. Повертаючи окуляр на 90° , визначають також довжину другої діагоналі і обчислюють середню довжину діагоналі. Отриману середню довжину переводять по таблиці на число твердості.

Число твердості виражається у величинах твердості Н та визначається за формулою:

$$H = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad (2.3)$$

де Р – навантаження на піраміду, н (кГ);

d – середнє арифметичне довжини обох діагоналей відбитку після зняття навантаження, мм.

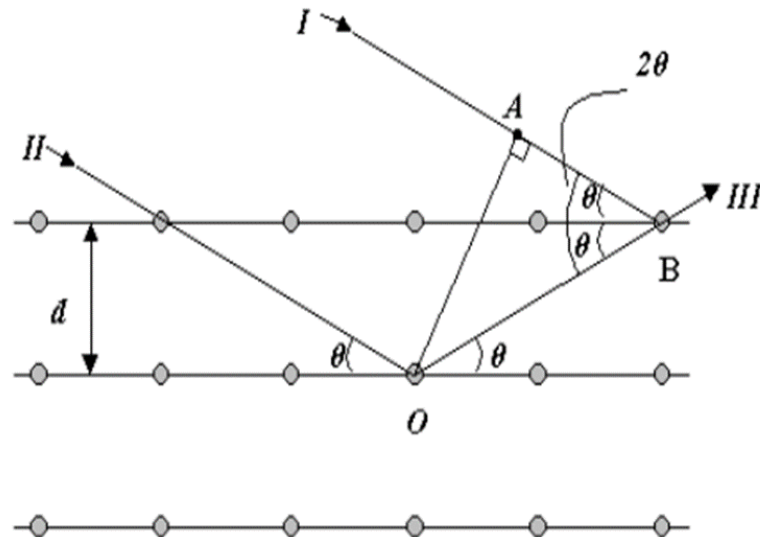
Поверхня зразків для визначення мікротвердості готувалася таким же чином, як і для мікродосліджень.

Вимірювання значень мікротвердості в залежності від відстані відбитку до поверхні зразку, що ми позначили h , для визначення впливу лазерного опромінювання на властивості сталі проводилися 10 разів для того, щоб ми мали можливість усереднити їх для певних інтервалів значень h та для складання достатньо великої статистики вимірювань у цих інтервалах [33].

2.4 Рентгеноструктурний аналіз

Рентгенівський фазовий аналіз – один з основних методів ідентифікації фазового складу матеріалів на всіх стадіях виробництва. Метод є необхідною складовою частиною контролю технології обробки металів та сплавів. В основу методу покладене явище дифракції та інтерференції рентгенівських променів на кристалічній решітці матеріалів.

Дифракція рентгенівських променів – розсіювання рентгенівських променів кристалічними об'єктами, при якому у певних напрямках з'являються дифраговані пучки – результат інтерференції вторинного рентгенівського випромінювання, що виникає при взаємодії первинного випромінювання з електронними оболонками атомів (рис. 2.1).



- I і II – первинні промені;
 III – інтерференційний промінь;
 θ – кут Вульфа-Бреггів;
 d – міжплощинна відстань

Рисунок 2.3 – Схема утворення вторинного рентгенівського випромінювання на кристалічній ґратці зразка.

Рентгенівський фазовий аналіз базується на тому, що кожна фаза має свою кристалічну решітку з певними параметрами і, отже, характеризується індивідуальним набором міжплощинних відстаней d_1 , d_2 , d_3 .

Рентгенограма багатофазної системи є результатом накладання рентгенограм окремих фаз, інтенсивності ліній яких пропорційні кількості фази в системі. Тому фаза, вміст якої в системі незначний, буде представлена на рентгенограмі лише невеликим числом найбільш інтенсивних (із властивого їй ряду $dhkl$) ліній [33-35].

При фокусуванні за схемою Брегга-Брантано, що використовується на дифрактометрі ДРОН-3, плоский зразок розміщують у центрі кола постійного радіуса. За допомогою сцинтиляційного лічильника дифракційні промені реєструються по чергову при синхронному пересуванні лічильника і зразка навколо осі гоніометра. Лічильник реєструє вузький пучок променів у кінцевому малому

кутовому інтервалі усього дифракційного конуса, тобто є точковим детектором. Джерело випромінювання і щілина лічильника розташовуються на колі гоніометра. Крізь її центр, що співпадає з віссю гоніометра, проходить поверхня плоского зразка. При зміні положення лічильника зразок повертається на кут θ , який є в два рази меншим від кута повороту лічильника. Дифраговані промені неперервно попадають на лічильник, завдяки чому при використанні спеціальної реєструючої системи на моніторі комп'ютера записується дифрактограма у вигляді розподілу інтенсивностей рентгенівських променів в залежності від кута повороту зразка.

Для визначення кута 2θ , що відповідає даному рефлексу, вимірюють ширину дифракційного максимуму на половині його висоти. За знайденим значенням кута 2θ визначають θ та знаходять міжплощинну відстань, відповідну аналізованому піку.

Згідно з формулою Вульфа-Бреггів [35]:

$$n\lambda = 2d \cdot \sin\theta \quad (2.4)$$

випливає, що

$$\frac{d}{n} = \frac{\lambda}{2\sin\theta} \quad (2.5)$$

де n – порядок дифракції;

λ – довжина хвилі характеристичного випромінювання, в якому одержано відбиття;

Можна розглядати d/n як міжплощинні відстані для фіктивних площин з індексами (hKL), та hKL -індекси інтерференції, які дорівнюють добутку відповідних індексів площини (hkl) на порядок дифракції.

На графіку залежності інтенсивності відбитого випромінювання від кута опромінення – дифрактограмі максимуми інтенсивності відповідають брегівським кутам θ в формулі (2.4).

Для кубічної сингонії справедлива формула:

$$a^2 = d^2 * (H^2 + K^2 + L^2) \quad (2.6)$$

Положення максимумів на одержаній дифрактограмі знаходилося за методом центру мас. Для цього необхідно виявити приблизно значення фону для поданої лінії, відняти це значення від значень інтенсивності I відбитого випромінювання. Потім застосовуємо до ряду значень кутів опромінення та значень інтенсивності в районі обраної лінії формулу розрахунку координати центра мас, що підвищує точність знаходження координат максимумів:

$$\theta_{ц.м.} = \frac{\sum_{i=0}^n \theta_i * I(\theta)_i}{\sum_{i=0}^n I(\theta)_i} \quad (2.7)$$

Періоди ґратки a та c розраховують за формулами для останніх ліній рентгенограми [36]. Після індиціювання рентгенограми речовини з кубічною ґраткою, період останньої визначають за формулою :

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \sqrt{H^2 + K^2 + L^2} \quad (2.8)$$

Для фаз, ґратки яких належать до середніх сингоній, наприклад, тетрагональної, вирази, що пов'язують індекси площини з параметрами ґратки, мають вигляд:

$$a^2 = \frac{A_1 B_2 - A_2 B_1}{\frac{B_2}{d_{H_1 K_1 L_1}^2} - \frac{B_1}{d_{H_2 K_2 L_2}^2}} \quad c^2 = \frac{A_1 B_2 - A_2 B_1}{\frac{A_1}{d_{H_2 K_2 L_2}^2} - \frac{A_2}{d_{H_1 K_1 L_1}^2}} \quad (2.9)$$

де $A = H^2 + K^2$; $B = L^2$.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Вихідна структура сплаву 50H25 та його фізичні властивості

Металографічне дослідження виявило, що у вихідному стані зразок мав аустенітну структуру (рисунок 3.1). Ця структура являла собою зерна аустеніту, середній розмір яких виявився рівним 65 ± 7 мкм. Окрім аустеніту, на рисунку 3.1 ми можемо бачити також незначну кількість мартенситу у вигляді голок, що виходять з міжзеренних границь.

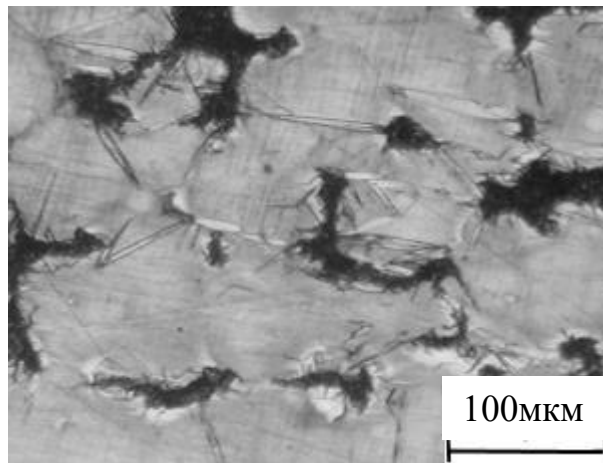


Рисунок 3.1 – Вихідна структура сталі 50H25

Якісний рентгеноструктурний аналіз підтверджує висновки, зроблені на основі металографії. Як ми бачимо на дифрактограмі (рисунок 3.2), за початкових умов ми маємо двофазну систему, що складається з аустеніту та дуже незначної кількості мартенситу, що слідує з того, що інтенсивність його найпотужнішої лінії $(110)_\alpha$ на одержаній дифрактограмі є у кілька десятків разів меншою, ніж інтенсивність головної лінії аустеніту.

Мікротвердість вихідного зразка виявилась рівною $H_{50} = 2700 \pm 50$ МПа.

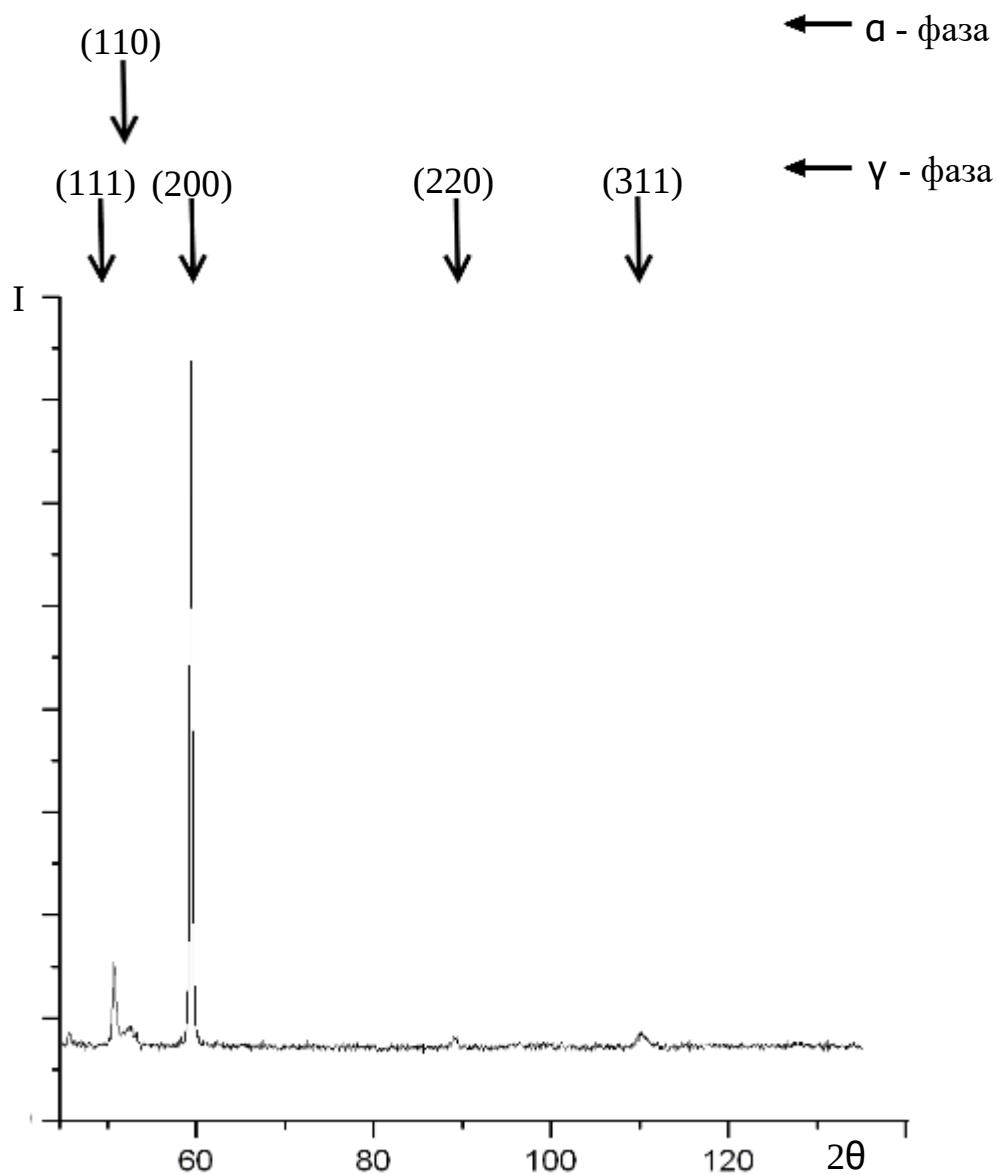


Рисунок 3.2 - Дифрактограма вихідного зразка. Со- K_{α} - випромінювання

3.2 Структурні зміни після лазерного оплавлення вихідного зразка

Лазерна обробка зразка проводилась в режимі, описаному у другому розділі. Дифрактограми, одержані з поверхні, яка була оброблена лазером, показали, що поверхневий шар мав виключно аустенітну структуру, оскільки подрібнення структури після лазерної обробки затрудняло пряме $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Жодних слідів інших фаз знайдено не було.

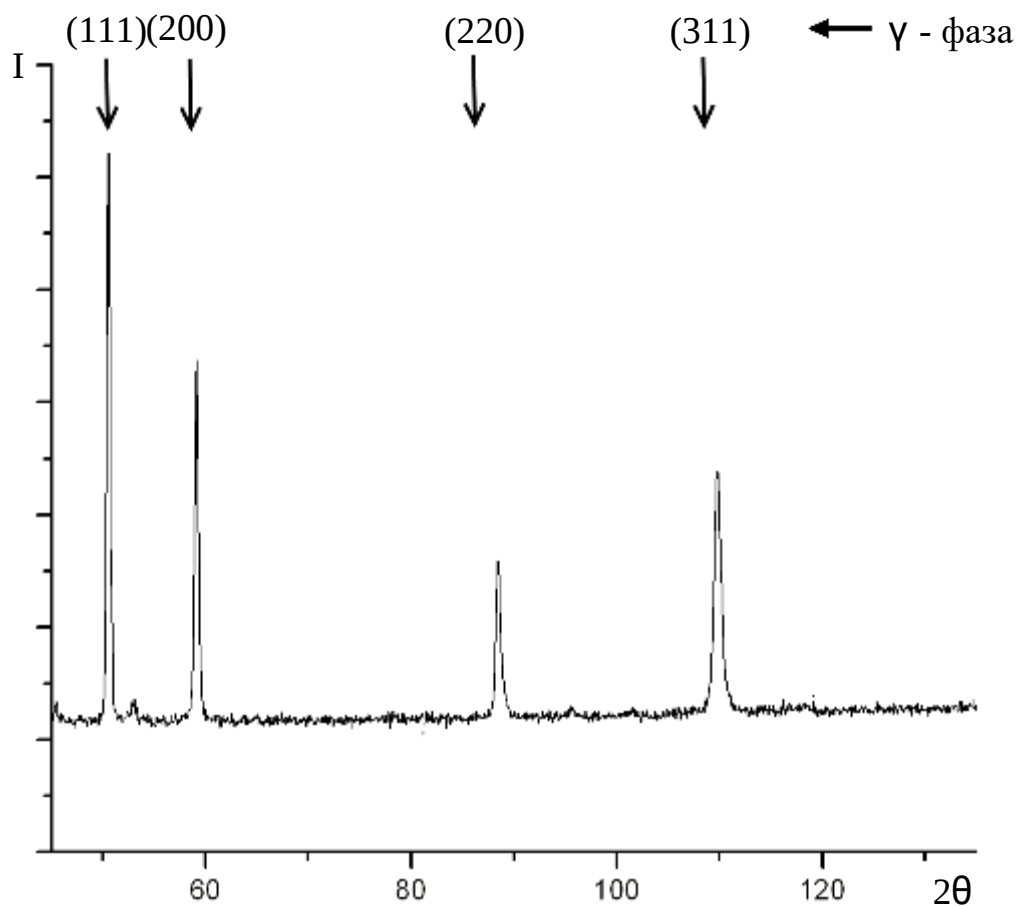
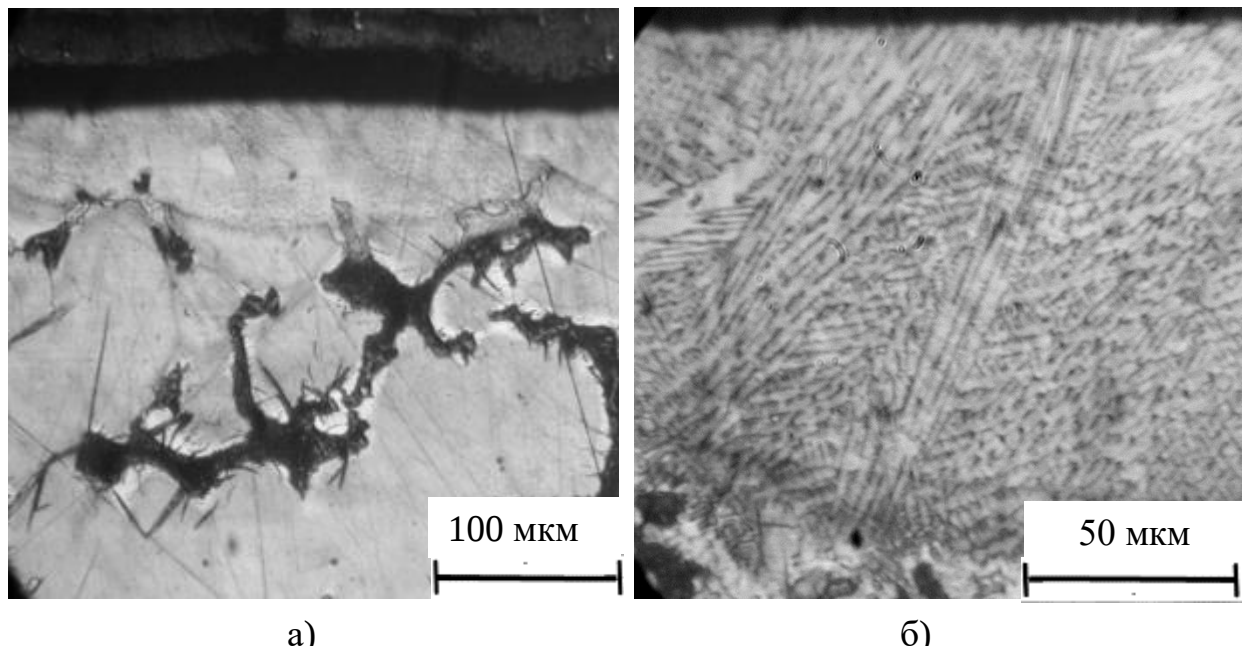


Рисунок 3.3 – Дифрактограма поверхні вихідного зразка, підданої поверхневій лазерній обробці. Co-K_α - випромінювання

Металографічне дослідження зразків виявило на травленому шліфі дуже добре помітно зону лазерного оплавлення - світлу зону, що складалася з дрібних витягнутих кристалів, які зростали вздовж напрямку тепловідведення (рисунок 3.4 (б)). Середня глибина цієї зони складала близько 100 мкм.



а - зона лазерного впливу; б – зона лазерного оплавлення

Рисунок 3.4 – Зони лазерного впливу та оплавлення

Після зони оплавлення спостерігалася структура, що повністю відповідала до вихідній – збереглися вихідні зерна аустеніту. Подрібнення зерна чи інших помітних змін біля краю зони оплавлення не спостерігалось (рисунок 3.4 (а)).

Для дослідження ефекту лазерного зміцнення було проведене вимірювання мікротвердості в зоні лазерного впливу. Одержані значення мікротвердості були усереднені за глибиною h та представлені на рисунку 3.5.

Зона оплавлення (рисунок 3.5) є зоною лазерного зміцнення. Ширина зони лазерного зміцнення склала приблизно 95 мкм. Мікротвердість зони досягала значень 3350 ± 7 МПа, що на 20-25 % перевищувало значення мікротвердості у вихідному стані. Головною причиною зміцнення було підвищення ступеня дисперсності структури, що призвело до підвищення сумарної довжини границь зерен, а значить – до зростання дефектності в зоні лазерної дії. Іншим фактором, що призводив до зростання мікротвердості, можна вважати зростання термічних напружень внаслідок високих ($\sim 10^4$ К/с) швидкостей охолодження розплаву в зоні лазерної дії.

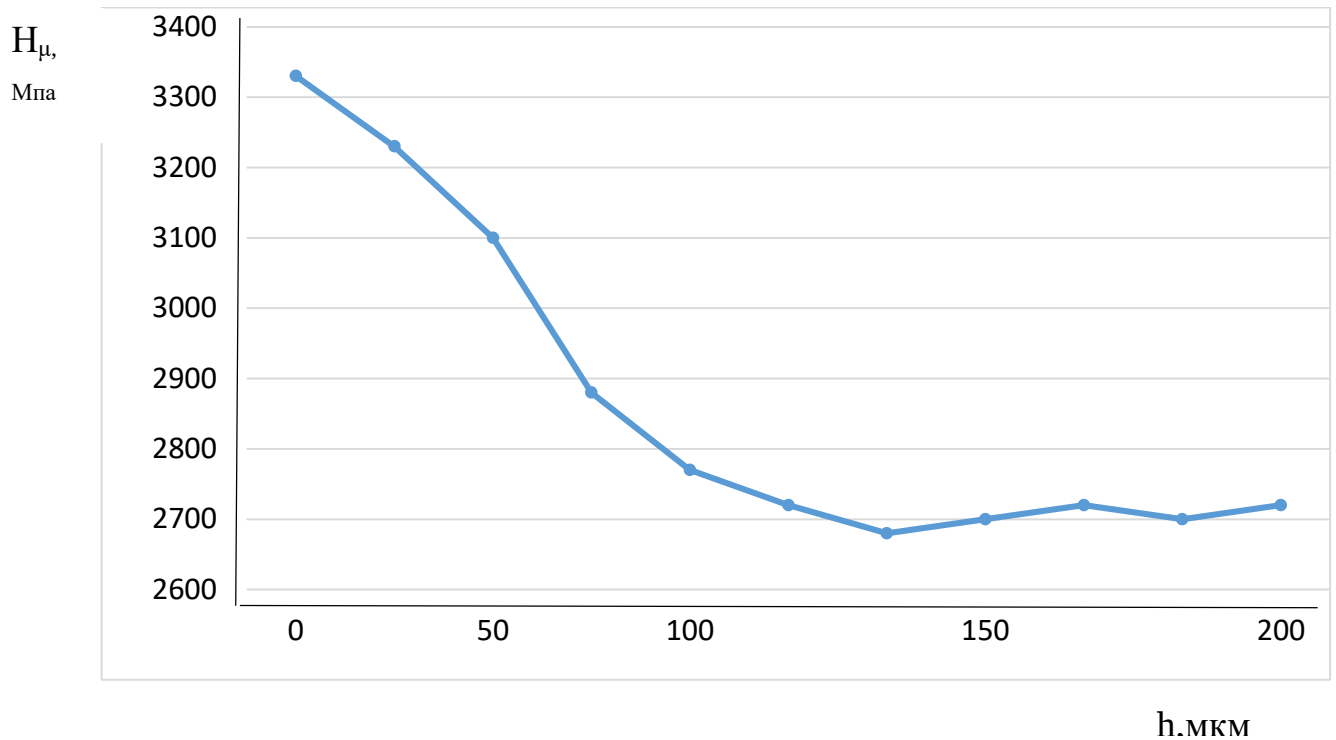


Рисунок 3.5 – Зміна мікротвердості в зоні лазерного впливу в сталі 50H25

Згідно з графіком в шарах, що знаходяться під зоною оплавлення, висока швидкість охолодження розплаву не призвела до помітних змін мікротвердості, порівняно з вихідним станом.

Таким чином, поверхнева лазерна обробка сталі 50H25 призводить до зростання ступеня дисперсності структури поверхневого шару і, як наслідок, - до зростання мікротвердості в ньому.

3.3 Структурні зміни у сталі 50H25 після гартування в рідкому азоті

Вихідний зразок протягом хвилини було оброблено рідким азотом. Внаслідок цього мало відбутися перетворення $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{\text{залишковий}}$. Відігрівання проводилося в атмосфері повітря до кімнатної температури.

Металографічно виявлено, що обробка холодом призвела до утворення у вихідних зернах аустеніту мартенситної фази у вигляді голок різної товщини. (рисунок 3.6).

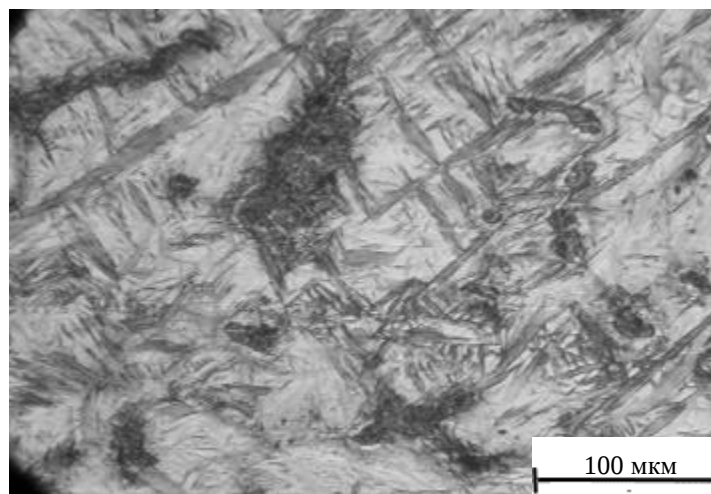


Рисунок 3.6 – Структура сталі 50H25 після охолодження в рідкому азоті

На дифрактограмі перша лінія $(110)_\alpha$ мартенситу стала значно інтенсивнішою (рисунок 3.7). Окрім того, спостерігалися також відображення від інших площин мартенситної фази (наприклад, лінія $(211)_\alpha$, яку не спостерігали на дифрактограмі вихідного зразку). Це також свідчило про те, що значна частина аустеніту перетворилася на мартенсит.

Мікротвердість сталі після гартування у рідкому азоті підвищилась вдвічі: $H_{\mu} = 6050 \pm 21$ МПа.

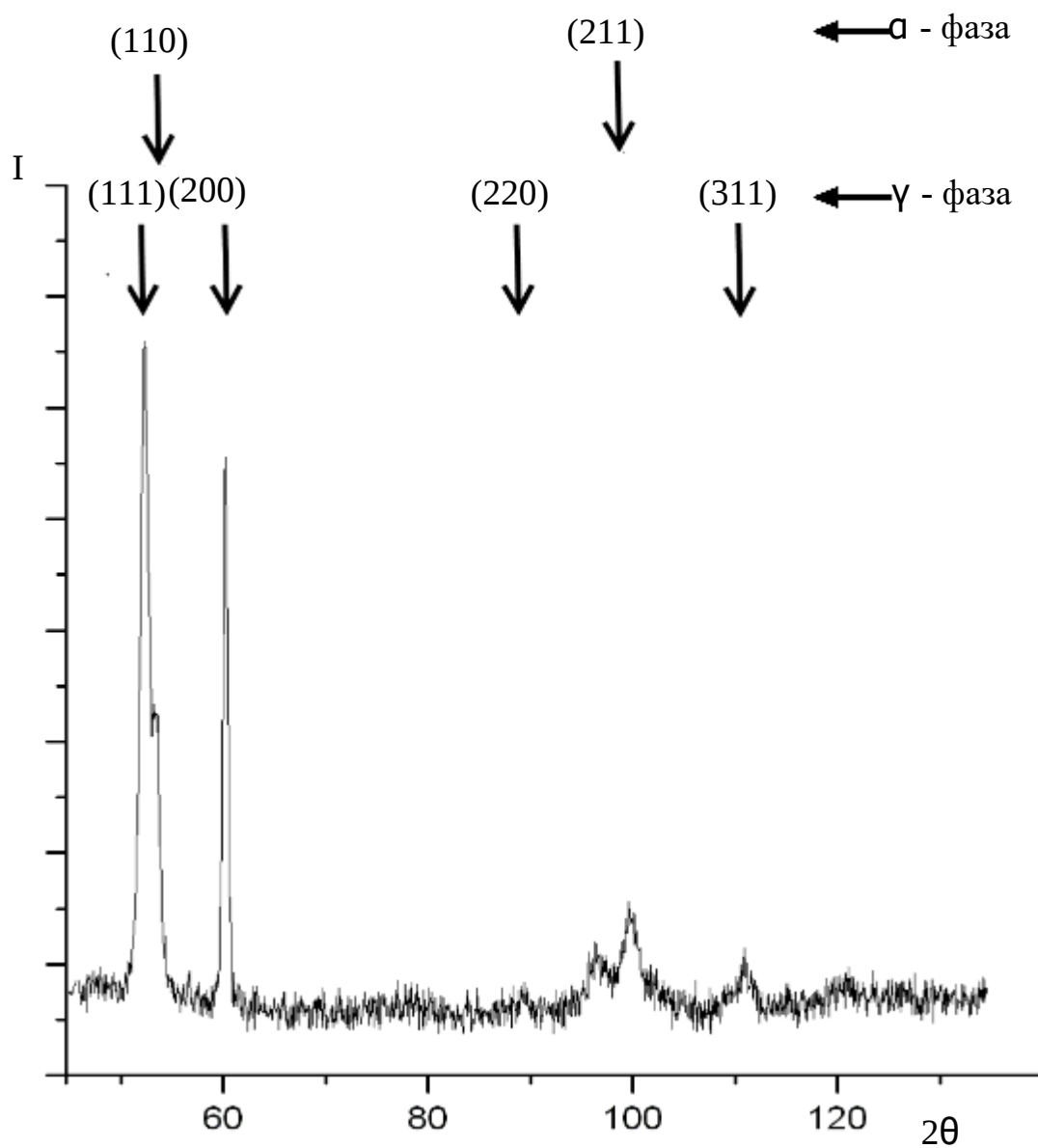


Рисунок 3.7 – Дифрактограма сталі 50H25, обробленої у рідкому азоті. Со-
 K_{α} - випромінювання

3.4 Структурні зміни після лазерного гартування зразка, обробленого холодом

Як і у попередньому випадку, зона лазерного оплавлення зразка охолодженого попередньо в рідкому азоті, згідно до одержаної з обробленої поверхні дифрактограми (рисунок 3.8), мала виключно аустенітну структуру.

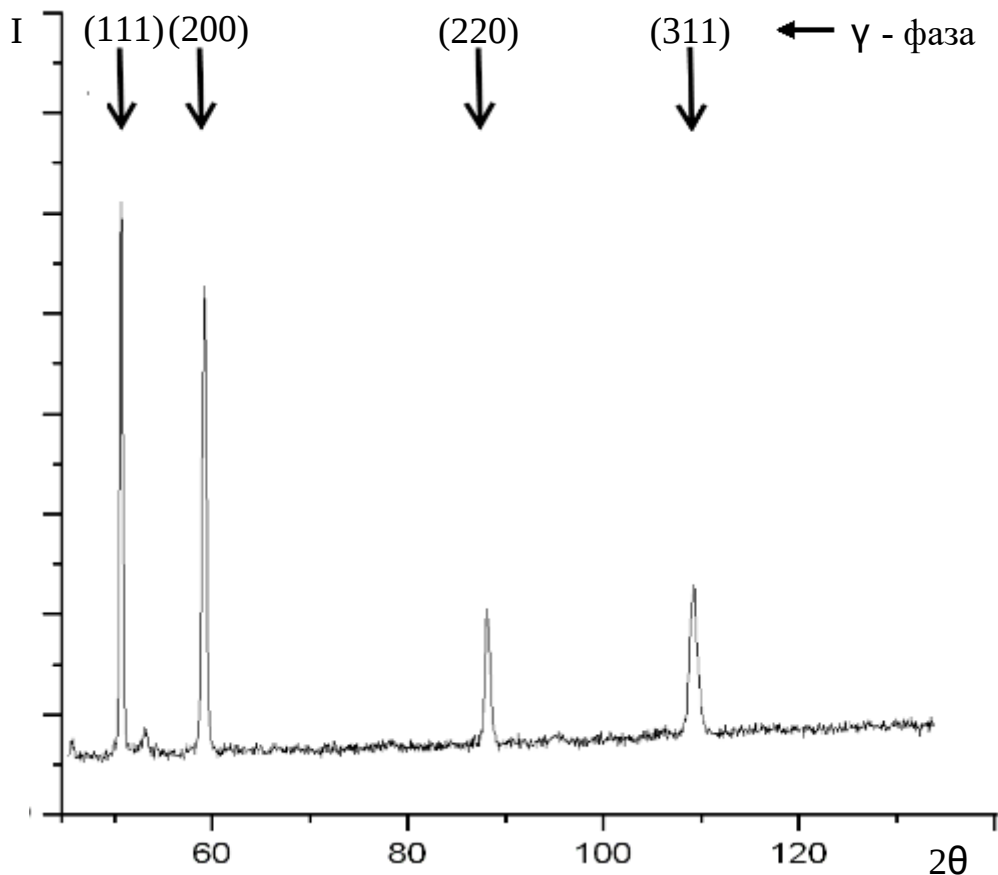


Рисунок 3.8 – Дифрактограма поверхні сталі 50H25 після охолодження в рідкому азоті та лазерної обробки. Co-K_α - випромінювання

Металографію було виявлено значні структурні зміни, що відбулися під впливом лазерного випромінювання. На рисунку. 3.9 легко бачити три помітні зони лазерного впливу. Розглянемо їх більш детально.

Перша зона – зона лазерного оплавлення. Це верхній шар на рисунку 3.9, що простягається до глибини 70-90 мкм. Цей шар складається з видовжених кристалів (менших за розмірами, ніж у випадку лазерної обробки першого зразка), що зростали в напрямку відведення тепла із зони.

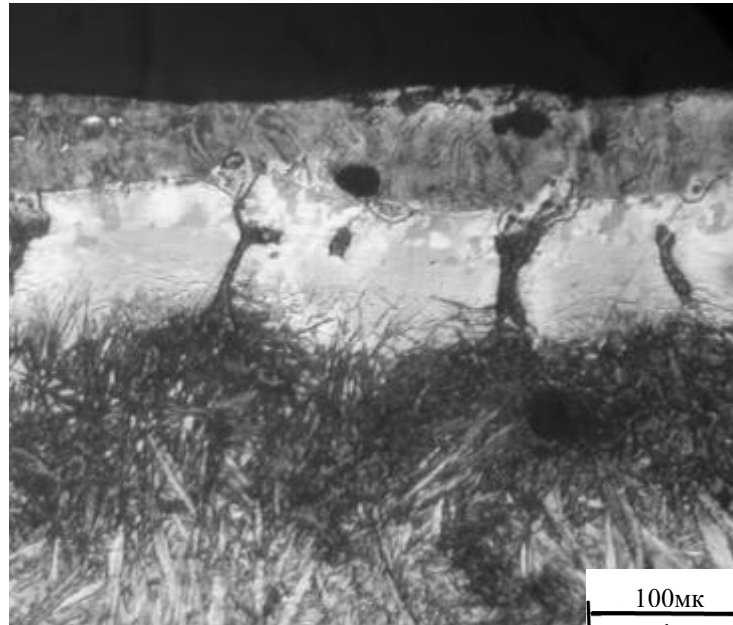
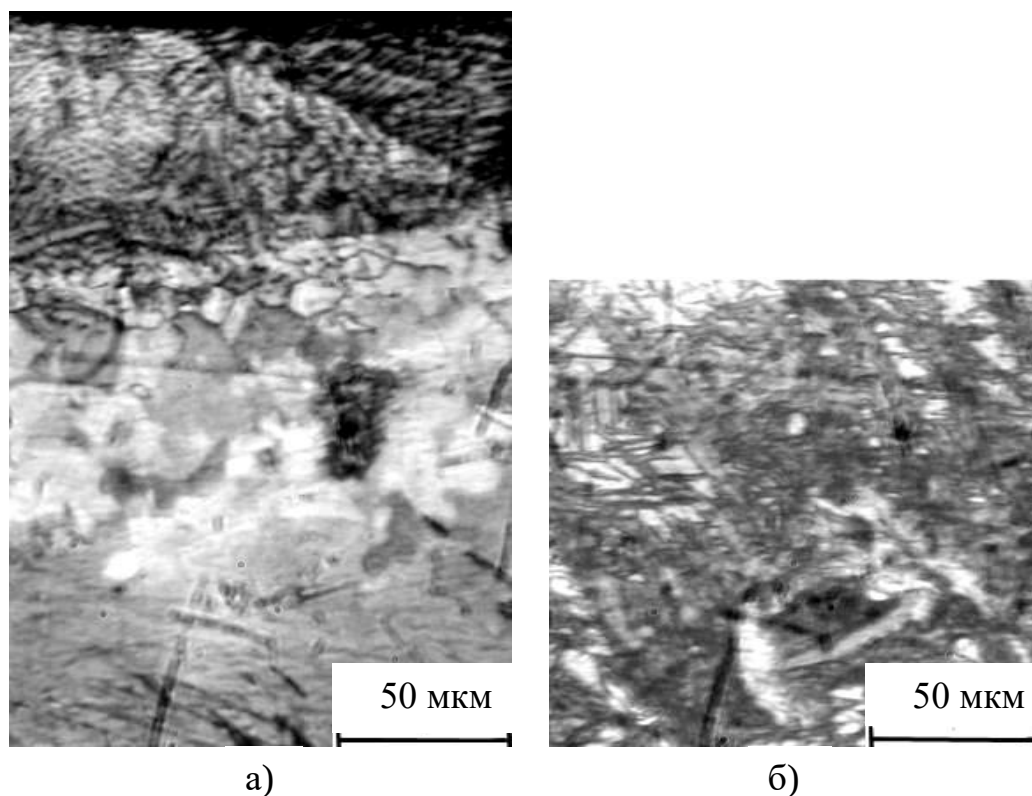


Рисунок 3.9 – Загальний вигляд зони лазерного оплавлення сталі 50H25, обробленої холодом та лазером

Далі розташовувалась світла зона - зона гартування з твердої фази, де весь мартенсит зміг перетворитись в аустеніт (рисунок 3.10, а). Цей шар розташовувався на глибині від 70-90 до 140-160 мкм та мав змінну структуру. В області, близькій до зони лазерного оплавлення, (шириною ~ 30 мкм), відбулося формування нових дрібних зерен аустеніту, середній розмір яких склав близько 7,5 мкм. Далі в зоні термічного впливу спостерігалася відновлена вихідна структура аустенітних зерен. В інтервалі глибин від 140-160 до приблизно 300 мкм розташовувалася перехідна зона (рисунок 3.10, б), що морфологічно нагадувала вихідну структуру, хоча мартенситна фаза травилася більш темним кольором, тут змінився на більш темний, що може бути пояснено зростанням дефектності фазонаклепаного мартенситу. На більшій глибині світлий колір голок мартенситу відновлювався.



а - зона лазерного оплавлення (темна зона вгорі) та зона термічного впливу; б - мартенситна перехідна зона

Рисунок 3.10 – Аустенітні зони

Мікротвердість зони оплавлення змінювалася майже лінійно від приблизно 4500 МПа біля поверхні до 3500 МПа біля краю зони (рисунок 3.11). Незважаючи на те, що структура тут повністю була аустенітною, мікротвердість в цій зоні перевищила мікротвердість в зоні оплавлення першого зразка більше, ніж на 1000 МПа. Таке явище може бути пояснене тим, що другий зразок, на відміну від першого, перед початком лазерної обробки, був двофазним. Існування локальних неоднорідностей у розплаві вплинуло на процес зростання кристалів, значно підвищивши дисперсність структури у порівнянні з першим зразком. Проте, в загальному випадку, процеси, що відбувалися тут, були подібні до процесів, що мали місце при обробці сталі аустенітної структури – диспергізація структури, що призвела до зростання дефектності в зоні лазерної дії та залишкові термічні напруження, які виникали внаслідок високих швидкостей охолодження матеріалу.

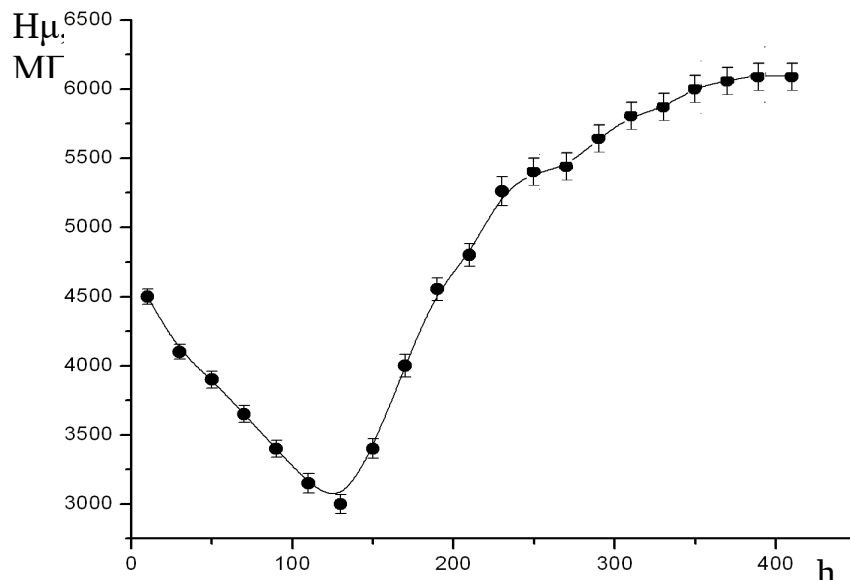


Рисунок 3.11 – Зміна мікротвердості після поверхневої лазерної обробки сталі 50H25, гартованої в рідкому азоті

Після зниження значень мікротвердості за глибиною, в точці 140 мкм починалося швидке зростання мікротвердості, яке спричинялося тим, що мікротвердість мартенситу є значно вищою, ніж мікротвердість аустеніту, а на цій глибині починається розмита в інтервалі приблизно 140-160 мкм границя перехідної зони.

Найменші значіння середньої мікротвердості в зоні гартування з твердої фази все ж таки перевищували середню мікротвердість вихідного зразка через процеси фазового наклепу, залишкові термічні напруження та подріблення зерна аустеніту в шарі біля зони оплавлення.

Третя зона на графіку зміни мікротвердості виглядає як поступовий перехід від зміцненого аустеніту до вихідного матеріалу. Це виявляється в повільному зростанні мікротвердості шару від 3000 МПа до вихідного значення – приблизно 6150 МПа.

Таким чином, лазерна обробка, що супроводжує обробку сталі 50H25, призводить до суттєвого зменшення поверхневих шарів сталі. Мікротвердість падає від приблизно 6150 МПа у вихідній структурі до 3100 МПа в зоні термічного впливу.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В розділі розглядаються заходи безпеки при дослідженні структури залізо-нікелевої сталі після лазерної обробки.

4.1 Аналіз потенційних небезпек

а) можливість ураження електричним струмом внаслідок невиконання правил з електробезпеки, несправності обладнання, відсутність заземлення, що може призвести до електричних травм або летального наслідку;

б) можливість отримання механічних травм, опіків, ушкоджень органів зору внаслідок відсутності індивідуальних засобів захисту;

в) небезпеки, які пов'язані з процесом термообробки дослідних зразків, зокрема термічні або хімічні опіки внаслідок відсутності або не використання індивідуальних засобів захисту;

г) небезпеки, які пов'язані з випробуванням механічних властивостей та мікроструктури методом оптичної мікроскопії зокрема можливості отримання механічних травм;

д) небезпеки, які пов'язані із дослідженням мікроструктури на мікроскопі «ЕРІQUANT», зокрема негативний вплив іонізуючих випромінювань, що може привести до розвитку тяжких захворювань;

е) незадовільні параметри повітряного середовища в робочій зоні через неефективну роботу витяжної системи, що може призвести до загальних захворювань органів дихання та поява алергічних реакцій;

є) можливість загоряння внаслідок порушення правил безпеки чи виходу з ладу обладнання може призвести до пожегу;

ж) небезпеки які пов'язані із умовами праці у надзвичайних ситуаціях

4.2 Заходи по забезпеченню безпеки

а) Для виключення можливості ураження електричним струмом згідно з ПУЕ – 2017 «Правила устройства электроустановок» передбачається:

- всі співробітники лабораторії повинні мати 2-3 групу з електробезпеки. Періодично один раз на рік необхідно перевіряти опір заземлення, який не повинен перевищувати 4 Ом. Якість заземлення перевіряється щорічно з оформленням акту відповідно нормативних вимог ГОСТ 12.1.019-79 «Электробезопасность. Общие требования и номенклатура видов защиты» .

- періодично, не рідше ніж два рази на рік, передбачається перевіряти справність контактів електроз'єднань, штепсельних вилок з'єднувальних провідників. В тому випадку, якщо при дотику до не струмопровідних частин електроприводу відчувається електричний струм, передбачається вимикання приладу від електромережі. Ремонт електричного обладнання проводять особи, котрі мають кваліфікаційну групу (не менше III групи) з електробезпеки.

- усі ремонтно-монтажні роботи або огляд високовольтних частин мікроскопу проводити не менш, ніж двома особами.

З метою забезпечення електробезпеки, необхідним є знання основних заходів, для попередження уражень електричним струмом.

Організаційні заходи - до виконання робіт допускаються особи не молодше 18 років, які пройшли навчання, та перевірку знань з електробезпеки. Основним нормативним актом є ПУЕ (правовий устрій з електроустанов). Ремонт обладнання повинен здійснювати тільки спеціальний підготовлений персонал. Для кожного електроспоживного обладнання повинні бути складені експлуатаційні схеми нормальної і аварійної роботи.

Технічні заходи - розташування струмоведучих частин на недоступній висоті (до 1000 В), не менше 3,5 м (більше 1000 В - 6 м). Всі не ізольовані струмопровідні лінії повинні бути надійно огороженні суцільними огорожами. Відкриття яких можливий тільки за допомогою спеціальних пристроїв. Опір ізоляції електричних

дротів повинен бути не менше 0,5 Ом. Обов'язковим є захисне заземлення або занурення. Обов'язковим є використання індивідуальних засобів захисту, зокрема гумовий діелектричний килимок, опір якого слід періодично перевіряти. Обов'язковим є встановлення автоматичних блокуючих пристроїв, які запобігають небезпечним діям людини. Блокуючі пристрої розподіляють на механічні, електричні, та електромеханічні.

б) Для попередження термічних та хімічних опіків передбачено виконання роботи в спецодязі (халат, рукавиці) відповідно до ДСТУ 3962-2000 та ГОСТ 12.4.137-2001 .

в) Для запобігання механічних травм в процесі випробування на механічні властивості передбачено виконання інструкцій з техніки безпеки, які стосуються конкретно дослідницького обладнання.

4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці

г) Розглянемо комплекс заходів щодо забезпечення належних санітарно-гігієнічних умов праці в лабораторії.

Вимоги санітарії до параметрів повітряного середовища виробничих приміщень наводяться ГОСТ 12.1.005-88 «Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны». Для нормальної роботи в лабораторії запроектовано підтримання оптимальних норм температури, відносної вологості і швидкості переміщення повітря, значення яких наведені в табл. 4.1.

Для підтримування температури повітря на належному рівні пропонується використовувати кондиціонування повітря, вентиляція - природна (провітрювання) та механічна - загальнообмінна у відповідності з вимогами СНиП 2.04.85-86 «Отопление, вентиляция, кондиционирование. Нормы проектирования» . Поряд з використанням вентиляції. У шафі для зберігання реактивів передбачено встановлення витяжної вентиляції.

Таблиця 4.1 - Оптимальні норми температури, відносної вологості і швидкості переміщення повітря у робочій зоні виробничих приміщень

Сезон року	Категорія робіт	Температура, °C	Відносна вологість, %	Швидкість переміщення повітря, м/с
Холодний і перехідний період року	Легка, I	20-23	60-40	0,2
Теплий період року		22-25		

Також передбачається проведення вологого прибирання в приміщенні.

4.4 Заходи з пожежної безпеки

До заходів щодо пожежної профілактики відносяться організаційні (правильна експлуатація машин, утримання будівель, організація дружин, пожежно-технічних комісій, видання наказів з питань посилення пожежної безпеки, тощо); технічні (дотримування протипожежних правил, норм при проектуванні будівель, при улаштуванні електроустаткування, опалення, вентиляції та ін.); експлуатаційні заходи (своєчасні профілактичні огляди, ремонт та випробування обладнання); заходи режимного характеру - це заборона палити в невлаштованих місцях, виконання зварювальних робіт.

Приміщення лабораторії електронної мікроскопії у відповідності до СНиП 2.09.02-85 «Производственные здания промышленных предприятий. Нормы проектирования» є пожежонебезпечним і відноситься до категорії Д (виробництва, що переробляють негорючі матеріали в холодному стані). Для даної категорії у

випадку, якщо допустима кількість поверхів не обмежується, ступінь вогнестійкості будівель - I і II, площа поверху між протипожежними стінами будівель не обмежується.

У відповідності з вимогами СНиП 2.01.02-85 «Противопожарные нормы проектирования зданий и сооружений», передбачаються шляхи евакуації працівників у випадку пожежі (евакуаційні виходи). Для категорії виробництва Д, незалежно від об'єму приміщення, для I і II ступеню вогнестійкості будівель, відстань від найбільш віддаленого робочого місця до найближчого евакуаційного виходу не обмежується. Запроектовано використовувати обладнання, силові і освітлювальні мережі, котрі відповідають вимогам пожежної безпеки.

Оточуюче середовище в лабораторії - невибухонебезпечне (не містить значної кількості струмопровідного пилу, водяної пари, агресивних газів та парів в концентраціях, які негативно впливають на обладнання, матеріали та ізоляцію).

Передбачено наявність в лабораторії одного порошкового вогнегасника типу ОП-5 (клас пожежі Д - пожежі металів та їх сплавів). Розташовується вогнегасник при вході у дослідницьку лабораторію. Відстань від можливого осередку пожежі до місця розташування вогнегасника не повинна перевищувати 70 м .

При виникненні пожежі в дослідницькій лабораторії необхідно: негайно викликати пожежну частину за телефоном (9-101), прийняти міри до евакуації співробітників, вимкнути обладнання від електромережі, вжити заходи щодо обмеження розповсюдження пожежі, сповістити адміністрацію та керівника лабораторії, покинути небезпечну зону і приступити до ліквідації пожежі первинними засобами пожежогасіння (вогнегасником, що розташовується при вході в лабораторію).

4.5 Заходи забезпечення безпеки в умовах надзвичайних ситуацій

Керівники об'єктів повинні передбачити управління надзвичайними

ситуаціями. Для задачі забезпечення безпеки людини в НС стратегія управління повинна включати здійснення трьох цілей:

- запобігання причин виникнення;
- запобігання найекстремальніших ситуацій;
- пом'якшення, максимальне послаблення наслідків надзвичайних ситуацій.

При виникненні НС організовується надзвичайне управління, яке складається з чотирьох стадій ліквідації наслідків.

1. Стадія прийняття екстрених заходів. Мета - задіяти механізм надзвичайного управління і вчасно зреагувати на НС. Основні завдання початкової стадії: встановлення факту НС, попередня оцінка обстановки в зоні лиха і масштабів наслідків, мобілізація і встановлення оперативних завдань органам надзвичайного управління, віддача розпоряджень на залучення мобільних сил пожежної охорони, швидкої медичної допомоги, охорони громадського порядку та інших служб для допомоги постраждалим, сприяння місцевим органам влади в організації рятувальних робіт і локалізації зони лиха власними силами; інформування населення та вищестоящих органів управління про НС та вжиті заходи. Тривалість початкової стадії - 1-10 годин.

2. Стадія оволодіння ситуацією та організації механізму надзвичайного управління в зоні лиха, у плануванні та проведенні рятувальної операції відповідного масштабу. Задача: детально оцінити обстановку, терміново прийняти обґрунтоване рішення і уточнити план ліквідації наслідків НС. Тривалість другої стадії - від кількох годин до кількох діб.

3. Основна і визначальна стадія. Мета - перебороти надзвичайний характер ситуації: відновити безпеку населення в зоні лиха, ліквідувати загрозу життю і здоров'ю всім постраждалим, створити мінімально необхідні умови для життєдіяльності населення, що залишилося. Задача: розгортання в найкоротші терміни рятувальних робіт на всіх постраждалих об'єктах зони лиха, надання допомоги потерпілим для захисту їх життя, здоров'я і підтримання життєздатності в екстремальних умовах; евакуація постраждалих із зони лиха та їх життєзабезпечення; терміновому проведенні аварійно-відновлювальних робіт на

системах водо, тепло-, газо-, електросистемах і зв'язку в зоні лиха. Тривалість - кілька діб - кілька тижнів.

4. Стадія відновлення, тобто економічна, соціальна, культурна та екологічна реабілітація зони лиха. Розробляється спеціальна програма з черговістю комплексу заходів з реабілітації зони лиха.

Таким чином, основними заходами безпеки при дослідженні є:

- комплекс заходів для забезпечення безпеки при виконанні робіт всі співробітники лабораторії повинні мати 2-3 групу з електробезпеки;
- використання паралельного заземлення електричного обладнання, яке передбачається перевіряти не рідше ніж два рази на рік;
- використовувати ізоляцію проводів;
- перед початком роботи перевіряти справність приладів; до роботи приступати лише після усунення несправностей;
- тримати робоче місце в чистоті та порядку задля попередження травмування.
- при роботі з реактивами використовувати захисний спецодяг (халат, рукавиці).
- заходи з санітарно-гігієнічних умов праці запроектовано підтримання оптимальних норм температури, відносної вологості і швидкості переміщення повітря в приміщенні лабораторії;
- заходи з протипожежної безпеки (відповідно до СНиП 2.09.02-85, СНиП 2.01.02-85);
- спроектовано наявність в лабораторії одного порошкового вогнегасника типу ОП-5. Розташовується вогнегасник при вході у дослідницьку лабораторію.

Під час проведення досліджень для збереження життя та здоров'я працівників лабораторії та наявного у приміщенні майна слід дотримуватися заходів безпеки і тим самим підвищити культуру виробництва, виключити отримання травм при роботі і зберегти життя та здоров'я робітників.

ВИСНОВКИ

- Поверхнева лазерна обробка зразка аустенітної сталі 50H25 в режимі оплавлення призводить до підвищення мікротвердості в зоні оплавлення завдяки дії двох факторів: підвищенню ступеня дисперсності структури та виникнення значних термічних напружень при високих швидкостях термічного впливу, що призводить до зростання дефектності структури.

- Поверхнева лазерна обробка в режимі оплавлення зразка, охолодженого в рідкому азоті, призводить до утворення трьох зон термічного впливу: зони лазерного оплавлення, що складається з дисперсного аустеніту, зміцненого відносно вихідної сталі, зоні гартування з твердого стану та перехідної зони з мартенситною структурою.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

1. Батрак, К.Ю. Лазерні технології в машинобудуванні / К.Ю. Батрак // К.: Авіаційна література, 2009. - 384 с.
2. Черненко В. С., Кіндратюк М. В., Дудка О. У. Променеві методи обробки. – К.: Наука, 2001. – 274 с.
3. Білоус, О.П. Лазерна технологія: Основи, методи, пристрої / О.П. Білоус, Ю.В. Бобилук // Навчальна книга - Богдан, 2016.- 224с.
4. Штраус, В.М. Лазерні технології в машинобудуванні та металообробці / В.М. Штраус, В.В. Іванов // Ліра-К, 2018. – 256с.
5. Міщенко, Л.М. Лазерні технології: Теорія і практика / Л.М. Міщенко, С.А. Федоров // Видавець Структура, 2014. - 256с.
6. Дівілімов, В.Г. Лазерні технології в машинобудуванні / В.Г. Дівілімов, А.Г. Ліпа // Ліра-К, 2014. - 296с.
7. Федорчук, О.В. Лазерна обробка матеріалів: Принципи, технології, застосування / О.В. Федорчук, С.М. Шарій // Логос, 2012. - 280с.
8. Башинський, А.А. Лазерна обробка матеріалів: Теорія та практика/А.А. Башинський, А.В. Бондаренко // Інженерна думка, 2017. - 432с.
9. Конюхов, О.П. Лазерна обробка матеріалів: Загальний курс/ О.П.Конюхов, С.В. Петров // Університетська книга, 2009. - 352с.
10. Lawrence, J. Laser Surface Engineering: Processes and Applications / J. Lawrence, R. Kovacevic // Boca Raton: CRC Press, 2014. - 496 p.
11. Berndt, C.C. Laser Surface Modification of Alloys for Corrosion and Erosion Resistance / C. C. Berndt, S. Kumar, eds. // Amsterdam: Elsevier, 2012. – 460p.
12. Гарбуз, М.О. "Лазерна обробка матеріалів: технології та дослідження" / М.О. Гарбуз, І.М. Логвіненко, С.І. Січкара // - "Нова думка", 2014. – 328с
13. Смоляр, О.М. "Лазерна обробка матеріалів: Теорія та практика" / О.М. Смоляр та ін. // - "Техніка", 2015. - 300с.

14. Федорчук, О.В. "Лазерна обробка матеріалів: Принципи, технології, застосування" / О.В. Федорчук, С.М. Шарій // - "Логос", 2012. - 280с.
15. Mazumder, J. Laser Processing of Materials: Fundamentals, Applications and Developments /J. Mazumder, J. K. Dutta, eds. // New York: Springer, 2010. – 800p.
16. Гнатов, І.В. "Структурні зміни сталей при лазерній обробці". / І.В. Гнатов, В.М. Булавінов, В.О. Пальчик // Технологія і техніка друкарства. Випуск 4, 2019. (Стаття)
17. Серебряков, В.А. "Вивчення структури та фазових перетворень металів при лазерній обробці". / В.А. Серебряков, В.Ф. Косичев // Науковий вісник Херсонського державного університету. Випуск 14, 2010. (Стаття)
18. Мартинюк, В.Ф. "Лазерне зміцнення поверхонь деталей машин". / В.Ф. Мартинюк, О.В. Мартинюк, Ю.І. Логінов // Науково-технічний збірник Інституту машинознавства НАН України "Проблеми трибології". Том 2, 2010. (Стаття)
20. Tonshoff, H.K. Laser Surface Treatment of Metals / H. K. Tonshoff, M. Geiger, C. Haferkamp, eds. // Berlin: Springer Verlag, 2015. - 481 p.
21. Король, А.І. Структурні зміни металів при лазерній обробці // А.І. Король, М.І. Макаров, В.З. Кульчицький //Вісник Прикарпатського національного університету імені Василя Стефаника. Випуск 17, 2010, с. 34-4
22. Стеблишин, І.Ю. Вивчення структурних змін поверхні металів при лазерній обробці. / І.Ю. Стеблишин, С.В. Власов, В.І. Загорулько // Матеріали Всеукраїнської науково-технічної конференції "Матеріалознавство і технології виробництва". Випуск 2, 2017. с.54-56.
23. Андрущенко, В.М. Лазерна обробка матеріалів: структура, фазові перетворення, властивості / В.М. Андрущенко, І.Ю. Бараш, А.О. Івахненко // Нова книга, 2009. - 384с.
24. Poprawe, R. S. Laser Surface Treatment of Metals / R. S. Poprawe, H. Haferkamp // Springer, 2018. - 343с.
25. Sreekumar, K. Laser Surface Modification of Biomaterials: Techniques and Applications / K. Sreekumar // Elsevier Science, 2016. - 400с.

26. Lawrence, J. *Laser Surface Engineering* / J. Lawrence // Springer, 2015. - 392с.
27. Стиндл, Дж.Ф. *Laser Materials Processing* / Дж. Ф. Стиндл // Elsevier, 2010. - 848с.
28. Брагинский, Д.Л. *Laser Surface Treatment of Metals* / Д. Л. Брагинский // CRC Press, 2015. - 428с.
29. Гиржон В.В., Данильченко В.Е. Перекристаллізація фазонаклепанного залізонікелевого аустеніта // *МіТОМ*. 1996. - № 3. с.2 - 4.
30. Bondar' V.I., Girzhon V.V., Danil'chenko V.V. Effects of phase hardening on martensite transformations in high-nickel steel // *Scripta metallurgica*, 1990. - V.
31. Цикало В.В. *Металографічний аналіз металів і сплавів* / Віолета Володимирівна Цикало – З.: ЗНУ, 2009.– 120 с.
32. Кушта Г. П. *Рентгенографія металів* / Г. П. Кушта. – Львів : Вища школа, 1979. –386 с.
33. Барабаш Р.І. Методичні вказівки до лабораторних робіт з курсу рентгенографія металів / Р.І. Барабаш, О.Г. Пахаренко, Є.В. Іващенко // К.: КПП, 1989. – 60 с
34. Смоляков О.В. Методичні вказівки до виконання лабораторних робіт із курсу “Рентгеноструктурний аналіз” / Олександр Васильович Смоляков – З.: ЗДУ, 2003. – 38 с.
35. Лобода. П. І. Рентгеноструктурний аналіз матеріалів у дисперсному стані: навчальний посібник / уклад.: П. І. Лобода, О. П. Карасевська, І. Ю. Троснікова. – Київ : НТУУ «КПІ», 2017. –139 Черненко В. С., Кіндратюк М. В., Дудка О. У. Променеві методи обробки. – К. Наука, 2001. – 274 с.
36. M. Umemoto, E. Yoshitake, I. Tamura. The morphology of martensite in Fe-C, Fe-Ni-C and Fe-Cr-C alloys// *Journal of materials science*. – 1983. - №18. – С. 78 – 87.