

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ»

На правах рукопису

Лесик Дмитро Анатолійович



УДК 621.9.048.7:621.9.048.6

**ТЕХНОЛОГІЧНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ
ДЕТАЛЕЙ КОМБІНОВАНОЮ ЛАЗЕРНО-УЛЬТРАЗВУКОВОЮ ОБРОБКОЮ**

Спеціальність 05.03.07 – Процеси фізико-технічної обробки

Дисертація на здобуття наукового ступеня
кандидата технічних наук

Науковий керівник:
кандидат технічних наук,
професор Джемелінський В.В.

Київ – 2016

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ ТА СКОРОЧЕНЬ	4
ВСТУП	6
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ ОСОБЛИВОСТЕЙ ЛАЗЕРНОГО ТА УЛЬТРАЗВУКОВОГО ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЩЕННЯ ДЕТАЛЕЙ	13
1.1 Лазерне та ультразвукове поверхнєве зміщення	13
1.2 Комбіноване лазерне термодформаційне зміщення	24
1.3 Мета і завдання дослідження	29
РОЗДІЛ 2. ТЕОРЕТИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЛАЗЕРНОГО ТА УЛЬТРАЗВУКОВОГО ЗМІЩЕННЯ ТА ОЗДОБЛЮВАННЯ	31
2.1 Аналіз параметрів комбінованої лазерної та ультразвукової обробки	31
2.2 Лазерне термозміщення за способом підтримання постійної температури	35
2.3 Термокінетична модель структурно-фазових перетворень сталей	38
2.4 Термофізична модель лазерного термозміщення	46
2.5 Динамічна модель поверхнево-пластичного деформування	51
2.6 Визначення енергії багатобойкового ультразвукового наконечника	59
2.7 Висновки	63
РОЗДІЛ 3. МАТЕРІАЛ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ	64
3.1 Матеріал	64
3.2 Експериментальне обладнання	66
3.2.1 Технологічний комплекс для лазерної термообробки	66
3.2.2 Методика підтримання постійної температури нагрівання в зоні дії лазерного променя	70
3.2.3 Технологічна установка для ультразвукової обробки	73
3.3 Методики експериментальних досліджень поверхневого шару	75
3.3.1 Визначення фазового складу та напруженого стану рентгеноструктурним аналізом	75
3.3.2 Металографічні дослідження	77

3.3.3 Вимірювання зміцнених зон, поверхневої твердості та мікротвердості	80
3.3.4 Визначення параметрів мікрорельєфу поверхні	82
3.3.5 Випробування зразків на зносо- та корозійну стійкість	83
3.4 Математичне планування експерименту та статистична обробка результатів	88
3.5 Висновки	91
РОЗДІЛ 4. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ	93
4.1 Визначення діапазону технологічних режимів лазерної та ультразвукової обробки	93
4.2 Дослідження впливу лазерного термозміцнення з перекриттям доріжок на якісні параметри поверхневого шару	100
4.3 Вплив технологічних режимів ЛО та УЗО на зміну мікрорельєфу поверхні	107
4.4 Зміна фізико-механічних властивостей поверхневого шару	112
4.5 Дослідження зразків на зносо- та корозійну стійкість	126
4.6 Висновки	139
РОЗДІЛ 5. РЕКОМЕНДАЦІЇ ДЛЯ ПРОЕКТУВАННЯ ТА РЕАЛІЗАЦІЇ КОМБІНОВАНОЇ ЛАЗЕРНО-УЛЬТРАЗВУКОВОЇ ОБРОБКИ	141
5.1 Рекомендації відбору ультразвукових наконечників та формування регульованого мікрорельєфу програмним методом	141
5.2 Установка для ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки	148
5.3 Технологічні рекомендації для практичної реалізації комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки	150
5.4 Висновки	153
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	154
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	157
ДОДАТКИ	175

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ ТА ПОЗНАЧЕНЬ

ЗОО – зміцнювальна-оздоблювальна обробка

ППО – поверхнево-пластична обробка

УЗО – ультразвукова обробка

ЛО – лазерна обробка

ЗТВ – зона термічного впливу

ЛО+УЗО – лазерно-ультразвукова обробка

ККД – коефіцієнт корисної дії

ЛПО – лазерна імпульсна обробка

ППД – поверхнево-пластична деформація

УЗКС – ультразвукова коливальна система

РМР – регулярний мікрорельєф

ЛТДО – лазерна термдеформаційна обробка

ISO – міжнародна організація по стандартизації

УЗ – ультразвук

ПІ – пропорційно інтегральний

ПЗ – програмне забезпечення

НРС – твердість за Роквеллом

ЧПК – числове програмне керування

ПК – персональний комп'ютер

РСА – рентгеноструктурний аналіз

ОКР – область когерентного розсіювання

ТЕМ – трансмісійна електронна мікроскопія

СРН – квазістатичний режим навантаження

ДРН – динамічний режим навантаження

ДСО – дробоструминна обробка

ЗДВ – зона деформаційного впливу

НЧКЗ – низькочастотні коливання зразка

ЧРМР – частково-регулярний мікрорельєф

T	Температура нагрівання	°C
$T_{пл}$	Температура плавлення	°C
$T_в$	Температура відпуску	°C
$\lambda_{лп}$	Довжина хвилі лазерного променя	мкм
P	Потужність лазера	Вт
A	Поглиняльна здатність матеріалу	%
$W_{лп}$	Густина потужності лазерного променя	Вт/см ²
S	Швидкість переміщення зразка	мм/хв
t_l	Тривалість лазерного впливу	с
$V_{ск}$	Швидкість сканування лазерного променя	мм/с
$t_{ск}$	Тривалість сканування лазерного променя	с
$h_{ск}, l_{ск}$	Ширина, довжина сканування лазерного променя	мм
$d_{лп}$	Діаметр лазерного променя	мм
F_c	Статичне навантаження	Н
$f_{узк}$	Частота ультразвукових коливань концентратора	кГц
$A_{узк}$	Амплітуда ультразвукових коливань концентратора	мкм
f_y	Частота ударного впливу бойка(ів)	кГц
$t_{уз}$	Тривалість ультразвукового впливу	с
$R_n, R_б, R_з$	Радіус обертання вісі бойків, бойка, зразка	мм
$n_n, n_з$	Частота обертання наконечника, зразка	об ⁻¹
$\omega_n, \omega_з$	Кутова швидкість наконечника, зразка	рад ⁻¹
$v_{нв}, v_{пв}$	Швидкість нормального, поперечного руху бойка(ів)	м/с
$m_б, m_з$	Маса бойка, зразка	кг
$E_{лп}, E_{узі}$	Енергія лазерного променя, ультразвукового інструменту	Дж
$E_{узк}$	Енергія ультразвукового концентратора	Дж
$E_{дже}$	Додаткова енергія бойка(ів)	Дж
ΔT	Температура деформаційного розігрівання	°C
R_a	Середнє арифметичне відхилення профілю шорсткості	мкм
W_a	Середнє арифметичне відхилення профілю хвилястості	мкм
S_a	Середня арифметична висота профілю мікрорельєфу	мкм
R_{pk}	Середня висота виступів профілю шорсткості	мкм
R_k	Середня глибина серцевини нерівностей профілю шорсткості	мкм
R_{vk}	Середня глибина впадин профілю шорсткості	мкм
R_{mr}	Співвідношення матеріалу по глибині профілю шорсткості	мкм
$h_з, b_з, \alpha_з$	Глибина, ширина та кут зміцнення поверхні	мкм, °
H_μ	Мікротвердість поверхні	ГПа
HRC	Твердість поверхні за Роквеллом	-
$u_з$	Інтенсивність зміцнення поверхні	%
$\sigma_{зал}$	Залишкові напруження поверхні	МПа
α	Коефіцієнт температуропровідності матеріалу	м ² /с
λ	Коефіцієнт теплопровідності матеріалу	Вт/м°С
c	Коефіцієнт теплоємності матеріалу	Дж/кг°С
ρ	Густина матеріалу	кг/м ³
W_L	Величина зношування	мкм

ВСТУП

Актуальність теми. В сучасних умовах якість виготовленої продукції з використанням перспективних технологічних процесів, які забезпечують скорочення енергоресурсів та отримання високих експлуатаційних властивостей, є важливим критерієм виходу вітчизняних товаровиробників на світовий ринок.

Поліпшення якісних показників поверхневого шару деталей, зокрема які працюють в екстремальних умовах, є однією із важливих задач в машинобудуванні. Такі умови характерні для деталей, які працюють при високих швидкостях руху, високих контактних питомих тисків, дії абразивних і агресивних середовищ, циклічно змінних температур. Використання високоміцних та зносостійких матеріалів, в тому числі і високолегованих сталей, для підвищення ресурсу роботи обладнання і виробництва матеріалів не завжди задовольняють експлуатаційні властивості та економічно не вигідні. Перспективними є розробка та реалізація наукоємних технологічних процесів поверхневої зміцнювально-оздоблювальної обробки деталей.

Вимоги, які пред'являються на сучасному етапі до фізико-механічних властивостей та експлуатаційних характеристик деталей настільки високі, що використання традиційних методів зміцнювально-оздоблювальної обробки (ЗОО) не завжди дозволяють отримати необхідні якісні показники поверхневого шару та не в повній мірі відповідають сучасним умовам їх експлуатації, а також вичерпують свої можливості для підвищення зносостійкості деталей машин та виробів, які працюють в екстремальних умовах.

У зв'язку з цим в сучасному виробництві стали частіше використовуватися перспективні методи ЗОО, а саме гібридні та комбіновані термодетонаційні процеси, які поєднують, дії поверхнево-пластичної обробки (ППО) з термічним нагріванням лазерним, електронним та плазмовим джерелами енергій. Серед відомих методів ППО частіше використовується обкатування кулькою або роликом, а також ультразвукова обробка (УЗО). Останній метод є найбільш ефективним, який легко поєднується в технологічні процеси термічної обробки поверхонь

висококонцентрованими потоками енергії для поліпшення мікрорельєфу та підвищення фізико-механічних властивостей поверхневого шару. В основі даного підходу лежить ідея комплексного використання переваг і нівелювання недоліків різних методів при одночасному або послідовному проведенні різноманітних технологічних процесів.

Відомо, що процес лазерного зміцнення поверхонь деталей лазерним випромінюванням ґрунтується на локальному нагріві ділянки поверхні під впливом випромінювання і наступного охолодження з надкритичною швидкістю. Лазерні методи зміцнення доцільні також для створення поверхневого зміцнення значних площ шару складної конфігурації, деформація яких повинна бути мінімальна, а також при зміцненні важкодоступних порожнин, заглиблень, куди лазерний промінь може бути введений за допомогою спеціальних оптичних пристроїв. Але разом з тим після лазерної обробки (ЛЮ) в поверхневому шарі формується нерівномірний розподіл залишкових напружень: під областю напружень стиску розташована область напружень розтягу, що сприяє зародженню і розповсюдженню тріщин. Складний розподіл залишкових напружень по глибині зони термічного впливу (ЗТВ) поверхневого шару лазерним променем та вихід напружень розтягу на поверхню є причиною зниження зносостійкості, контактної втоми, тріщиностійкості. Як результат, перешкодою для більш широкого використання лазерних технологій в промисловості.

При зміцненні з використанням методів поверхнево-пластичної обробки як статичними методами, так і динамічними, в поверхневому шарі відбуваються структурні зміни, які пов'язані з підвищенням густини дислокацій, подрібненням блоків, виникненням макро- та мікронапружень, а також значне зменшення параметрів мікрорельєфу поверхні. Однак відомо, що отримані властивості поверхневого шару деталей шляхом зміцнення поверхнево-пластичним деформуванням частково або повністю зникають при підвищенні температури в процесі експлуатації. Використання методів ППО доцільне для вже зміцнених поверхонь деталей іншими методами в якості фінішної обробки.

Для нівелювання недоліків ЛО та УЗО доцільно застосувати поверхневу комбіновану лазерно-ультразвукову зміцнювальну-оздоблювальну обробку (ЛО+УЗО). Такий термодеоформаційний процес гарантує найбільш повну реалізацію всіх механізмів зміцнення та оздоблювання, а також компенсує залишкові напруження розтягу після ЛО, напруженнями стиску і створить більш сприятливий їх розподіл в поверхневому шарі оброблюваних деталей після УЗО. Слід відзначити також, що запропонована комбінована технологія зміцнення та оздоблювання деталей не погіршує переваг лазерної обробки, а навпаки дозволяє отримати характеристики поверхневого шару, що перевищують рівень якісних параметрів, які досягнуто ЛО або УЗО.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Робота виконувалася на кафедрі лазерної техніки та фізико-технічних технологій НТУУ «КПІ» в рамках Державних науково-технічних програм «Високоєфективні технологічні процеси в машинобудуванні», «Нові наукомісткі технології на основі досягнень мікроелектроніки, напівпровідників і оптики» (тема №2545п, ДР №0112U000589, тема №2725, ДР №0114U003431).

Мета і задачі дослідження. Метою роботи є поліпшення мікрорельєфу та підвищення фізико-механічних властивостей поверхневого шару сталевих зразків комбінованою лазерно-ультразвуковою обробкою.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні задачі:

1. Розробити спосіб ЛО з підтриманням постійної температури нагрівання в зоні дії послідовного переміщення лазерного променя сканатором та наступної УЗО багатобойковими наконечниками.
2. Провести теоретичні та експериментальні дослідження для визначення взаємозв'язку вхідних технологічних режимів дії лазерного променя і ультразвукового інструменту з вихідними параметрами якості поверхневого шару.
3. Дослідити особливості змін мікрорельєфу і фізико-механічних властивостей поверхневого шару, а також визначити зносо- та корозійну стійкість поверхонь сталевих зразків (сталі 45 та Х12МФ) за умов комбінованої дії високошвидкісним

нагріванням і охолодженням лазерним променем та наступним інтенсивним ультразвуковим ударним деформуванням.

4. Розробити пристрої та рекомендації (алгоритм) для практичного використання технологічних процесів комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки сталевих деталей та керуючі програми для формування на поверхні топографії з регулярним мікрорельєфом.

Об'єкт дослідження – комбінований процес лазерної та ультразвукової зміцнювальної та оздоблювальної обробки.

Предмет дослідження – закономірності формування мікрорельєфу та фізико-механічних властивостей в поверхневому шарі сталевих деталей в умовах комбінованої дії лазерного променя та ультразвукового інструменту.

Методи дослідження. Теоретичні дослідження, висновки та аргументації базуються на основних положеннях теорії теплової взаємодії лазерного променя з металами, теплопровідності, пружно-пластичного деформування поверхневої зміцнювальної обробки, методів математичної статистики експериментальних досліджень. Експерименти проводилися на спеціальному лазерному технологічному комплексі із забезпеченням можливості встановлювати і здійснювати контроль температури нагрівання в зоні дії лазерного променя, швидкості і ширини сканування лазерного променя та на ультразвуковій технологічній установці з використанням обертальної контактної-зсувної схеми високочастотного ударного навантаження багатобойкових наконечників, а також сучасних методів та обладнання для аналізу мікрорельєфу поверхні і мікроструктури поверхневих шарів, що включав оптичну профілометрію, металографічний, мікродюрOMETричний і рентгенівський структурно-фазовий аналіз, оптичну та трансмісійну електронну мікроскопію, рентгенівський аналіз напруженого стану.

Наукова новизна отриманих результатів:

1. Поліпшення параметрів мікрорельєфу та фізико-механічних властивостей поверхневого шару забезпечуються розробленим способом ЛО з підтриманням

постійної температури нагрівання в зоні дії послідовного переміщення лазерного променя сканатором та наступної УЗО багатобойковими наконечниками.

2. Уникнення небажаного перегріву і оплавлення складних за конструкцією поверхонь та їх вихідних частин, зменшуючи витрачену потужність джерела живлення, забезпечуються термодинамічною моделлю ЛО з використанням способу підтримання постійної температури нагрівання в зоні дії послідовного переміщення лазерного променя сканатором та програмним забезпеченням, а також динамічною моделлю УЗО з визначенням параметрів деформації й величини енергії ударної та обертової дії одно- та багатобойкових деформуючих наконечників.

3. Підвищення величини твердості, залишкових напружень стиску та поліпшення параметрів мікрорельєфу поверхневого шару гарантуються вперше встановленими оптимальними технологічними режимами комбінованої ЛО+УЗО сталей 45 та Х12МФ, а отримання рівномірних значень глибини та мікротвердості зміцненої зони забезпечуються величиною коефіцієнту перекриття доріжок 20...25% при повторній дії лазерного променя, що сканується.

4. Підвищення продуктивності процесів обробки великогабаритних деталей і зменшення більше чим в 2 рази величини зношування поверхні сталі Х12МФ, а поверхні сталі 45 – в 4 рази, а також підвищення корозійної стійкості оброблених поверхонь забезпечуються визначеними оптимальними режимами та розробленими пристроями для комбінованої ЛО+УЗО.

5. Вперше визначено, що найбільший внесок у підвищення границі плинності при комбінованій ЛО+УЗО сталі Х12МФ на оптимальних режимах забезпечується зернограничним, твердорозчинним та дисперсійним механізмами зміцнення.

Практичне значення отриманих результатів. Достовірність отриманих результатів базується на широкому експериментальному матеріалі, отриманому із застосуванням сучасного обладнання, комплексу методів прямого фізичного експерименту дослідження структурних змін, фазових перетворень і фізико-механічних властивостей. Основні результати, положення та висновки ґрунтуються на матеріалах дисертації та наукових статей, опублікованих за темою

дисертації у фахових виданнях, що друкуються в Україні та за її межами, а також апробовані в багатьох міжнародних конференціях та семінарах, що викликали позитивну реакцію наукової аудиторії.

Розширено технологічні можливості лазерного термозміцнення наступним інтенсивним ультразвуковим ударним зміцненням та оздоблюванням поверхневого шару, яка сприяє значному зростанню твердості, зносо- та корозійної стійкості.

Науково обґрунтовано технологічні схеми та пристрої, які мають практичну цінність для промислового застосування. Серед них способи отримання рівномірних значень ширини і глибини зміцненої зони лазерним променем та формування на поверхні топографії з регулярним мікрорельєфом.

Розроблено конструкцію пристрою та керуючі програми для комбінованої ЛО+УЗО та методику визначення технологічних параметрів УЗО багатобойковими наконечниками, що сприяє підвищенню продуктивності зміцнювально-оздоблювальної обробки з отриманням рівномірного профілю мікрорельєфу на поверхні та ультрадисперсної структури.

Результати теоретичних і експериментальних досліджень апробовано в технологічних процесах зміцнювально-оздоблювальної обробки на підприємствах ПАТ «Полонський гірничий комбінат» (м. Полонне, Хмельницька область) та УКРТЕХМЕД (м. Київ). Крім того, наукові результати дисертаційної роботи також використовуються у навчальному процесі НТУУ «КПІ» при підготовці бакалаврів та магістрів механічних спеціальностей.

Особистий внесок здобувача. Автором обґрунтовані мета та задачі дослідження, що вирішуються в дисертаційній роботі. Виконання робіт на всіх етапах теоретичних та експериментальних досліджень, зокрема аналіз літературних джерел по термічному та деформаційному зміцненню сталевих деталей, розробка способу комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки металів, встановлення функціональних залежностей і обмежень вихідних параметрів ЛО та УЗО належать автору. Також автором запропоновано математичні моделі і методики, розроблено пристрої та керуючі програми, проведено

експериментальні дослідження, виконано розрахунки, аналіз та узагальнення отриманих результатів, оформлено результати наукових і експериментальних досліджень у вигляді патентів на корисну модель, публікацій та доповідей на конференціях, а також впровадження результатів досліджень.

Апробація результатів дисертації. Основні положення та результати дисертаційної роботи доповідалися і обговорювалися на наукових конференціях. Серед яких основними є: V, VI міжнародні науково-технічні конференції «Лазерні технології в зварюванні і обробці матеріалів» (с. Кацівелі, Крим, травень 2011, 2013); XII, XIV міжнародні науково-технічні конференції «Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта» (м. Севастополь, червень 2011, 2013); міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні напрями розвитку технології машинобудування і металообробки» (м. Ростов-на-Дону, Росія, лютий 2013); 31 міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні напрями розвитку технології машинобудування та металообробки» (м. Мінськ, Білорусь, квітень 2015); Міжнародна науково-практична конференція «Структурна релаксація у твердих тілах» (м. Вінниця, травень 2015); міжнародна науково-технічна конференція «Лазерні технології. Лазери та їх застосування» (м. Трускавець, червень 2015); VII міжнародна науково-технічна конференція «Лазерні технології в зварюванні і обробці матеріалів» (м. Одеса, вересень 2015).

Публікації. За результатами досліджень опубліковано 22 наукових праць, у тому числі 7 статей у наукових фахових виданнях, з них – 3 статті у виданнях, які включені до міжнародних науково-метричних баз даних та 1 стаття в іноземному виданні, 5 патентів України на корисну модель та 10 тез і доповідей у збірниках матеріалів конференцій.

Структура та обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається зі вступу, 5 розділів, висновків, переліку використаних джерел та додатків. Робота викладена на 156 сторінках машинописного тексту, містить 62 рисунків, 14 таблиць, 4 додатки та 161 найменувань використаних літературних джерел на 17 сторінках. Загальний об'єм роботи складає 188 сторінок.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ ОСОБЛИВОСТЕЙ ЛАЗЕРНОГО ТА УЛЬТРАЗВУКОВОГО ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ

1.1. Лазерне та ультразвукове поверхнєве зміцнення

Відомо [1-3], що методи зміцнення металів поділяються на шість класів, зокрема зміцнення за рахунок формування плівки на поверхні виробу, зміни хімічного складу металу і структури поверхневого шару, зміни енергетичного запасу поверхневого шару, зміни шорсткості поверхні та зміни структури всього об'єму металу. При всій умовності такої класифікації вона дозволяє вибрати та розробити нові принципові методи зміцнювальної обробки залежно від вихідних вимог до працездатності виробу [2,3]. Для поліпшення якісних та експлуатаційних властивостей деталей найбільш перспективними є методи поверхневого зміцнення зміною структури поверхневого шару, зокрема термічне та деформаційне поверхнєве зміцнення. Традиційні термічні методи поверхневого зміцнення з різними джерелами для нагрівання і складовими середовищ для охолодження, використовуються протягом десятиліть у промислових процесах [1].

Крім того, в останні роки для підвищення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей виробів розробляються і використовуються нові методи поверхневого термічного зміцнення та легування робочих поверхонь з використанням висококонцентрованих потоків енергії плазми, електронного та лазерного випромінювання [4,5].

В галузі машинобудування (з 1980 року) широко застосовують поверхнєве термозміцнення сталей дією низькотемпературної плазми, що полягає на локальному нагріванні поверхневого шару плазмовою дугою із густиною потужності $10^3 \dots 10^5$ Вт/см² та наступному охолодженні за рахунок тепловідведення в глиб оброблюваного матеріалу. Плазмова обробка базується на використанні енергії плазмового струменя, який утворюється при пропусканні спеціальних плазмоутворюючих газів через дуговий електричний розряд. Ефективний коефіцієнт корисної дії (ККД) нагрівання складає 40...80%. Плазмова обробка сталевих деталей

без оплавлення поверхні дозволяє зміцнити поверхневий шар на глибину 0.5...2.5 мм в залежності від режиму обробки та типу оброблюваної поверхні, підвищуючи твердість поверхні (HRC 50...61) [6] та мікротвердість поверхневого шару (~ 8.5 ГПа) [7], що підвищує зносостійкість зміцнених поверхонь в 2...4 рази. Параметри мікрорельєфу поверхні при термічній дії плазми практично не змінюються. Плазмова обробка успішно використовується для поверхневого зміцнення коліс рейкового транспорту, прокатних валів, роликів, пуансонів, матриць, втулок, штампів, бурового інструменту та інші.

На відміну від плазмової обробки електронно-променева обробка не так широко використовується в промисловості для поверхневого зміцнення внаслідок обмеженої кількості систематичних теоретичних та експериментальних досліджень впливу технологічних параметрів обробки на зміну якісних параметрів поверхневого шару металевих деталей, а також значної вартості та складності конструкції [8,9]. Однак, дана технологія поверхневого зміцнення забезпечує постійну глибину зміцнення по двом осям, відсутність забруднень та утворення оксидних плівок на поверхні, високий ККД (до 98%) та продуктивність процесу. Електронно-променева обробка базується на використанні енергії сфокусованого потоку електронів генерованого електронною гарматою. При термічному зміцненні без оплавлення сталевих поверхонь електронним променем з густиною потужності потоку $10^2 \dots 10^4$ Вт/см² при тривалості нагрівання 1...10 с у вакуумі товщина зміцненого шару складає 0.1...2 мм в залежності від оброблюваного матеріалу, а твердість поверхні конструкційних, інструментальних та підшипникових сталей досягає до HRC 65...68 [9,10].

Лазерне поверхнєве зміцнення матеріалів з розвитком своєї високої потужності і високої якості стала ефективною технологією при збільшенні числа технологічних процесів та широкої смуги застосування на виробництві [11-17]. В промисловості використовуються лазерне термозміцнення та ударне зміцнення, а також лазерний відпал та відпуск окремих найбільш навантажених поверхонь, де необхідна висока твердість та зносостійкість. Величина густини енергії лазерного променя та його час

взаємодії з матеріалом визначає цикл нагрівання та охолодження поверхні [16,18], а час нагрівання та охолодження – остаточний стан фізико-механічних властивостей обробленої поверхні.

Відомо, що лазерне поверхневе зміцнення сталей та сплавів, зокрема лазерне термозміцнення без оплавлення [12,18-21], а також термозміцнення з оплавленням поверхні [18,19,22,23] або ударне зміцнення [13,24,25], за аналогією з іншими видами загартування полягає у формуванні аустенітної структури з розчиненням карбідних фаз на етапі високошвидкісного нагрівання та її наступному перетворенні в мартенсит на етапі охолодження за рахунок поглинання та передачі енергії високої концентрації тонкому поверхневому шарі. Швидкості нагрівання та охолодження близько 10^8 до 10^{10} °C/с, які дозволяють створювати особливі мікроструктури та високу якість поверхневого шару, а також механічні властивості зміцнених поверхонь [15,17].

ЛО без оплавлення поверхні передбачає структурні зміни в поверхневому шарі на рівні густини потужності лазерного випромінювання $10^3 \dots 10^4$ Вт/см² або нижче температури плавлення в залежності від хімічного складу та тривалості лазерного впливу, що не приводить до розплавлення опроміненої зони [12,15]. Глибина зміцнення складає 0.02...0.5 мм при мікротвердості поверхневого шару приблизно до 10 ГПа та залежить також від об'єму деталі, який впливає на швидкість відведення тепла та швидкого охолодження зони загартування [17,18]. Відомо [14], що найбільш поширеними матеріалами для зміцнення є сталі. Для термічного поверхневого зміцнення великих площ (шириною сканування до 60 мм) використовуються оптичні пристрої (сканатори), які сприяють формуванню лазерного променя лінійної форми з рівномірним розподілом густини енергії випромінювання.

ЛО з оплавленням поверхні передбачає плавлення матеріалу в опроміненій зоні та призводить до більш суттєвої зміни поверхневих шарів металів і сплавів, включаючи зміну хімічного складу, а також до формування мікрорельєфу на поверхні [18,26,27]. Такий вид зміцнення потребує більш високої густини

потужності випромінювання $10^4 \dots 10^5$ Вт/см². В залежності від оброблюваної поверхні плавлення матеріалу дозволяє підвищити глибину зміцнення до 0.2...2.5 мм, утворюючи в приповерхневому шарі понижену мікротвердістю ($\sim 4 \dots 8$ ГПа) в порівнянні із нижче розташованою по глибині зоною зміцнення з твердої фази ($\sim 7 \dots 11$ ГПа) [28]. ЛО з оплавленням поверхні широко використовується для загартування інструментальних легованих сталей, які містять карбідні включення (Cr, W, Mo, V і т.д.) [29,30].

Лазерна імпульсна обробка (ЛІО) для поверхневого зміцнення забезпечується при використанні густини потужності випромінювання $10^8 \dots 10^9$ Вт/см² з імпульсами надкороткої ($\sim 20 \dots 100$ нс) чи короткої (1...5 мс) тривалості [31,32]. В залежності від тривалості та енергії лазерних імпульсів, а також від швидкості переміщення лазерного променя вздовж поверхні, в матеріалі можуть відбуватись різні фазові перетворення та структурні зміни [31].

При ЛІО, тривалість імпульсу якої не перевищує 20-100 нс, в тонкому поверхневому шарі за рахунок виникнення плазми генеруються ударні хвилі, які викликають залишкові напруження стиску на поверхні [33-38]. Оплавлення матеріалу при цьому не відбувається, а структурні та фазові зміни в матеріалі пов'язані як із певним нагрівом, так і з деформаціями, обумовленими проходженням ударних хвиль [31,39-41]. В іншому випадку, коли ЛІО проводиться з мілісекундною тривалістю імпульсів, відбувається значне нагрівання поверхні сталевих зразків до температур, які в залежності від величини застосованої енергії можуть бути вище температури фазових перетворень A_{c1} і A_{c3} з переходом матеріалу в аустенітний стан, або навіть вище температури плавлення [37,38]. Потенційні застосування цих методів спрямовані в аерокосмічній, авіаційній та автомобільній промисловостях [42].

Однак, незважаючи на успішні приклади застосування лазерної імпульсної обробки для поверхневого зміцнення деталей (лопатки турбін і компресорів, деталі двигуна автомобілів, крила літаків, деталі ракет та супутників, шестерні і вали редукторів гвинтокрилів та інш.), даний метод має низьку продуктивність процесу

зміцнення, малу глибину зміцнення та неоднорідні властивості зміцненого шару. Для усунення даних недоліків розробляються та використовуються системи автоматизації процесу нанесення поглинаючих покриттів, збільшення частоти імпульсів та автоматизовані системи контролю якості поверхневого шару, що дозволить знизити вартість процесу зміцнення на 50...70% [12].

Крім того, на відміну від лазерного загартування лазерний відпал [12,15] здійснюється для отримання більш рівномірної структури в порівнянні з вихідним станом, що володіє великою пластичністю та меншою твердістю. Важливою умовою лазерного відпалу окремих ділянок виробу є необхідний повільний режим охолодження після нагріву до температур аустенізації. Це потребує додаткових заходів для погіршення умов тепловідводу. Лазерний відпал може реалізовуватися як з оплавленням, так і без оплавлення поверхні.

А на відміну від лазерного відпалу лазерний відпуск здійснюється за рахунок локального нагрівання (без оплавлення) окремих об'ємів попередньо загартованих металевих виробів до різних температур в залежності від виду відпуску, зокрема для залізовуглецевих сплавів температура повинна бути менше критичної точки A_{C1} . Відпуск сприяє зменшенню внутрішніх напружень, перетворення метастабільних структур в стабільні, зменшення впливу концентраторів напружень на фізико-механічні властивості виробів, які працюють в умовах циклічного навантаження.

В порівнянні з традиційними термічними методами зміцнення перевагами технології лазерного поверхневого зміцнення є висока швидкість обробки, забезпечення зміцнення без подальшого загартування, мінімальні зміни параметрів мікрорельєфу оброблюваної поверхні при ЛО без оплавлення, здатність локально обробляти важкодоступні поверхні із складною геометрією, можливість обробки внутрішніх (тонких) поверхонь та малогабаритних деталей, широкий вибір галузі застосування, легке інтегрування в автоматизованому гнучкому виробництві, можливість автоматизованого керування та низький вплив на навколишнє середовище [16].

Використання лазерного поверхневого зміцнення має також деякі недоліки, зокрема більшість застосувань вимагають рівномірного розподілу енергії лазерного променя, зони перекриття є обмежені, а багаторазові проходи викликають місцеве знеміцнення в них. Важко регулювати температурне поле для забезпечення цілеспрямованої зміни мікроструктури особливо на поверхні складних форм. Поглинальна здатність лазерного опромінення металевої поверхні матеріалу є відносно низькою, а вартість обладнання є високою в порівнянні з іншими методами зміцнення [13,14]. Крім того, лазери споживають значну кількість електроенергії та мають порівняно невисокий ККД нагрівання (6...40% в залежності від типу лазера).

В останнє десятиріччя відбувається технічний прогрес в розробці та реалізації в галузі машинобудування нової лазерної техніки, до якої відносяться компактні потужні лазери із підвищеним ККД та автоматизовані технологічні комплекси із комп'ютерним керуванням на їх основі, які дозволяють забезпечити високу густину потужності, поліпшити продуктивність процесу і практично замінити традиційні методи поверхневого зміцнення при виробництві та відновленні поверхонь деталей.

Лазерне поверхневе зміцнення за допомогою енергії високої концентрації в якості теплового джерела було однією з найбільш ранніх застосувань лазерної обробки матеріалів. Відомо [43], що вперше лазерне поверхневе зміцнення металів використовувалося ще на початку 1960 року. В наступних декількох роках проводилися дослідження лазерного поверхневого зміцнення сталей та їх сплавів з використанням CO_2 та Nd:YAG лазерів [44-47].

Зовсім недавно, були розроблені високопотужні діодні лазери з більш рівномірною густиною потужності, які компактні і можуть бути встановлені безпосередньо в руці робота для зміцнення деталей зі складною геометрією [48-50]. Довжина хвилі випромінювання Nd:YAG і діодного лазерів (0.8...1 мкм) дозволяє істотно збільшити поглинальну здатність металів у порівнянні з довжиною хвилі лазера CO_2 (10.6 мкм), і таким чином, технологічні діелектричні покриття (оксиди, солі металів) більше не потрібні, що спрощує роботу та знижує собівартість виготовленої продукції.

Однак [15], поглинання випромінювання з довжиною хвилі 1.06 мкм більш залежить від шорсткості поверхні ($R_a = 0.5$ мкм), ніж з довжиною хвилі 10.6 мкм. Із збільшенням шорсткості поверхні ($R_a > 1$ мкм) частка відбитого випромінювання зменшується. Високопотужні Nd:YAG та діодні лазери застосовуються в різних методах обробки сталей та їх сплавів [51-53]. Крім того, були розроблені різні види спеціальної оптики для створення бажаних форм та розмірів опроміненої лазером області з відносно однорідним розподілом енергії.

Протягом останнього десятиліття були розроблені високопотужні волоконні лазери, які володіють важливими перевагами порівняно з іншими типами лазерів, зокрема простота, високі поглинальна здатність матеріалів (25...35%) і ККД (20...30%) [17], висока надійність та низька вартість експлуатації. В якості альтернативного інструменту для поверхневої обробки металів та сплавів, поява високопотужних волоконних лазерів (~ до 50 кВт) дозволяє прискорити реалізацію та конкурентоспроможність лазерних технологій в галузі машинобудування [54,55].

Порівняння технологічних можливостей вище розглянутих висококонцентрованих джерел енергій для поверхневого термозміцнення сталевих деталей показує, що плазмове зміцнення дозволяє отримати велику глибину та ширину зміцнення, забезпечуючи високу продуктивність та порівняно невелику собівартість процесу обробки. Поверхневе зміцнення електронним та лазерним випромінюванням характеризується високою стабільністю та локальністю термічного впливу на оброблюваний матеріал. А відсутність необхідності у вакуумуванні оброблюваної деталі при лазерному зміцненні є головною перевагою в порівнянні з електронно-променевим зміцненням. Крім того, лазерне поверхневе термозміцнення з використанням сучасних лазерних технологічних комплексів, зокрема діодного лазера або волоконного лазера з сканатором, дозволяє отримати високі якісні властивості поверхневого шару деталей, забезпечуючи високу точність та продуктивність процесу.

Підвищення якості та експлуатаційних властивостей поверхневого шару деталей машин в значній мірі забезпечуються процесом поверхнево-пластичної

деформації (ППД) внаслідок подрібнення структурних складових оброблюваної поверхні. При цьому підвищується твердість поверхні, утворюються залишкові напруження стиску та зменшуються параметри мікрорельєфу поверхні.

До найбільш поширених статичних методів поверхнево-пластичної обробки поверхні відноситься обкатування (вигладжування) кулькою [1,56,57] або роликом [1,58], а до динамічних методів – дробоструминна або гідроабразивна обробка [59-61], а також УЗО (безабразивна ультразвукова фінішна обробка та ультразвукова ударна обробка) [1,62-66].

Метод зміцнення обкатування кулькою або роликом реалізується при значних статичних зусиллях навантаження інструменту до оброблюваної поверхні (750...1000 Н і більше), забезпечуючи підвищення мікротвердості на 40...60 % та зниження параметру шорсткості R_a поверхні до 0.04...0.63 мкм [1,2,67]. На відміну від вище приведенного методу використовується метод зміцнення методом вигладжування поверхні деталі кулькою (роликом) при значно менших навантаженнях інструменту до оброблюваної поверхні струменем рідини, що спричинює не значну ППД поверхні (менше 5 %), а також утворення залишкових напружень стиску шляхом пружно-пластичних напружень на границі плинності. В результаті цього залишкові напруження стиску розповсюджуються глибше (до 1 мм) в поверхневому шарі та не релаксують при тривалому нагріванні до температури 370 °С, ніж методом зміцнення обкатуванням з великим навантаження інструменту та дробоструминною обробкою (до 0.2 мм) [56].

Крім того, в порівнянні з вихідним станом поверхні сталі 45 ($R_a = 3.56$ мкм), при зміцненні методом вигладжування кулькою параметр шорсткості R_a мікрорельєфу зменшився до 0.31...0.24 мкм, а також підвищилася твердість поверхні на 60% та утворилися залишкові напруження стиску, які є сприятливими для підвищення втомної довговічності та поліпшення зносостійкості деталей [57].

Відомо [2,59], що дробоструминна (гідроабразивна) обробка малогабаритних деталей складної форми (лопатки турбін/компресорів) та деталей малої жорсткості

(пружини, мембрани, ресори) здійснюється потоком суспензії (рідини з абразивними частинками) на спеціальних установках, забезпечуючи глибину пластичної деформації поверхневого шару $\sim 0.5...0.8$ мм. В процесі обробки забезпечується зростання твердості та утворення залишкових напружень стиску, що підвищують стійкість інструменту [60,67]. Шорсткість поверхні практично не знижується. Незважаючи на відносну простоту відомих дробоструменних, гідроабразивних, піскоструминних методів оздоблювально-зміцнювальної обробки поверхонь виробів, головними недоліками їх використання є висока енерго- та матеріалозатратність, необхідність використання обладнання з високими тисками, значні витрати води та абразивних порошків.

У зв'язку з цим, більш перспективним є розроблений спосіб поверхневої оздоблювально-зміцнювальної обробки виробів аерозольним надзвуковим потоком [61], який утворений ультразвуковим розпилюванням гідроабразивної суміші і прискореним обертальним рухом стиснутого повітря.

УЗО володіє рядом переваг перед іншими методами ППО [62,63,67]. Зокрема, відмінними особливостями УЗО є імпульсний характер навантаження високоміщним інструментом, що дозволяє деформувати порівнянно крихкі матеріали при малих значеннях зусилля статичного навантаження ультразвукового інструменту (до 200 Н), формувати спеціальний регулярний маслоутримувальний мікрорельєф на поверхні, а також автоматизувати процес обробки та контролю якісних параметрів поверхневого шару. УЗО є єдиним із динамічних методів ППО, який одночасно забезпечує отримання невеликих значень параметрів шорсткості поверхні, сильно зміцненого поверхневого шару відносно великих залишкових напружень стиску, та відповідно, значного підвищення довговічності виробів [1].

Відомо [62,68], що ультразвукові генератори (перетворювачі електричної частоти 50...60 Гц в ультразвукову частоту 18...90 кГц) з вихідною потужністю 0.25...2.5 кВт через магнітострикційний (частотою 18...22 кГц) або п'єзокерамічний (частотою 20...90 кГц) перетворювач утворюють механічні

коливання з амплітудою 3...5 мкм, які підсилюються ступінчастим (конічним, експоненційним) концентратором до амплітуди 80...100 мкм.

Поверхнєве зміцнення шляхом пластичного деформування поверхні може здійснюватися за методом вигладжування (безабразивна ультразвукова фінішна обробки) та методом удару (ультразвукова ударна обробка) [62-66,68-71]. При безабразивній ультразвуковій фінішній обробці робочий інструмент жорстко з'єднаний з торцем ультразвукового концентратора. При цьому ультразвукова коливальна система (УЗКС) навантажується до оброблюваної поверхні із статичним навантаженням $\sim 100...200$ Н, здійснюючи процес вигладжування мікронерівностей (параметр шорсткість R_a знижується в 6...7 разів за один прохід) з формуванням профілю поверхні з регулярним мікрорельєфом (РМР). В результаті мікротвердість зміцненого поверхневого шару (товщина до 100 мкм), в залежності від вихідного стану та виду оброблюваного металу, збільшується на 30...150%.

Крім того, сформований РМР на обробленій поверхні підвищує здатність до утримування мастильних матеріалів, а також сприяє зниженню до зношування при зворотно-поступальному руху контактуючих деталей та підвищенню корозійної стійкості [67,69]. Однак, при обробці міцних матеріалів відбувається відскок інструменту від оброблюваної поверхні, тому для ефективної обробки необхідні значні зусилля навантаження та вихідні параметри УЗКС.

При ультразвуковому ударному зміцненні робочий інструмент (бойок у вигляді кулі або циліндричного стержня) не жорстко з'єднаний з ультразвуковим концентратором, а утримується у спеціальних наконечниках. В якості деформуючих інструментів при ультразвуковій ударній обробці використовуються одно- та багатобойкові наконечники у формі кульки або стрижня з визначеним радіусом, які встановлюються на торець ультразвукового концентратора [70]. УЗКС статично навантажується до оброблюваної поверхні із значно меншою силою ($\sim 30...50$ Н) в порівнянні з безабразивною ультразвуковою фінішною обробкою. При цьому виникають вимушені коливання бойка (проміжного елемента) у визначеному проміжку (~ 0.01 мм), який автоматично встановлюється при створенні

ультразвукових коливань. Наявність проміжку є необхідною умовою виникнення значно нижчої частоти коливань бойка ($\sim 1 \dots 3$ кГц).

Дослідження показали, що при такому способі передачі енергії на оброблюваній поверхні відбувається інтенсивна пластична деформація [64]. При використанні багатобойкових наконечників (3...7 і більше бойків) сумарна частота ударів може бути вищою внаслідок коливання бойків не в фазі і їх коливання у проміжку має стохастичний характер [71].

Вперше, вчені розглянули ультразвукову ударну обробку як один з методів інтенсивної пластичної деформації в 70-х роках минулого століття [64,74-77]. Останнім часом модифіковано багато установок та присторіїв для використання різних схем навантаження УЗКС [64,78], які дозволяють досить однорідно обробити як великогабаритні, так і малогабаритні деталі. Рівномірність структурного стану поверхневого шару, твердості поверхні, шорсткості та хвилястості мікрорельєфу можуть бути досягнуті за допомогою повторюваних ударів бойками високої частоти на оброблюваній поверхні і одночасного переміщення УЗКС або зразка під час одного зіткнення. Ці особливості можуть бути отримані шляхом обертання наконечника або обертання чи низькочастотного переміщення зразка. Обидва методи обробки протягом одного вдавлювання та багатонаправленості заглиблень бойками сприяють істотному подрібненню зерен [70].

Слід також відзначити, що груба поверхня, яка створена методами динамічної пластичної деформації може маскувати корисний ефект поверхні мікроструктури, навіть в діапазоні нано-масштабу, а шорстка поверхня може викликати концентрацію напружень в окремих точках, таким чином полегшуючи ініціювання тріщини під умовами втоми [79]. Ультразвукова ударна обробка може створювати найнижчу шорсткість поверхні тільки після відносно тривалого впливу.

Таким чином, ультразвукове ударне зміцнення успішно використовується для поліпшення геометричних та фізико-механічних характеристик поверхневого шару, а також втомної міцності та довговічності деталей [69,72,73] та є найкращим

методом покращення даних властивостей серед інших методів поверхнево-пластичної обробки матеріалів поверхонь.

Крім того, УЗО може бути більш керованим процесом зміцнення в порівнянні з методами ППО (зокрема, дробоструминна обробка), який полягав у випадковому ударянні металевих поверхонь бойками високої енергії. Тим не менш, фізичні основи деформаційних процесів ультразвукової ударної обробки все ще знаходяться в обговоренні у зв'язку з відсутністю систематичних досліджень мікрорельєфу поверхні, а також механізми зміни структури і процесу зміцнення сталевих деталей.

Враховуючи, вище приведені дані, УЗО є найбільш ефективним способом пластичного деформування поверхневого шару сталевих деталей серед методів ППО.

1.2. Комбіноване лазерне термдеформаційне зміцнення

Відомо [1,80], що високу рентабельність розроблювальних комбінованих методів зміцнення поверхневого шару можна отримати з використанням лазерного поверхневого зміцнення та інших зміцнювальних технологій. Поєднання окремих видів зміцнення дозволяє отримувати значно більший ефект у підвищенні міцності, надійності та довговічності поверхневого шару. Передбачення переваг та недоліків комбінованих методів поверхневого зміцнення є основою для вибору з них найбільш ефективного.

Сучасні машинобудівні підприємства широко використовують поверхневу ЛО для зміни властивостей поверхневого шару деталей та інструментів. Застосування лазерних технологій з метою поверхневого зміцнення поверхневого шару виявило їхню високу ефективність. Однак, для підвищення експлуатаційних властивостей відповідальних деталей (компресорів, шестерних насосів, гідроприводів, штампів та інших деталей складної форми), при поверхневому лазерному зміцненні, дуже складно створити умови обробки, які б забезпечували високу дисперсність і твердість структури, необхідну глибину та гарантовані залишкові напруження стиску зміцненого шару [12-15].

Для поліпшення якості поверхневого шару, одним із методів є реалізація лазерного надшвидкісного (локального) нагрівання металів з наступним процесом механічного пластичного деформування, що дозволить значною мірою нівелювати недоліки, які характерні як для окремо лазерної термообробки, так і для поверхнево-пластичного деформування. Такий комбінований термодеоформаційних процес поверхневого зміцнення дозволить поліпшити параметри мікрорельєфу поверхні та сформувати необхідні ультрадисперсні структури з гарантованими залишковими напруженнями стиску, які сприятливі з точки зору втомленої міцності та зносостійкості зміцненого шару металевих деталей.

Комбінована лазерна термодеоформаційна обробка (ЛТДО) може реалізовуватися за суміщеною або роздільною схемами. Сутність процесу зміцнення за суміщеною схемою полягає в тому, що поверхню оброблюваної деталі нагрівають лазерним випромінюванням до температури аустенізації, а потім на визначені відстані при температурі охолодження поверхні $\sim 650...450$ °С деформують інструментом (високотемпературна деформація) [15].

При використанні роздільної схеми поверхнево-пластична обробка не нагрітого поверхневого шару деталі здійснюється при температурі навколишнього середовища. У результаті такої комбінованої обробки в порівнянні з окремою ЛО підвищується мікротвердість поверхневого шару, формуються гарантовані напруження стиску, а також поліпшується мікрорельєф оброблюваної поверхні.

Виявлено [15], що при комбінованій обробці (суміщена схема обробки з використанням лазера безперервної дії та ролика) сталі 45 відбулося більш інтенсивне подрібнення зерен та підвищення густини дефектів структури, а також формування у поверхневому шарі залишкових напружень стиску ($-400...500$ МПа), що спричинило підвищення малоциклової втомної міцності на 30...80% (в умовах вигину та крутіння) і зносостійкості зміцненого шару на 30% та в 10 раз у порівнянні з окремою ЛО та вихідним станом відповідно. Збільшення величини статичного навантаження інструменту дозволяло зменшити розміри зерен та підвищити мікротвердості поверхневого шару.

Поліпшення шорсткості поверхні та підвищення мікротвердості поверхневого шару, а також формування залишкових напружень стиску також було реалізовано за суміщеною схемою обробки з використанням лазера імпульсної дії та наступного ППД роликом [81]. Нагрівання поверхні металу до необхідної температури здійснювалося лазерними імпульсами з різною енергією і тривалістю, що визначало розміри зони термічного впливу та швидкість навантаження інструменту при деформуванні, яке проводилося на стадії охолодження поверхні шляхом обкатування по ній спеціального ролика.

Крім того, при фінішній обробці (роздільна схема обробки), деформуючим інструментом у вигляді кулі, поверхні сталі ШХ15, яка попередньо зміцнена лазером, дозволила підвищити зносостійкість поверхневого шару на 20% і на порядок більше без погіршення антифрикційних властивостей зміцнених шарів лазерним променем [1]. Результати експериментальних досліджень показують, що використання суміщеного лазерного нагрівання та наступного пластичного деформування (на етапі охолодження) є ефективним методом для підвищення якості поверхневого шару сталевих деталей.

Поверхнєве лазерне термозміцнення також успішно застосовується після попередньої ППД поверхні сталі ШХ15 шляхом обкатування кулькою (діаметром 5 мм), забезпечуючи підвищення глибини зміцнення (650 мкм) та поверхневої твердості до 9630 МПа (інтенсивність зміцнення 481%). Зокрема, твердість зміцненої поверхні при окремій дії ППД складала приблизно 2600 МПа (60%), а при ЛО – 6290 МПа (314%) при глибині зміцнення 500 мкм [1].

Для інтенсифікації ЛТДО мало- та великогабаритних деталей розроблено гібридні методи термодеоформаційної обробки кулькою та роликом, де лазерне імпульсне випромінювання тривалістю ($\sim 0.001 \dots 0.01$ с) фокусується прямо в зону контакту деформуючого інструменту [82,83]. У даних схемах ЛТДО деформування поверхні здійснюється у підігрітому стані.

Однак, більш перспективними є комбіновані (гібридні) методи ЛО з використанням енергії ультразвукових коливань [90-93]. Поєднання лазерного

високошвидкісного і локального нагрівання матеріалів з ультразвуковим деформаційним зміцненням може бути реалізовано в різній технологічній послідовності, яка впливає на кінцевий результат обробки.

Відомо [86,89,94,95], що реалізація комбінованого лазерного імпульсного (безперервного) нагрівання та наступного ультразвукового пластичного деформування (УЗО+ЛО) поверхневого шару сталевих деталей дозволяє підготувати структуру до високотемпературної обробки, підвищуючи глибину зміцнення (15...25 %) та мікротвердість поверхневого шару (20...30 %) у порівнянні з окремою ЛО, при менших величинах енергії лазерного імпульсу та потужності безперервного лазерного випромінювання, при якій досягається температура плавлення оброблюваного матеріалу. Зокрема, під час лазерного нагрівання аустеніт успадковує субструктуру, сформовану при УЗО, що сприяє підвищенню дисперсності мартенситних зерен. Більше того, змінюється стан та ступінь розпаду твердих розчинів аустеніту і мартенситу при загартуванні (охолодженні), а також відбувається інтенсифікація виділення вторинних дрібнодисперсних карбідів [92].

Комбінована УЗО+ЛО прискорює двохфазний розпад мартенситу після ЛО, що сприяє підвищенню густини дислокацій в структурі основних фаз поверхневих шарів металу при УЗО. А поліпшення фізико-механічних властивостей поверхневого шару та зміщення критичних точок температури фазового α - γ перетворення шляхом наклепу забезпечує більш повну аустенізацію сталей в умовах високих швидкостей лазерного нагрівання (що підтверджується наявністю більшої кількості залишкового аустеніту при УЗО+ЛО, ніж окремо при ЛО) та дозволяє підвищити глибину зміцнення поверхневого шару, а також практично повністю відмовитися від використання поглинаючих покриттів для досягнення ідентичної глибини зміцнення в імпульсному режимі. Із збільшенням тривалості УЗО (наклепу) величина залишкових напружень стиску зростає у приповерхневих шарах [92,95].

Для підвищення продуктивності комбінованої УЗО+ЛО було використано деформуючий елемент у вигляді ролика (сплав ВК-6М), який жорстко з'єднаний на торці концентратора ультразвукової коливальної системи [96].

Особливої уваги заслуговує комбінований метод поверхневого зміцнення сталевих деталей з використанням поверхневого лазерного нагрівання та наступного ультразвукового деформування (ЛО+УЗО) [87], який характеризується високими швидкостями локального нагрівання (10^{10} °C/с), охолодження ($10^6 \dots 10^8$ °C/с) та деформування ($\sim 10^3$ с⁻¹) [2].

Комбінована ЛО+УЗО сприяє зміні структури поверхневого шару (диспергування структурних складових та більш рівномірне їх розподіл, підвищення густини дислокацій, міцності та твердості на 7...10 %, а також зниження залишкового аустеніту) та формуванню мікрорельєфу на поверхні внаслідок інтенсивного пластичного деформування [95].

При суміщеній ЛО+УЗО поверхні, яка не охолоджена, утворення мартенситу відбувається із попередньо пластично деформованого аустеніту, якому спадково передаються дислокаційна та структурна будова [87]. Величина ступеню, швидкості і температури деформації аустеніту визначається режимами ЛО та УЗО, а оптимальною температурою деформування є температура сталого аустеніту [84,85]. Зокрема, суміщена ЛО та УЗО призводить до виникнення дрібнодисперсної структури в поверхневому шарі металу, яка володіє високою мікротвердістю (8.0...9.5 ГПа) [2]. А мікротвердість зміцненого шару при УЗО досягає 4.0...4.5 ГПа, а при ЛО – 7.0...8.0 ГПа. Поєднання високої енергії лазерного імпульсу та швидкої пластичної деформації з охолодженням приводить до зниження шорсткості поверхні, зокрема із зменшенням відстані l між лазерним променем (діаметром 2...3 мм) та ультразвуковим інструментом у вигляді кулі (діаметром 5...10 мм) шорсткість поверхні знижується до 0.25 мкм при вихідній шорсткості 0.63 мкм [2].

Крім того, комбінована ЛО+УЗО сприяє переходу нестабільного структурного стану поверхневого шару після лазерного нагрівання в термостійкий із гарантованими залишковими напруженнями стиску внаслідок високошвидкісної інтенсивної пластичної деформації ультразвуковим інструментом, а також поліпшенню параметрів мікрорельєфу поверхні [91].

Таким чином, ультразвукове поверхнєве зміцнення як перед, так і після (при суміщеній схемі обробки) лазерного поверхневого зміцнення сприяє підвищенню швидкості структурно-фазових перетворень. Підвищення тривалості УЗО, яка визначається експериментальним шляхом для кожного матеріалу, призводить до незначного зменшення швидкості структурно-фазових перетворень.

1.3. Мета і завдання дослідження

Аналіз літературних джерел по термічному зміцненню показує, що використання висококонцентрованих джерел потоків плазми, електронно-променевого та лазерного випромінювання, забезпечують високий рівень підвищення твердості поверхневого шару сталевих деталей, але які не завжди сприяють поліпшенню мікрорельєфу поверхні. Навпаки, поверхнєве деформаційне зміцнення (обкатування, вигладжування, обдувка дробом, ультразвукове пластичне деформування) дозволяє значно поліпшити параметри мікрорельєфу поверхні. А лазерне термодеоформаційне зміцнення зі суміщенням термічної та деформаційної дії дозволяє поліпшити як геометричні, так і фізико-механічні властивості поверхневого шару. Встановлено, що найбільш перспективними для підвищення якісних та експлуатаційних властивостей поверхневого шару є комбіновані та гібридні термодеоформаційні процеси з використанням ЛО та наступної УЗО для зміцнювально-оздоблювальної обробки сталевих деталей при дотриманні раціональних умов процесу обробки.

Однак, до цього часу не вирішена в повній мірі проблема підвищення якісних та експлуатаційних характеристик поверхневого шару деталей, які працюють в екстремальних умовах. Незважаючи на високу ефективність комбінованих методів зміцнення вони ще повільно впроваджуються у виробництві за суміщеною схемою зміцнення, зокрема з використанням ППД та значних величин зусилля навантаження інструменту. Крім того, в літературі практично відсутні теоретичні та експериментальні систематичні дослідження впливу комбінованої ЛО+УЗО на зміну параметрів мікрорельєфу і фізико-механічних властивостей поверхневого шару при

дії лазерного променя з використанням сканування та багатобойкових ультразвукових наконечників.

У зв'язку з вище наведеним метою дисертаційної роботи є поліпшення мікрорельєфу та підвищення фізико-механічних властивостей поверхневого шару сталевих зразків комбінованою лазерно-ультразвуковою обробкою.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні задачі:

1. Розробити спосіб ЛО з підтриманням постійної температури нагрівання в зоні дії послідовного переміщення лазерного променя сканатором та наступної УЗО багатобойковими наконечниками.
2. Провести теоретичні та експериментальні дослідження для визначення взаємозв'язку вхідних технологічних режимів дії лазерного променя і ультразвукового інструменту з вихідними параметрами якості поверхневого шару.
3. Дослідити особливості змін мікрорельєфу і фізико-механічних властивостей поверхневого шару, а також визначити зносо- та корозійну стійкість поверхонь сталевих зразків (сталі 45 та Х12МФ) за умов комбінованої дії високошвидкісним нагріванням і охолодженням лазерним променем та наступним інтенсивним ультразвуковим ударним деформуванням.
4. Розробити пристрої та рекомендації (алгоритм) для практичного використання технологічних процесів комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки сталевих деталей та керуючі програми для формування на поверхні топографії з регулярним мікрорельєфом.

РОЗДІЛ 2

ТЕОРЕТИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЛАЗЕРНОГО ТА УЛЬТРАЗВУКОВОГО ЗМІЩЕННЯ ТА ОЗДОБЛЮВАННЯ

2.1. Аналіз параметрів комбінованої лазерної та ультразвукової обробки

Відомо, що джерела висококонцентрованих потоків енергії, які використовуються в технологічних процесах обробки мають високі швидкості, малий час і багатофакторність дії, а оптимізація таких процесів без використання математичного моделювання потребує значних об'ємів експериментальних досліджень. При використанні комбінованих технологічних процесів, з декількома високоенергетичними джерелами, проблеми оптимізації режимів і керування процесом значно ускладнюється.

В зв'язку з цим одним із найбільш ефективних засобів для вивчення технологічного процесу та оптимізації його параметрів є математичне моделювання.

Для поліпшення якості поверхневого шару металевих деталей та підвищення продуктивності процесу комбінованого термодформаційного зміщення та оздоблювання запропоновано використати спосіб [97-100] для комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки.

Розрахункова математична модель, з використанням експериментальних граничних умов та встановлених параметрів, дозволяє зменшити кількість експериментальних досліджень поверхневого термодформаційного зміщення при дії лазерного та ультразвукового випромінювання. На основі функціональних залежностей, які описують стан термічного та деформаційного процесів, визначені обмеження вихідних параметрів стану ЛО та УЗО.

В основі комбінованої ЛО+УЗО лежать фізико-механічні процеси, які відбуваються у поверхневому шарі при взаємодії лазерного променя та ультразвукового інструменту з оброблюваною поверхнею.

Реалізуювши схеми (рис. 2.1), з визначеними параметрами, можна за рахунок термічного та деформаційного процесів надати поверхневому шару металевої поверхні необхідні якісні та експлуатаційні властивості (розміри зміщених зон,

структуру, твердість, фазовий склад, напружений стан, зносо- та корозійну стійкість та інш.).

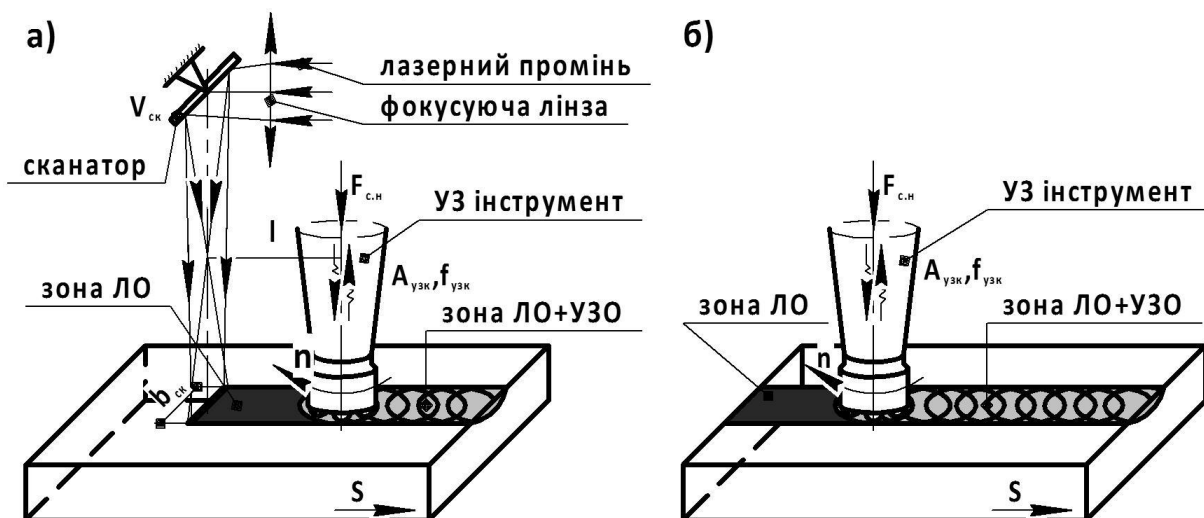


Рисунок 2.1 – Схеми комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки: а) суміщена схема ЛО+УЗО; б) роздільна схема ЛО+УЗО

Але для того, щоб отримати такий результат, а тим більш забезпечити його відтворюваність, треба встановити зв'язки між параметрами теплового та деформаційного станів, а також відповідними якісними та експлуатаційними характеристиками поверхневого шару матеріалу (рис. 2.2) [101].

До технологічних параметрів комбінованого лазерно-ультразвукового термореформаційного зміцнення та оздоблювання відносяться як керовані, так і некеровані параметри.

До групи некерованих параметрів відносяться параметри оброблюваного поверхневого шару та параметри профілю мікрорельєфу (шорсткість та хвилястість мікрорельєфу поверхні – ISO4287, 3D топографія поверхні – ISO25178).

До групи керованих параметрів відносяться технологічні режими лазерного променя: довжина хвилі випромінювання, форма та площа зони фокусування, характер розподілу інтенсивності випромінювання в зоні фокусування. В залежності від режиму опромінення: при безперервному – потужність, при імпульсному – енергія, тривалість, форма та частота імпульсу, при скануванні – ширина та швидкість сканування, а також технологічні режими ультразвукового інструменту

(третя група факторів): статичне навантаження УЗКС, частота та амплітуда ультразвукових (УЗ) коливань концентратора, розмір та форма зони інструменту, а також температура та хімічний склад середовища, час взаємодії, кінетика відносного руху, поверхнево-активні покриття, а також кількість робочих ходів (при УЗО) та коефіцієнт перекриття доріжок.

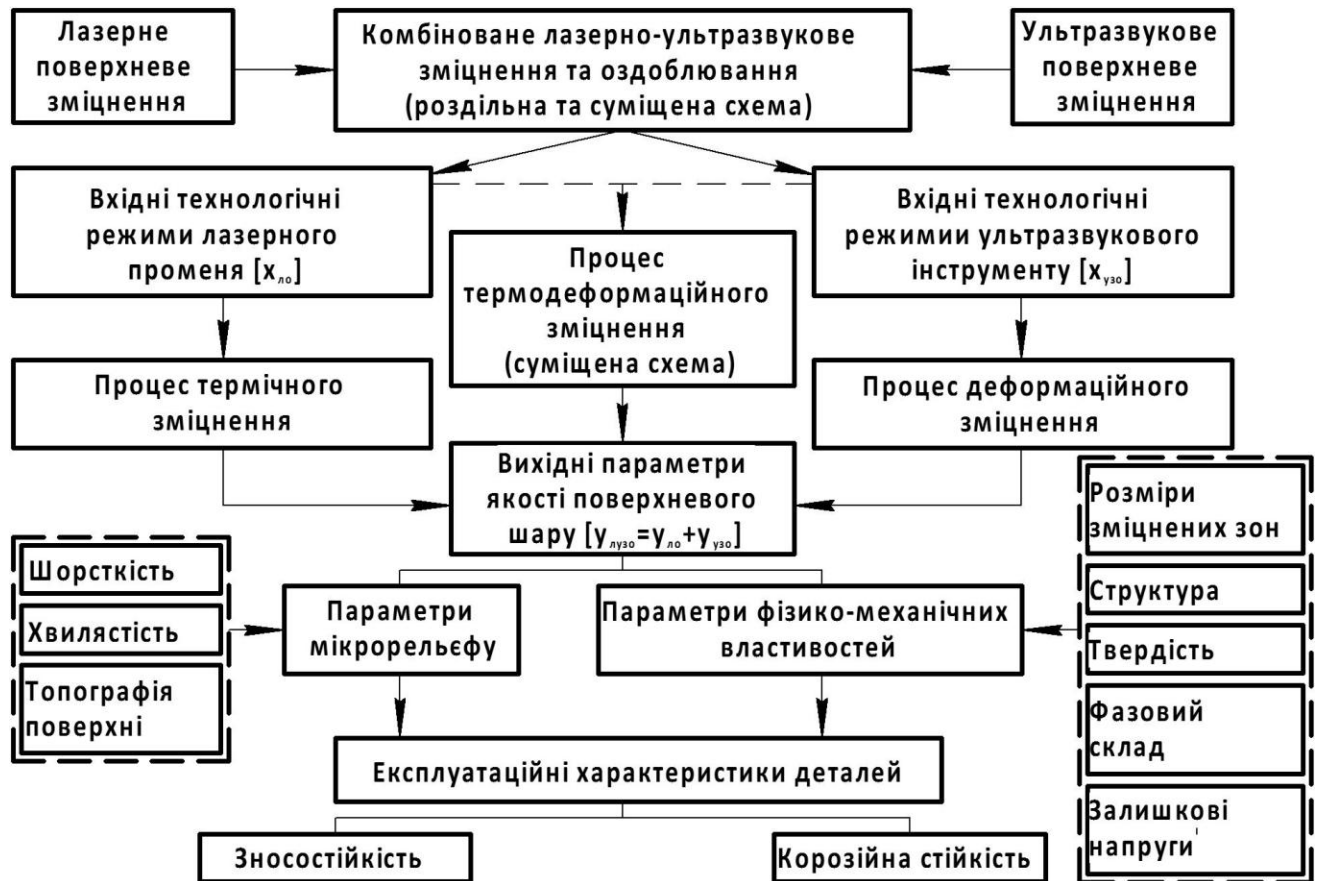


Рисунок 2.2 – Технологічна схема комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки

Слід зазначити, що всі наведені режими впливають на стан поверхневого шару, а тому необхідно враховувати при математичному моделюванні процеси комбінованої лазерної та ультразвукової зміцнювальної та оздоблювальної обробки. Однак у повному сенсі керуючими параметрами можуть бути тільки деякі з них, зокрема потужність або енергія випромінювання, площа та форма зони фокусування, розподіл інтенсивності випромінювання у зоні фокусування, статичне навантаження УЗКС, частота та амплітуда УЗ коливань, швидкість обробки.

Згідно теоретичних основ параметричної оптимізації проектування технологічних і автоматизованих систем [102], при встановлених обмеженнях на вихідні параметри стану процесу, прийняті рішення вибору границь зміни параметрів можна звести до послідовної схеми. Для цього необхідно встановити функціональні математичні залежності вихідних параметрів стану від керованих вхідних режимів процесу (табл. 2.1).

Таблиця 2.1 – Функціональні залежності та обмеження вихідних параметрів ЛО та УЗО

Вхідні режими	Функціональні залежності вихідних параметрів	Обмеження вихідних параметрів
Температура нагрівання [°C]	$T = \frac{W_{\text{лн}}(1-R)r_{\text{лн}}}{k} + T_{\text{н}}$ [103]	$T_{\text{ACЗ}} (T_{\text{ACм}}) < T_{\text{max}} < T_{\text{нл}}$
Густина потужності лазерного променя [Вт/см ²]	$W_{\text{лн}} = \frac{AP}{h_{\text{СК}} l_{\text{СК}}}$ [104]	$10^3 < W_{\text{лн}} < 10^4$
Швидкість ЛО [мм/хв]	$S = l / t$	$S_{\text{min}} < S < S_{\text{max}}$
Тривалість ЛО [с]	$t_{\text{л}} = l_{\text{СК}} / S$ [104]	$0.01 < t_{\text{л}} < 1.5$
Тривалість сканування [с]	$t_{\text{СК}} = h_{\text{СК}} / V_{\text{СК}}$	$t_{\text{min}} < t_{\text{СК}} < t_{\text{max}}$
Статичне навантаження УЗКС [Н]	$F_{\text{с}} = \sigma_T S$ [92]	$30 < F_{\text{сн}} < 100$
Амплітуда УЗ коливань [мкм]	$A_{\text{узк}} = 10\sigma_T h_{\text{з}} / G$ [92]	$10 < A_{\text{узк}} < 25$
Частота УЗ коливань [мкм]	УЗ генератором і конструкцією перетворювача [92]	$18 < f_{\text{узк}} < 22$
Швидкість УЗО [мм/хв]	$S = l / t$	$S_{\text{min}} < S < S_{\text{max}}$
Тривалість УЗО [с]	$t_{\text{уз}} = d_{\text{н}} / S$	$t_{\text{min}} < t_{\text{уз}} < t_{\text{max}}$

Такими функціональними залежностями для ЛО є максимальна температура нагрівання T_{max} , яка обмежується температурою плавлення $T_{\text{нл}}$ та температурою фазового перетворення T_{Al} оброблюваного матеріалу, а також густиною потужності $W_{\text{лн}}$ та тривалістю $t_{\text{л}}$ термічного впливу лазерного променя, яка залежить від швидкості переміщення деталі S . Швидкість ЛО та тривалість сканування обмежені максимальними та мінімальними значеннями. Для суміщеної схеми ЛО+УЗО тривалість термічного впливу ЛО дорівнює тривалості деформаційного впливу УЗО. А для деформаційної дії УЗО такими параметрами є

статичне навантаження УЗКС $F_{\text{сн}}$, амплітуда $A_{\text{узк}}$ та частота $f_{\text{узк}}$ УЗ коливань концентратора, що залежить від схеми УЗО. А також, швидкість переміщення зразка S та тривалість впливу УЗО $t_{\text{уз}}$, величини яких обмежені максимальними та мінімальними значеннями (талб. 2.1).

2.2. Лазерне термозміцнення за способом підтримання постійної температури

Вибір способу лазерного поверхневого зміцнення сталевих деталей є важливим для досягнення необхідної (рівномірної) глибини зміцнення, уникаючи оплавлення поверхні. При використанні безперервного випромінювання може бути використано два способи лазерного термозміцнення металевих деталей, зокрема спосіб підтримання постійної потужності лазера або постійної температури нагрівання в зоні дії лазерного променя (рис. 2.3).

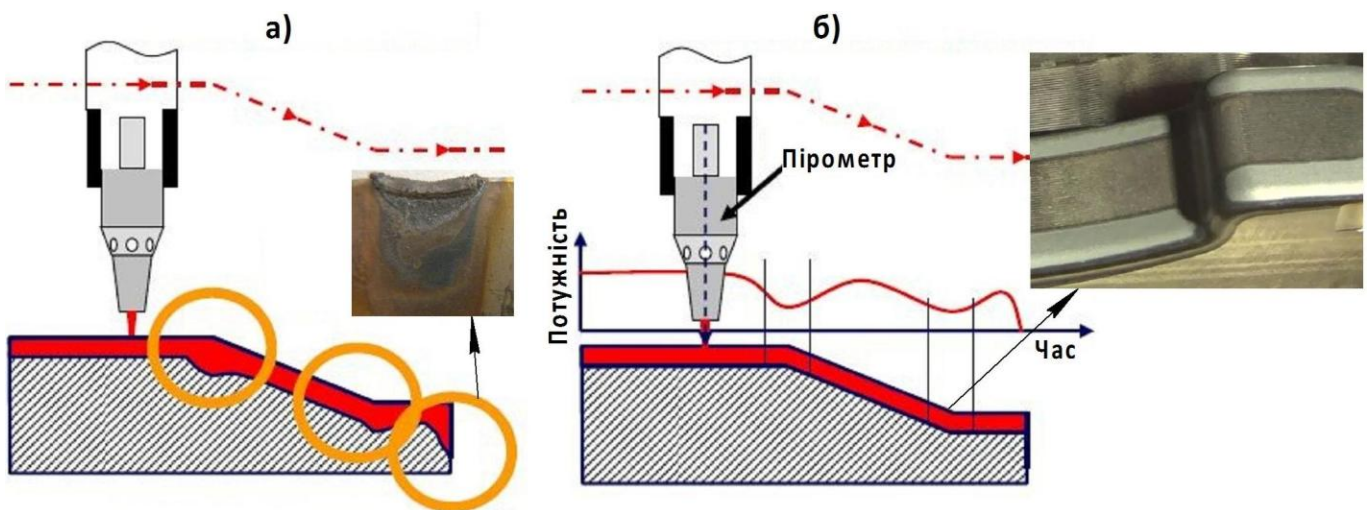


Рисунок 2.3 – Лазерне термозміцнення металевих деталей:

а) за способом підтримання постійної потужності лазера; б) за способом постійної температури в зоні дії лазерного променя

На відміну від способу підтримання постійної потужності лазера спосіб підтримання постійної температури нагрівання в зоні дії лазерного променя дозволяє уникнути небажаного перегріву або оплавлення зон поверхні (при зміні товщини та нахилу, а також при переміщенні лазерного променя до краю заготовки)

за рахунок автоматизованої системи вимірювання та контролю температури нагрівання в зоні обробки, що дозволяє зменшити потужність лазера.

У процесі вимірювання температури в зоні дії лазерного променя на оброблюваній поверхні деталі пірометром відбувається перетворення значень виміряного лазерного випромінювання до значень реальної температури на оброблюваній поверхні, які порівнюються з опорним вхідним значенням температури. Потім через пропорційно-інтегральний (ПІ) контролер, за допомогою спеціального програмного забезпечення (ПЗ) в середовищі Visual Studio (C#) (див. дод. А) і спеціальної плати збору та обробки даних, яка у відсотковому відношенні, передає сигнали для необхідної потужності лазера. З урахуванням сигналу температура в зоні дії лазерного променя підтримується за рахунок зміни потужності лазера (рис. 2.4).

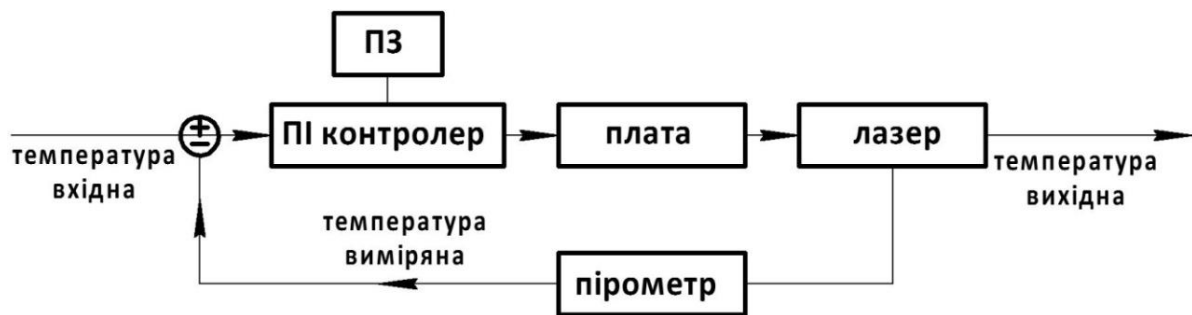


Рисунок 2.4 – Блок-схема контролю температури нагрівання

Використання ПІ контролера дозволяє регулювати необхідну задану температуру T_z в зоні дії лазерного променя на оброблюваній поверхні деталі [105]. Позначивши через $x(t)$ розташування гарячої зони на поверхні деталі в момент часу t , запишемо:

$$T_g(t) = T(x(t), t), \quad (2.1)$$

Тоді різницю між виміряною (дійсною) температурою нагрівання T_g в зоні дії лазерного променя і заданою (вхідною) температурою T_z визначаємо:

$$e(t) = T_z - T_g(x(t), t), \quad (2.2)$$

В даному способі параметром керування є потужність лазера. Час обмеження представляється у вигляді $0 = t_0 < t_1 < \dots < t_N = t_e$, а алгоритм вихідного сигналу

для ПІ контролю потужності лазера можна представити наступним чином (для $i = 0$ до $N - 1$):

$$e(t_i) = T_s - T_e(x(t_i), t_i), \quad (2.3)$$

$$P(t_{i+1}) = k_p e(t_i) + k_i \int_{t_0}^{t_1} e(t) dt, \quad (2.4)$$

де P – потужність лазера, k_p – коефіцієнт пропорційності, k_i – константа інтегрування, $e(t)$ – сигнал неузгодженості (різниця між сигналом зворотного зв'язку і заданим).

Визначення оптимальних значень констант k_p , та k_i здійснюється на основі крокового відгуку системи, а інтегрування в рівнянні (2.4) повинні бути замінені відповідними дискретними аналогами при з'єднанні цього алгоритму з чисельною апроксимацією рівнянь стану. Візуалізацію контролю температури нагрівання в зоні дії лазерного променя ($T = 1270^\circ\text{C}$) на поверхні зразка із сталі X12МФ та зміна потужності лазера при швидкості обробки 90 мм/хв показано на рис. 2.5 а.

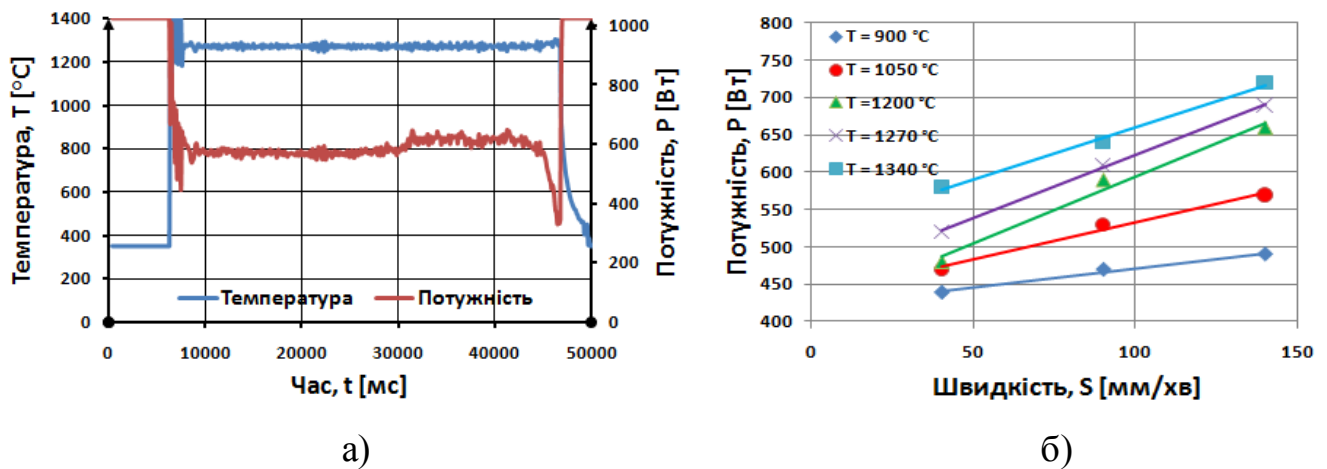


Рисунок 2.5 – ПІ контроль температури нагрівання:

- а) візуалізація температури нагрівання і потужності лазера в реальному часі;
- б) взаємозв'язок температури нагрівання сталі X12МФ із потужністю лазера та швидкістю переміщення зразка

Експериментально отримані величини потужності лазера лінійно залежать від заданої температури нагрівання в зоні дії лазерного променя та швидкості переміщення зразка за способом підтримання постійної температури нагрівання, що

дозволяє швидше встановити оптимальні режими при використанні ЛО за способом підтримання постійної потужності лазера (рис. 2.5 б).

Таким чином, використана схема процесу лазерного термозміцнення за алгоритмом контролю температури нагрівання в зоні дії лазерного променя дозволяє підтримати постійну температуру нагрівання, отримати рівномірну глибину зміцнення, уникнути небажаного перегріву і оплавлення складних за конструкцією поверхонь та їх вихідних частин, змінюючи потужність лазера.

2.3. Термокінетична модель структурно-фазових перетворень сталей

Лазерне термозміцнення сталей безперервним випромінюванням, при відносному переміщенні лазерного променя та оброблюваної поверхні, відбувається за рахунок структурно-фазових перетворень протягом швидкого нагрівання та охолодження поверхневого шару матеріалу (рис. 2.6 а). При швидкому та локальному нагріванні тонкого металевого шару сталей до температури вище температури A_{C3} (A_{Cm}), або нижче температури плавлення, відбуваються фазові та структурні переходи, зокрема при нагріванні утворення аустеніту, тобто відбувається перетворення $\alpha + FeC$ фази на $\gamma + Fe$ фазу, а при охолодженні – перетворення аустеніту в мартенсит за рахунок відведення тепла об'ємом матеріалу [17].

Крім того, для вирівнювання хімічного складу зерен аустеніту (формування гомогенного аустеніту) необхідно забезпечити деяку витримку вище критичної точки A_{C3} (рис. 2.6 б). Загартування при більш високих швидкостях охолодження не допускає зворотного перетворення та виділення вуглецю, тому що температура нагрітої поверхні нижче температури початку мартенситного перетворення M_n . Замість змішаного фазового складу, формується дуже тверда метастабільна мартенситна структура. Нижче температури M_n , аустеніт повністю перетворюється в мартенсит [107].

Діаграма стану залізо-вуглець забезпечує фундамент для розробки термокінетичного циклу при ЛО, де показано декілька важливих критичних

температур (A_{C1} , A_{C3} , A_{Cm}) та розчинність вуглецю в різних фазах по відношенню до рівноважної температури. Висока розчинність вуглецю в $\gamma+Fe$ фазі може бути використана для досягнення бажаних властивостей поверхневого шару матеріалу.

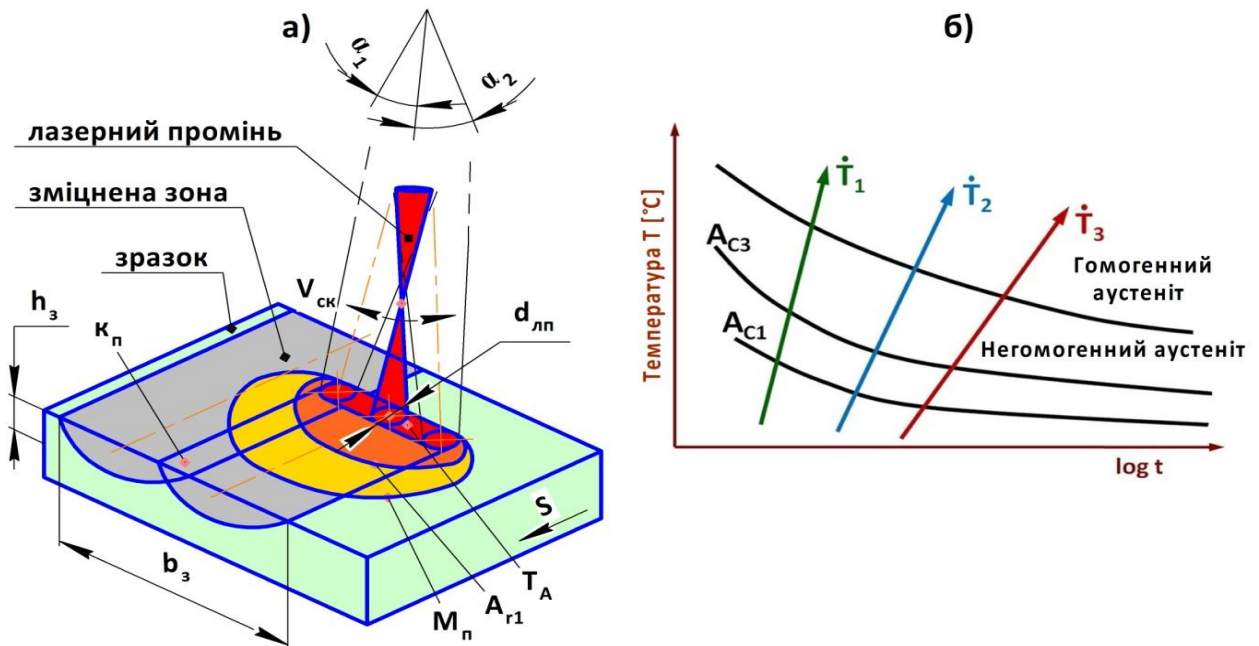


Рисунок 2.6 – Моделювання лазерного термозміцнення:

- а) розрахункова схема структурно-фазових перетворень лазерним променем;
- б) діаграма ізотермічного утворення аустеніту

Однак, відомо [15], що структурно-фазові перетворення в умовах швидкісного нагрівання (охолодження) розпочинаються та закінчуються вище (нижче) рівноважних температур, які описують діаграми стану. Теоретична (рівноважна) температура поліморфного перетворення (критичної точки), для будь-яких кінцевих швидкостей нагрівання (охолодження), розтягується в інтервал температур, величина якого росте зі збільшенням швидкості нагрівання (охолодження). Чим більша швидкість нагрівання (охолодження), тим більша різниця між температурами перетворення та рівноважними (рис. 2.6 б).

При однакових величинах швидкостей нагрівання (охолодження) ступінь перегріву завжди є нижчим, ніж ступінь переохолодження. Відомо [15], що швидкість охолодження (рис. 2.7 б) повинна бути рівною або перевищувати критичну швидкість охолодження при зміцненні доєвтектичних і заєвтектичних

сталей (нагріванні вище критичних точок A_{C3} і A_{Cm}). Однак, при термічному зміцненні металів і сплавів лазерним випромінюванням швидкість відводу тепла (швидкість охолодження) є набагато більшою критичної швидкості зміцнення за рахунок локального впливу та високої теплопровідності металів і сплавів. Таким чином, при лазерному термічному зміцненні відбувається автозагартування без примусового охолодження нагрітих об'ємів поверхневого шару матеріалу [14,15,17].

Крім того, зміцнена зона поверхневого шару прогриваються по глибині до різних температур в результаті чого зона лазерного впливу має пошарову будову з різною мікротвердістю (рис. 2.7 в) [15,17].

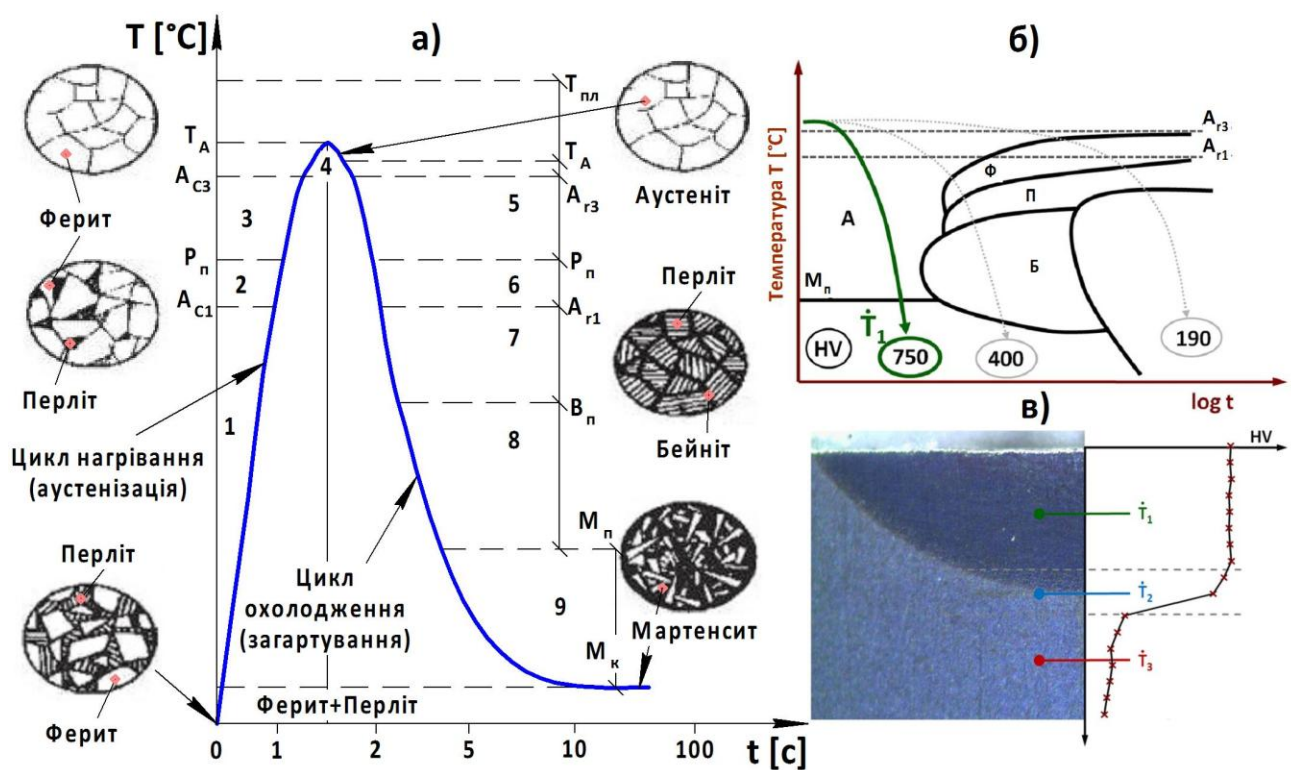


Рисунок 2.7 – Лазерне термозміцнення доєвтектоїдних сталей:

а) термодінамічні структурно-фазові перетворення; б) діаграма ізотермічного розпаду аустеніту; в) розподіл мікротвердості по глибині поверхневого шару

Таким чином, термодінамічний процес ЛО складається з циклів нагрівання (аустенізація) та охолодження (загартування), а кінцеві фізико-механічні властивості обробленої поверхні зв'язані із термодінамічними структурно-фазовими перетвореннями, які відбуваються в тонкому поверхневому шарі

матеріалу (рис. 2.7 а) [17,104]. А структурно-фазові перетворення є функцією температури, часу і теплофізичних властивостей оброблюваної поверхні.

Структурно-фазові перетворення відбуваються в декількох критичних точках перетворення при нагріванні (A_{C1} , P_n , A_{C3}/A_{Cm}) та охолодженні (A_{r3} , A_{r1} , B_n , M_n , M_k) сталей, що відіграють важливу роль при створенні інших змішаних фаз. А кінцеві фізико-механічні властивості поверхневого шару термічно оброблених деталей виключно залежить від суми дрібних значень фаз та їх твердості, а також теплофізичних властивостей оброблюваного матеріалу.

Для прогнозування діапазону температури повної аустенізації ($T > A_{C3}$) та перетворення аустеніту в мартенсит, при розрахунках критичних точок температури структурно-фазових перетворень з різними складовими легуючих елементів сталей, використано експериментальні моделі [17,104]:

$$\begin{aligned} A_{C1} = & 723 - 7.08Mn - 37.7Si - 18.1Cr + 44.2Mo + 8.95Ni + 50.1V \\ & + 21.7Al + 3.18W + 297S - 830N - 11.5CSi - 14MnSi - 3.10SiCr \\ & - 57.9CMo - 15.5MnMo - 5.28CNI - 6MnNi + 6.77SiNi - 0.8CrNi, \\ & - 27.4CV + 30.8MoV - 0.84Cr^2 - 3.46Mo^2 - 0.46Ni^2 - 28V^2 \end{aligned} \quad (2.5)$$

$$\begin{aligned} A_{C3} = & 910 - 370C - 27.4Mn - 27.3Si - 6.35Cr - 32.7Ni + 95.2V \\ & + 190Ti + 72Al + 64.5Nb + 5.57W + 332S + 276P + 485N - 900B \\ & + 16.2CMn + 32.3CSi + 15.4CCr + 48CNI + 4.32SiCr - 17.3SiMo, \\ & - 18.6SiNi + 4.8MnNi + 40.5MoV + 174C^2 + 2.46Mn^2 + 6.86Si^2 \\ & + 0.322Cr^2 + 9.9Mo^2 + 1.24Ni^2 - 60.2V^2 \end{aligned} \quad (2.6)$$

$$\begin{aligned} A_{Cm} = & 244.4 + 992.4C - 465.1C^2 + 46.7Cr + 19CCr - 6.1Cr^2 + 7.6Mn \\ & + 10Mo - 6.8CrMo - 6.9Ni + 3.7CrNi - 2.7CrNi + 0.8Ni^2 + 16.7SiMn \end{aligned} \quad (2.7)$$

$$P_n = A_{C1} - 10.7Mn + 29Si + 16.9Cr, \quad (2.8)$$

$$B_n = P_n - 58C - 35Mn - 15Ni - 34Cr - 41Cr, \quad (2.9)$$

$$A_{r1} = P_n - 305.4C - 118.2Mn, \quad (2.10)$$

$$A_{r3} = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0.35(h - 8), \quad (2.11)$$

$$M_n = 561 + 474C - 33Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 7.5Mo + 10Co - 705Si, \quad (2.12)$$

$$M_k = M_n - 215, \quad (2.13)$$

де A_{C1} , A_{C3} , A_{r1} , A_{r3} , P_n , B_n , M_n , M_k – критичні точки температур структурно-фазових перетворень сталей [°C], C , Mn , Cr , Si , Mo , Cu , Ni , V , W ,... – хімічний склад матеріалу [%], h – товщина зразка [мм].

Розраховані критичні точки температур структурно-фазових перетворень, зокрема для сталі 45 ($A_{C1} = 712^\circ\text{C}$, $A_{C3} = 784^\circ\text{C}$, $A_{r1} = 603^\circ\text{C}$, $A_{r3} = 710^\circ\text{C}$, $P_n = 693^\circ\text{C}$, $B_n = 546^\circ\text{C}$, $M_n = 358^\circ\text{C}$, $M_k = 243^\circ\text{C}$) за формулами (2.5-2.13) дозволяють визначити діапазон температури повної аустенізації та утворення мартенситу (рис. 2.8) лазерним променем.

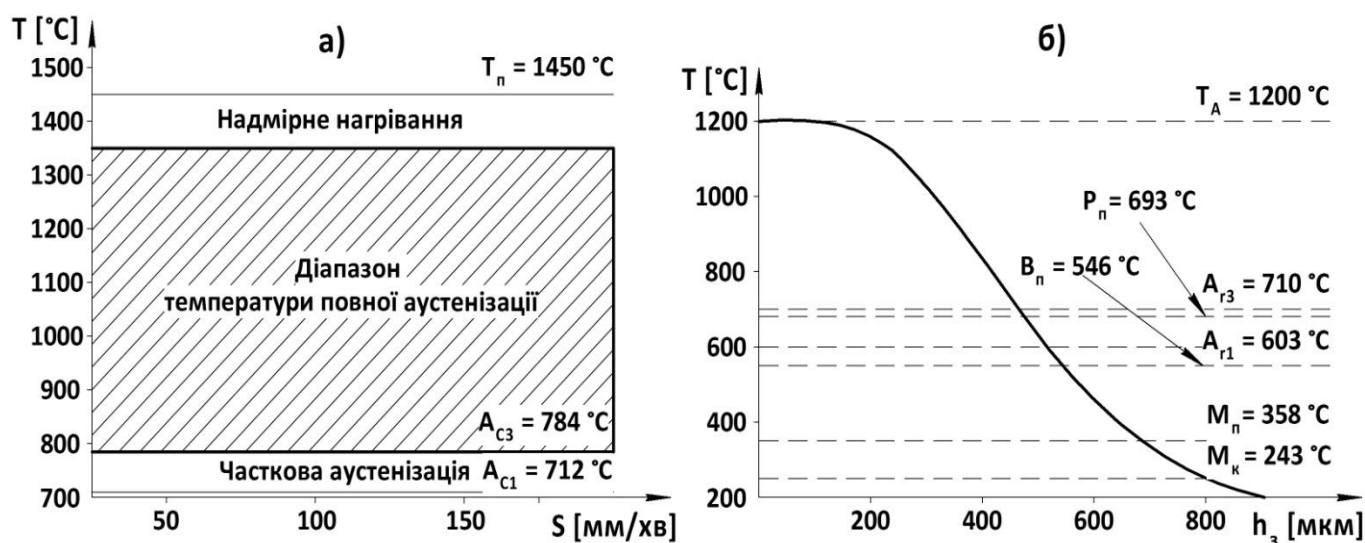


Рисунок 2.8 – Температурний діапазон зміни критичних точок сталі 45:

а) утворення аустеніту; б) утворення мартенситу по глибині зразка

Внаслідок різниці температур перетворення ($A_{C1} \rightarrow A_{C3} / A_{Cm}$) при обробці сталей відбувається як повна, так і часткова аустенізація по глибині термообробленого зразка, зокрема повна аустенізація спостерігається у верхній частині зміщеної зони, а часткова аустенізація – нижній частині зміщеної зони. Надмірне нагрівання сталі 45 відбувається вище температури 1350°C .

А прогнозування мікротвердості зміщеного шару лазерним променем оцінювали згідно правила адитивності змішування часток фаз та їх мікротвердості [104]:

$$HV = X_M HV_M + X_B HV_B + X_{F+P} HV_{F+P}, \quad (2.14)$$

де X_M , X_B , X_{F+P} – об'ємні частки мартенситу, бейніту та суміші фериту і перліту [%], відповідно, HV_M , HV_B , HV_{F+P} – мікротвердість мартенситу, бейніту та суміші фериту і перліту [кг·с/мм²].

Розрахунок об'ємних часток складових структури (фериту, перліту, бейніту та мартенситу) проводили згідно нище приведених залежностей:

$$X_F = \exp(1 + 6.31C + 1.78Mn + 0.31Si + 1.12Ni + 2.70Cr + 4.06Mo), \quad (2.15)$$

$$X_P = \exp(-4.25 + 4.12C + 4.36Mn + 0.44Si + 1.71Ni + 3.33Cr + 5.19\sqrt{Mo}), \quad (2.16)$$

$$X_B = \exp(-10.23 + 10.18C + 0.85Mn + 0.55Ni + 0.90Cr + 0.36Mo), \quad (2.17)$$

$$X_M = 1 - X_A \exp(-0.011(M_n - T)), \text{ якщо } M_n > T > M_k, \quad (2.18)$$

де X_A – об'ємна частка аустеніту [%], M_n , та M_k – температура початку та кінця мартенситного перетворення [°C], T – миттєва температура [°C].

Слід відзначити, що повне перетворення мартенситу може бути досягнуто, коли температура циклу охолодження швидко досягає температури M_k .

А для обчислення мікротвердості мартенситу HV_M , бейніту HV_B та суміші ферит+перліт HV_{F+P} використовували рівняння:

$$HV_M = 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21(\log T_t), \quad (2.19)$$

$$HV_B = -123 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo)\log T_t, \quad (2.20)$$

$$HV_{F+P} = -223C - 53Si - 30Mn - 12.6Ni - 7Cr - 19Mo + (10 - 19Si + 4Ni - 8Cr + 130V)\log T_t, \quad (2.21)$$

де $\log(T_t)$ – критичний час охолодження (з T_A до M_n температур), який розраховується як функція вуглецевого еквіваленту:

$$\log(T_t) = 10.6C_E - 4.8, \quad (2.22)$$

де

$$C_E = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr}{8} + \frac{Ni}{12} + \frac{Si}{24} + \frac{Cu}{15}.$$

Згідно вище приведених формул (2.14-2.22), розрахована теоретична величина мікротвердості (7.0 ГПа) приповерхневого шару сталі 45 (табл. 2.2) добре корелює з результатами експериментальних досліджень мікротвердості поверхневого шару на глибині приблизно 50 мкм ($H_{\mu 0.3} = 6.45 \dots 7.8$ ГПа) від поверхні зразка.

Таблиця 2.2 – Розраховані об'ємні частки складових структури та мікротвердість приповерхневого шару сталі 45

Об'ємна частка [%]			Мікротвердість [кг·с/мм ²]			Розрахункова мікротвердість [кг·с/мм ²]	Експеримент. мікротвердість [кг·с/мм ²]
ферит+перліг	бейніг	мартенсит	ферит+перліг	бейніг	мартенсит		
0.01	0.01	0.92	280	532	720	700	710

Для збільшення площі оброблюваної поверхні лазерним променем застосовують обробку з мінімальним коефіцієнтом перекриття лазерних доріжок, що включає повторювані цикли нагрівання та охолодження, які в свою чергу призводять до підвищення шансів отримання змішаних фаз відпущеного мартенситу [17].

При використанні безперервного лазерного сканування, нормальний цикл охолодження залежить від послідовних циклів нагрівання, який в свою чергу впливає на фазові перетворення. Такі ефекти включають зміцнення мартенситу, який утворений при попередньому лазерному скануванні внаслідок наступного лазерного сканування.

Величину мікротвердості в зоні відпущеного матеріалу внаслідок перекриття лазерних доріжок оцінювали згідно кінетичної моделі відпуску при розрахунках різних фазових часток [17, 108-110]:

$$HV = X_M HV_M + X_{TM} HV_{TM}, \quad (2.23)$$

де X_M , X_{TM} – об'ємні частки мартенситу та відпущеного мартенситу [%], HV_M , HV_{TM} – мікротвердість мартенситу та відпущеного мартенситу [кг·с/мм²].

Об'ємну частку відпущеного мартенситу, що перетворюється протягом відпуску, розраховували з використанням рівняння [17,109]:

$$X_{TM} = 1 - \exp(-\beta^n), \quad (2.24)$$

$$\beta = k_0 t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right),$$

де β і n – характер перетворення і постійна реакції ($n = 0.109$), Q – енергія активації відпущеного мартенситу, R – універсальна газова постійна ($R = 8.314$ Дж/моль·К), T – миттєва температура [°C], k_0 – константа матеріалу ($k_0 = 51.111 \cdot 10^8$ с⁻¹).

Енергію активації розраховували за формулою [104]:

$$Q = \frac{nRT^2}{\Delta T}, \quad (2.25)$$

де ΔT – температура переохолодження [$^{\circ}\text{C}$].

В зоні відпущеного матеріалу можуть бути присутні карбіди, ферит, цементит, мартенсит, а також залишковий аустеніт, який не було враховано при розрахунках внаслідок малої об'ємної частки.

Мікротвердість відпущеного мартенситу розраховували за формулою [17]:

$$HV_{tm} = X_{\varepsilon}HV_{\varepsilon} + X_FHV_F + X_{Fe_3C}HV_{Fe_3C}, \quad (2.26)$$

де X_{ε} , X_F , X_{Fe_3C} – об'ємні частки карбідів, фериту та цементиту [%], відповідно, HV_{ε} , HV_F , HV_{Fe_3C} – мікротвердість карбідів, фериту та цементиту в зоні відпущеного матеріалу [$\text{кг}\cdot\text{с}/\text{мм}^2$].

Відомо[17], що зона відпущеної мікроструктури утворюється всередині двох перекритих лазерних доріжок при температурі нагрівання в діапазоні 100...727 $^{\circ}\text{C}$. Зокрема, при температурі відпуску 100...200 $^{\circ}\text{C}$ відбувається розчинення карбіду (Fe_2C) в межах мартенситу, який все ще пересичений вуглецем.

Передбачали, що при температурі відпуску менше 250 $^{\circ}\text{C}$ мартенсит може розкластися на карбіди та ферит:

$$C_{mat} = X_{TM}C_M + [X_{\varepsilon}C_{\varepsilon} + X_FC_F], \quad (2.27)$$

$$X_{\varepsilon} = X_M \frac{C_M - C_F}{C_{\varepsilon} - C_F}, \quad X_F = X_M - X_{\varepsilon}, \quad (2.28)$$

де C – вміст вуглецю у фазі [%].

Зокрема, для сталі 45 $C_{mat} = C_M = 0.45$. А вміст вуглецю карбіду (X_{ε}) є 8.55% для $Fe_{2.3}C$, 8.22% для $Fe_{2.4}C$ та 7.92% для $Fe_{2.5}C$. Максимальна розчинність вуглецю у фериті (C_F) 0.008% при температурі менше 400 $^{\circ}\text{C}$ і 0.022% при 727 $^{\circ}\text{C}$ (температура евтектоїдного перетворення), яка змінюється лінійно між цими температурами.

Однак, розчинення мартенситу на ферит та цементит відбувається при температурах відпуску (200...350 $^{\circ}\text{C}$), а цементиту (Fe_3C) в межах мартенситу – при

температурах відпуску (200...350 °С), що спричинює більше виділення карбідів в межах мартенситу:

$$X_{Fe_3C} = X_M \frac{C_M - C_F}{C_{Fe_3C} - C_F}, \quad (2.29)$$

$$X_F = X_M - X_{Fe_3C}, \quad (2.30)$$

де C_{Fe_3C} – об'ємна частка вуглецю у цементиті (Fe_3C) складає 6.7 %.

Крім того, при температурі відпуску вище 700 °С, залишковий аустеніт дестабілізується внаслідок виділення карбідів, що спричинить часткове або повне перетворення аустеніту в мартенсит.

Отже, процес відпуску матеріалу може утворювати неоднорідну мікротвердість в зоні перекриття лазерних доріжок по глибини поверхневого шару, що значною мірою залежить від дифузії вуглецю на різних рівнях енергії активації та швидкості охолодження. Крім того, атом вуглецю дифузує у вуглецевих і легованих сталях краще, ніж з іншими легуючими елементами за рахунок більш низької енергії активації дифузії вуглецю. Оскільки ЛО є температурно-часовим процесом, для отримання рівномірної і необхідної мікротвердості поверхневого шару по глибині слід здійснювати ЛО з підтриманням постійної температури нагрівання.

Розрахунки згідно формул (2.23-2.30) показують, що мікротвердість в зоні відпущеної мікроструктури поверхневого шару сталі 45 складає 5.31 ГПа.

2.3. Термофізична модель лазерного термозміцнення

При лазерній поверхневій термообробці для отримання рівномірної глибини загартованої зони і бездефектної поверхні необхідне однорідне джерело тепла. Проте реальний лазерний пучок, як одномодовий так і багатомодовий такого рівномірного нагріву забезпечити не може. Для цього використовуються системи сканування лазерного променя. В цьому випадку в тепловій задачі про загартування необхідно враховувати не тільки просторову, а й часову структуру теплового джерела. Сутність процесу лазерного термозміцнення полягає в тому, що поверхню зразка опромінюють лазерним променем прямокутної форми з високою енергією

при відносному переміщенні зразка (S) уздовж напрямку сканування (вісь x) для отримання локального нагрівання до температури аустенізації тонкого поверхневого шару металу (рис. 2.9).

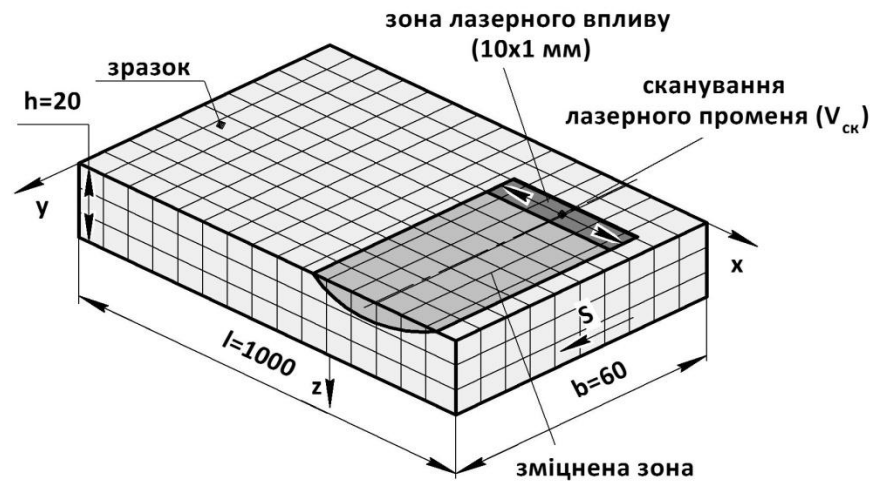


Рисунок 2.9 – Розрахункова схема розподілу температури

Сканування лазерного променя ($V_{ск}$) з високою густиною потужності утворює постійний тепловий потік ($W_{лн}$), який збільшує розподіл температури в поперечному перерізі (вісь z) зразка. У міру віддалення від місця дії теплового джерела нагрітий метал швидко остигає до температури M_n внаслідок загартування об'ємної маси матеріалу. При температурі M_n , аустенітна фаза швидко перетворюється в мартенситну структуру.

В якості моделі використовували тривимірне нелінійне нестационарне рівняння теплопровідності для передбачення розподілу температури по глибині $T(x,y,z,t)$ в однорідному та ізотропному матеріалі, що має форму прямокутного паралелепіпеда, в прямокутній системі координат (x, y, z) описується [15,104,106]:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (2.31)$$

$$x \in [0, l], y \in [0, b], z \in [0, h]$$

де T – температура поверхні матеріалу зразка в точці з координатами (x, y, z) в момент часу $t \in [0, T_k]$, ρ – густина матеріалу зразка $[\text{кг/м}^3]$, $c(T)$ – коефіцієнт теплоємності матеріалу зразка $[\text{Дж/кг}^\circ\text{C}]$, $\lambda(T)$ – коефіцієнт теплопровідності матеріалу зразка $[\text{Вт/м}^\circ\text{C}]$, l, b, h – довжина, ширина та висота зразка $[\text{см}]$.

У рівнянні (2.31) ліва частина описує вихідний стан, а права сторона описує умови дифузії у тривимірній системі. При термічній лазерній обробці розподіл температури всередині зразка по x , y , z напрямках є неоднорідним, а теплова енергія всередині зразка утворюється за рахунок поглинання лазерного випромінювання і подальшої теплопровідності об'ємом маси матеріалу. Отже, не відбувається накопичення теплової енергії всередині зразка. Внаслідок цього, у виразі основного рівняння (2.31) не входить джерело енергії.

При чисельному моделюванні розподілу температури термозміщеного зразка визначалося за формулою 2.31 з наступними граничними умовами. У момент часу, коли $t = 0$ початкова температура зразка дорівнює температурі зовнішнього середовища $T_s^0 = 20$ °C, а початковий стан зразка описується [15,104]:

$$T(x, y, z, 0) = T_s^0, \quad (2.32)$$

А крайова умова на поверхні обробки в зоні дії лазерного випромінювання [15]:

$$\lambda \frac{\partial T(x, y, 0, t)}{\partial z} + W_{\text{лн}}(x, y, t) = 0, \quad (2.33)$$

де права частина рівняння 2.33 представляє потік тепла ($W_{\text{лн}}$), який перпендикулярний напрямку сканування лазерного променя [Вт/м²].

На верхній поверхні оброблюваного зразка ($x, y, 0$) частина енергії, яка отримана від лазерного випромінювання поглинається і передається в середину зразку теплопровідністю.

У цій моделі, граничні умови лазерного променя розглядали у вигляді прямокутної форми зони дії (1х0.1 см), який рухається з постійною швидкістю сканування $V_{\text{ск}}$ [мм/с] на оброблюваній поверхні уздовж вісі x зразка, а також уздовж вісі y зразка зі швидкістю переміщення оброблюваної поверхні S [мм/хв] та володіє рівномірним розподілом густини потужності випромінювання $W_{\text{лн}}$ [104]:

$$W_{\text{лн}} = AP / h_{\text{ск}} l_{\text{ск}}, \quad (2.34)$$

де A – коефіцієнт поглинальної здатності поверхні, P – потужність лазера [Вт], $h_{\text{ск}}$ – ширина сканування лазерного променя (1 см) уздовж вісі x зразка, $l_{\text{ск}}$ – довжина сканування лазерного променя (0.1 см) уздовж вісі y зразка.

Розрахована густина потужності $W_{\text{лн}}$ знаходиться в діапазоні від $10^3 \dots 10^4$ Вт/см² при тривалості лазерного впливу $0.42 \dots 1.5$ с, що забезпечувало поверхнєве термічне зміцнення без оплавлення поверхні [12].

Крайова умова на поверхні зразка поза зоною дії лазерного променя моделює теплообмін з середовищем за законом Ньютона [15]:

$$\lambda \frac{\partial T(x, y, 0, t)}{\partial z} + \alpha(T_s^0 - T(x, y, 0, t)) = 0, \quad (2.35)$$

де α – коефіцієнт теплопровідності [м²/с].

А граничні умови теплообміну на інших гранях зразка описували рівняннями:

$$\begin{aligned} \lambda \frac{\partial T(x, y, L_z, t)}{\partial z} + \alpha[T(x, y, L_z, t) - T_s^0] &= 0, \\ \lambda \frac{\partial T(0, y, z, t)}{\partial z} + \alpha[T_s^0 - T(0, y, z, t)] &= 0, \\ \lambda \frac{\partial T(L_x, y, z, t)}{\partial z} + \alpha[T(L_x, y, z, t) - T_s^0] &= 0, \\ \lambda \frac{\partial T(x, 0, z, t)}{\partial z} + \alpha[T_s^0 - T(x, 0, z, t)] &= 0, \\ \lambda \frac{\partial T(x, L_y, z, t)}{\partial z} + \alpha[T(x, L_y, z, t) - T_s^0] &= 0. \end{aligned} \quad (2.36)$$

Для розрахунків, в якості оброблюваного матеріалу вибрали середньовуглецеву сталь 45, теплофізичні характеристики якої відповідають: $\rho = 7800$ кг/м³, $c = 473$ Дж/кг·°С, $\lambda = 50$ Вт/м·°С, $\alpha = 2.3 \cdot 10^{-5}$ м²/с, $T^0 = 20$ °С, $A = 0.8$. Розрахунки градієнтів (розподілу) температур як на поверхні, так і на глибині об'єму зразка здійснювали за допомогою прикладної програми «Розрахунок температурного поля» методом скінчених різниць. При температурі нагрівання сталі 45 (1200 °С) середня розрахована потужність лазера складала 680, 690, 730 Вт при швидкостях переміщення зразка 0.06, 0.15, 0.23 см/с, відповідно.

З наведених графіків розподілу температур у поперечному перерізі по глибині зразка (рис. 2.10) видно, що температури нагрівання зростає із збільшенням величин потужності лазера та швидкості обробки, а також в близькому діапазоні добре корелюється (похибка до 5%) із заданим її значенням (1200 °С). А підтримання постійної температури нагрівання в зоні дії лазерного променя (1200 °С для сталі 45)

можливе при певних величинах потужності лазера та швидкості переміщення зразка, зокрема при потужності лазера 690 Вт, а швидкість переміщення зразка повинна дорівнювати 0.15 см/с.

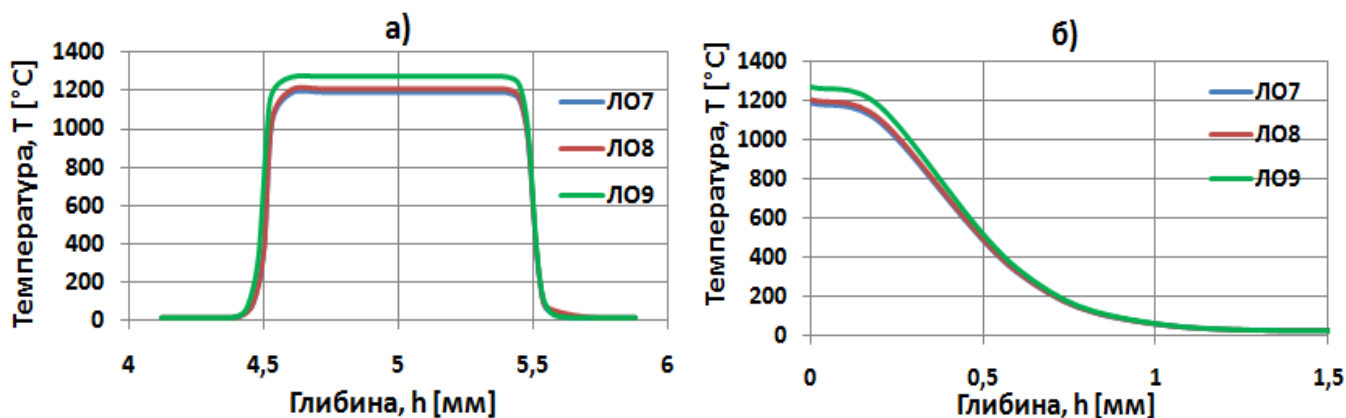


Рисунок 2.10 – Розподіл температури при ЛО сталі 45:

а) по глибині (ZOY) зразка; б) по глибині (ZOX) зразка

Запропонований процес вимірювання та контролю температури нагрівання в зоні дії лазерного променя є достатньо точним, а отримані величини потужності лазера при ЛО за способом підтримання постійної температури нагрівання дозволяють визначити необхідну кількість енергії лазерного променя для досягнення необхідної температури нагрівання.

Таким чином, розраховані критичні точки структурно-фазових перетворень, об'ємні частки складових структури і величини мікротвердості поверхневого шару згідно термодинамічної моделі, а також результати розподілу температури по глибині та поверхні зразка сталі 45 відповідно до термофізичної моделі, з використанням способу підтримання постійної температури нагрівання в зоні дії лазерного променя (рис. 2.11) та встановлених обмежень вихідних параметрів процесу нагрівання (табл. 2.1), дозволили значно зменшити витрати часу для визначення оптимальних режимів ЛО. Зокрема встановлення діапазону температури повної аустенізації та отримання рівномірної глибини зміцненого шару сталі 45 до 200...440 мкм із забезпеченням мікротвердості поверхневого шару ~ до 10 ГПа.



Рисунок 2.11 – Схема поверхневого лазерного термозміцнення сталевих деталей

Отримані теоретичні результати та результати експериментальних досліджень (див. нижче розд. 4) дають можливість рекомендувати процес поверхневого лазерного термозміцнення волоконним лазером та сканатором за способом підтримання постійної температури нагрівання для практичного використання в машино- та приладобудуванні (авіо, судно, гірничошахтне, енергетичне, сількогосподарське та інших галузях).

2.5. Динамічна модель поверхнево-пластичного деформування

Для ультразвукової обробки (рис. 2.12 а) швидкість загальної деформації оброблюваної поверхні задавалася з урахуванням наступного: взаємодія ультразвукового інструменту з обробленою поверхнею при багаторазовій ударній дії з використанням ультразвукових коливань, суттєво нелінійна. У випадку відсутності наконечника з бойками кінець концентратора коливається чітко по синусоїдальному закону. Якщо бійок(и) розміщується в спеціальному наконечнику на торці концентратора, то при великій потужності підведених ультразвукових коливань і малих масах бойка в порівнянні з масою концентратора, вони не чинять суттєвого впливу на гармонійність коливань концентратора. Тому можна вважати, що концентратор коливався майже вільно по гармонічному (синусоїдальному і косинусоїдальному) закону, а рухомий ударний інструмент (бойок) здійснює

періодичний рух з частотою 3 ± 0.5 кГц між оброблюваною поверхнею та торцем ультразвукового концентратора, який коливається періодично [111-113]. Крім того, в динамічній моделі статичне зусилля навантаження ультразвукової коливальної системи не враховувалося, тому що в експериментальних дослідженнях величина навантаження не перевищувала 50 Н.

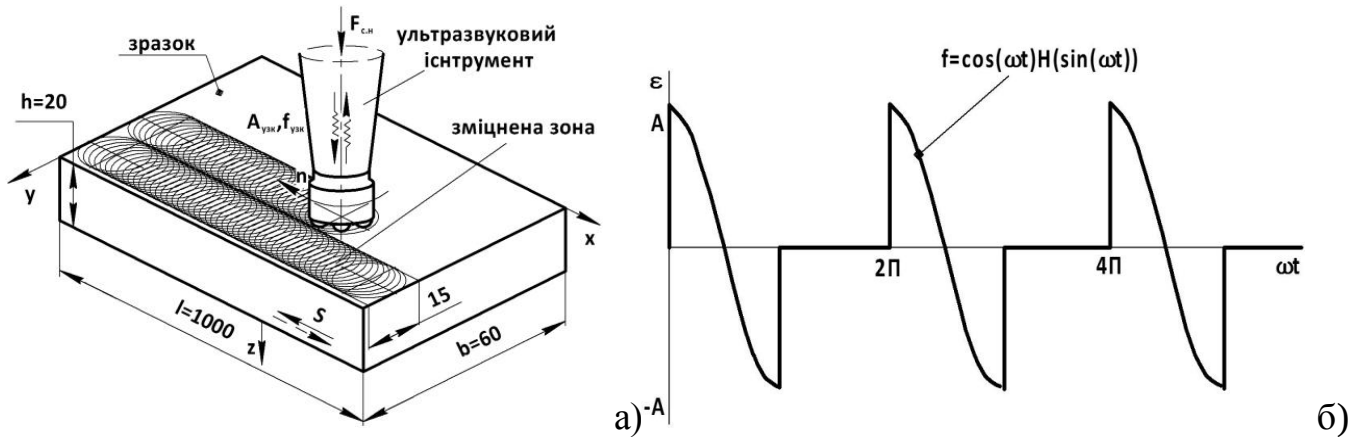


Рисунок 2.12 – Моделювання ультразвукового деформаційного зміцнення:

а) розрахункова схема УЗО; б) зміна швидкості деформації від часу УЗО

Враховуючи вище наведене, швидкість загальної деформації оброблюваної поверхні від часу при ультразвуковому ударному навантаженні (рис. 2.12 б) змінюється згідно закону [111]:

$$\dot{\varepsilon} = A \cos \omega t H(\sin \omega t), \quad (2.37)$$

де A – константа, яка визначається амплітудою ультразвукових коливань і товщиною зразка, $H(\sin \omega t)$ – функція Хевісайда, тобто розривна функція дійсної змінної значення якої рівне 0 для від'ємних значень аргументу та рівне 1 для додатних значень аргументу: $H(t) = [1, t \geq 0; 0, t < 0]$, ω – частота ультразвукових коливань, t – тривалість обробки.

При ультразвуковому навантаженні оброблювана поверхня деформується як пружно, так і пластично [114,115]:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_e + \dot{\varepsilon}_p, \quad (2.38)$$

де $\dot{\varepsilon}$ – швидкість загальної деформації згідно рівняння (2.37), $\dot{\varepsilon}_e$ – швидкість пружної деформації, $\dot{\varepsilon}_p$ – швидкість пластичної деформації.

Швидкість пружної деформації визначали у відповідності із законом Гука:

$$\dot{\varepsilon}_e = \frac{1}{E} \cdot \frac{d\sigma}{dt}, \quad (2.39)$$

де E – модуль пружності.

А швидкість пластичної деформації визначали за експоненціальною залежністю від напруження згідно термоактиваційної моделі пластичної деформації металів по механізму Пайєрлса, що враховує швидкість розмноження рухомих дислокацій при подвійному поперечному ковзанні і швидкість їх руху [115]:

$$\dot{\varepsilon}_p = \xi b \nu \frac{\rho_m}{M} \exp \left[-\frac{U - V(\sigma - \sigma_\rho)}{kT} \right], \quad (2.40)$$

де ξ – відстань, яку проходить дислокація при подоланні потенціального бар'єру (відстань між долинами Пайєрлса), b – вектор Бюргерса, ν – константа матеріалу, ρ_m – густина рухомих дислокацій, M – орієнтаційний фактор Тейлора, U – енергія активації руху дислокацій (висота бар'єру Пайєрлса), V – активаційний об'єм, $(\sigma - \sigma_\rho)$ – ефективне напруження, σ_ρ – внутрішнє напруження, яке обумовлене дислокаціями (опір рухомими дислокаціями, які спричинені дислокаціями лісу), k – постійна Больцмана, T – абсолютна температура.

Таким чином, при багаторазовому ультразвуковому навантаженні ультразвуковим концентратором, закономірності зміни напружень оброблюваної поверхні від часу при високочастотному ударному навантаженні використовували основне рівняння з урахуванням рівнянь (2.38-2.40) [115-117]:

$$A \cos \omega t H(\sin \omega t) = \frac{1}{E} \cdot \frac{d\sigma}{dt} + \xi b \nu \frac{\rho_m}{M} \exp \left[-\frac{U - V(\sigma - \sigma_\rho)}{kT} \right], \quad (2.41)$$

Крім того, у загальному вигляді другий доданок ($\dot{\varepsilon}_p$) правої частини рівняння (2.41), який враховує термічно-активовані скачки дислокацій, що протилежні до напрямку зовнішньої сили навантаження, виконується для швидкості пластичної деформації при достатньо низьких температурах.

Однак відомо [117], що при ультразвуковій ударній обробці мікронерівності поверхні бойка та оброблюваної поверхні, які контактують, можуть створювати

високі локальні напруження, що спричиняють утворення призматичних петель дислокацій та локального деформаційного нагрівання. У зв'язку з цим, в нашому випадку доцільно використовувати наступне рівняння:

$$\dot{\varepsilon}_p(\sigma) = \xi b v \frac{\rho_m}{M} \exp\left[-\frac{U}{kT}\right] \operatorname{sh}\left[\frac{V(\sigma - \sigma_p)}{kT}\right], \quad (2.42)$$

де $\xi b v \frac{\rho_m}{M} = \varepsilon_0$ – предекспоненціальний множник, а $\operatorname{sh}\left[V(\sigma - \sigma_p)/kT\right]$ враховує вплив ефективного напруження на ймовірність термічно-активованого зародження подвійних перегинів.

Основне рівняння моделі розв'язували з урахуванням зворотного внутрішнього далекодіючого напруження, що обумовлені дислокаціями лісу [115]:

$$\sigma_p = M \eta G b \sqrt{\rho_t}, \quad (2.43)$$

де M – орієнтаційний фактор Тейлора ($M = 2$), $\eta = 0.1 \dots 0.5$ – коефіцієнт пропорційності, G – модуль зсуву ($G = 84000$ МПа), b – вектор Бюргерса ($b = 0.25$ нм), ρ_t – загальна густина дислокацій ($\rho_t \sim 10^{10}$ см⁻²).

А також, густини дислокацій структури поверхневого шару [115]:

$$\rho = \beta \varepsilon_p, \quad (2.44)$$

$$\beta = 1/\alpha_1 b f d,$$

$$f = L/d,$$

де β – константа матеріалу і умов деформування, ε_p – істинна пластична деформація, α_1 – орієнтаційний фактор (~ 0.5), b – вектор Бюргерса, d – розмір зерна, L – середня довжина вільного перебігу дислокацій, $f = 0.15$.

Густина дислокацій в полікристалічних металах росте лінійно із збільшенням величин ступеню пластичної деформації ε_p , та істотно залежить від вихідного розміру зерна d .

Відомо [117], що швидкість накопичення дислокацій (зростання їх густини) буде залежати від кількості систем ковзання. При моделюванні пластичної деформації, розрахунки проводили для сталі 45 з об'ємно-центрованою кубічною

решіткою (24 системи ковзання), в яких при деформації поперечне ковзання дислокацій протікає легко без відчутного підвищення напруження опору ковзанню, а орієнтаційний фактор Тейлора дорівнював $M \approx 2$.

Для розв'язання основного рівняння моделі (2.41) використовували безрозмірні параметри при граничних умовах $\sigma = \sigma_0$, $t = 0$ (σ_0 – внутрішнє напруження в оброблюваному зразку у вихідному стані):

$$\sigma' = \frac{\sigma}{E}; \phi = \omega t; \alpha = \frac{VE}{kT}; \sigma'_0 = \frac{\sigma_0}{E}; \sigma'_\rho = \frac{\sigma_\rho}{E}, \quad (2.45)$$

Використовуючи числові методи розв'язання диференціальних рівнянь, згідно методу Рунге-Кутти 4-го порядку, за допомогою розробленої програми в середовищі TurboPascal 7.1 (див. дод. Б) [117], з урахуванням залежності (2.42), розв'язання основного рівняння (2.41) в нових змінних (2.45) було отримано в графічному вигляді (рис. 2.13).

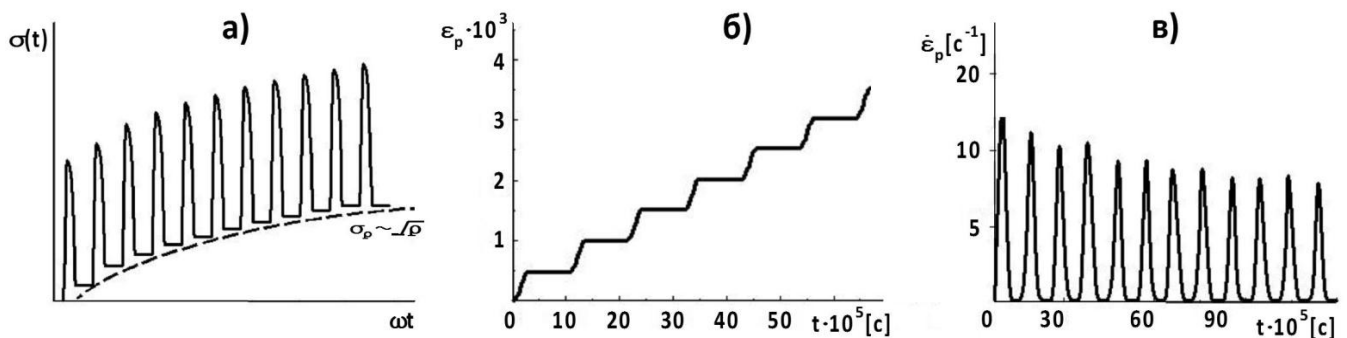


Рисунок 2.13 – Розрахункові залежності сталі 45:

а) накопичення напруження від часу УЗО; б) накопичення пластичної деформації від часу УЗО; в) зміна швидкості пластичної деформації від часу УЗО

Приведені розрахункові залежності напруження $\sigma(\omega t)$ (рис. 2.13 а), що виникають на оброблюваній поверхні при УЗО з урахуванням середнього рівня далеко діючих внутрішніх напружень, обумовлених дислокаціями лісу σ_ρ , а також розрахункові криві накопичення пластичної деформації від часу $\varepsilon_p(\omega t)$ при частоті навантаження 3 кГц (рис. 2.13 б) та швидкості пластичної деформації від часу $\dot{\varepsilon}_p(\omega t)$ (рис. 2.13 в) побудовані при вихідних параметрах сталі 45 ($\varepsilon_0 = 10^{-4}$, $E = 205$ ГПа, $V = 2 \cdot 10^{-25}$ м³, $T = 300$ К) у відповідності із залежностями (2.41-2.44).

Розрахункові залежності (рис. 2.13) показують, що зі збільшенням тривалості УЗО величина накопичення напруження та ступінь накопиченої пластичної деформації в поверхневому шарі зразка зростають, а швидкість пластичної деформації – зменшується.

Збільшення частоти навантаження приводить до зменшення накопичення залишкової деформації оброблюваної поверхні внаслідок збільшенні частоти ультразвукових коливань (частоти ударних імпульсів бойка) відбувається зменшення тривалості кожного удару бойка та відповідно зменшення часу дії визваних ними напружень (часу дії розмножування дислокацій). За відсутності зовнішнього напруження, яке задається ударним імпульсом бойка, в зразку діють лише зворотні далеко діючі напруження σ_p і відбувається деформація оброблюваної поверхні в зворотному напрямку під дією внутрішніх напружень.

Таким чином, при ультразвуковому деформаційному зміцненні відбувається суттєва перебудова атомної мікроструктури поверхневого шару (розмноження і рух дислокацій, утворення і міграція вакансій та міжвузельних атомів, а також взаємодія дислокацій з точковими дефектами і іншими бар'єрами на шляху їх руху). Внаслідок великої кількості процесів, моделювання руху дислокацій здійснювалося при термоактивованому подоланні бар'єрів з використанням усереднених виразів для швидкості дислокацій [115,116]. Згідно даного підходу, швидкість дислокацій є основним параметром, що визначає швидкість пластичної деформації (2.40,2.41) за експоненціальною залежністю від напруження та визначається енергією активації U та активаційним об'ємом V . Енергія активації відповідає висоті потенційного бар'єру, подоланого дислокаціями в процесі їх термічно активованого руху. А активаційний об'єм (похідна $V = dU/d\sigma$) безпосередньо пов'язаний з профілем силового закону взаємодії дислокації з локальною перешкодою (шириною потенційного бар'єру). Отже, енергія активації і активаційний об'єм руху дислокацій визначають кінетику пластичної деформації металів.

Розрахункові залежності пластичної деформації сталі 45 при УЗО від енергії активації (рис. 2.14 а) та від активаційного об'єму (рис. 2.14 б) побудовані відповідно до виразів (2.42-2.44) при силі ударів 0.5 кН, частоті ударів ~ 3 кГц,

кількості циклів навантаження – 200 ударів, термоактиваційних параметрах руху дислокацій $U_o = 0.22$ еВ, $V = 84 \cdot 10^{24}$ м³, які були розраховані за температурною залежністю критичного напруження зсуву [116].

При збільшенні енергії активації має місце монотонне зменшення величини пластичної деформації, що пов'язано із збільшенням висоти потенційного бар'єру для руху дислокацій (рис. 2.14 а). А при УЗО сталі 45 має місце немонотонна залежність накопичення пластичної деформації від активаційного об'єму, що характеризує ширину потенційного бар'єру (рис. 2.14 б).

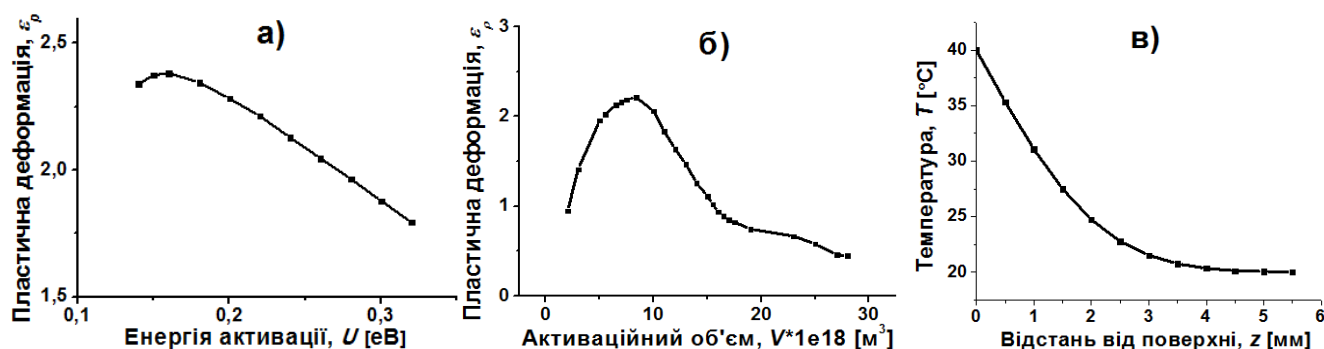


Рисунок 2.14 – Розрахункові залежності: а) зміни пластичної деформації від енергії активації при УЗО; б) зміни пластичної деформації від активаційного об'єму при УЗО; в) розподіл температури по глибині при УЗО сталі 45

Крім того, енергетичні активаційні параметри сталі 45 залежать від концентрації енергії вуглецю та інших легуючих елементів в твердому розчині, які можуть змінюватися при виділення та дисоціації карбідів пов'язаних з пластичною деформацією (термообробкою).

Температура в зоні контакту залежить від коефіцієнта тертя УЗ інструменту по деталі, де теплота поглинається оброблюваною поверхнею та технологічним середовищем. А інтенсивність теплових потоків інструменту та деталі залежать від їх теплопровідності, а також співвідношення лінійних швидкостей руху інструменту та деталі.

Оцінку температури деформаційного розігрівання по глибині поверхневого шару зразка здійснювали при контакті бойків (сталь ШХ15) з оброблюваною поверхнею (сталь 45), використовуючи наближений розв'язок плоскої задачі

термопружності [118]. При розрахунках розмір і форма зони контакту під час УЗО, теплофізичні характеристики і температура контактуючих поверхонь, а також статичне навантаження ультразвукової коливальної системи та інтенсивність теплових потоків були постійними.

А теплові потоки УЗ інструменту (W_{yzi}) та зразка (W_z) оцінювали за формулами [118]:

$$W_{yzi} = \lambda^* \frac{F_{cm}^*}{1 + \lambda^*} \text{ і } W_z = \frac{F_{cm}^*}{1 + \lambda^*}, \quad (2.46)$$

де λ^* , F_{cm}^* – коефіцієнти, які враховують контактуючі поверхні пар тертя сталі ШХ15 (УЗ інструмент) та сталі 45 (зразок):

$$\lambda^* = \frac{\lambda_{yzi}}{\lambda_z} \sqrt{\frac{v_{yzi}}{v_z}} \sqrt{\frac{v_{yzi} a_z^*}{a_{yzi}^* v_{yzi}}}, \quad F_{cm}^* = \mu_m (v_{yzi} - v_z) F_{cm}, \quad (2.47)$$

де λ_{yzi} , λ_z – коефіцієнти теплопровідності УЗ інструменту та зразка, α_{yzi} , α_z – коефіцієнти температуропровідності УЗ інструменту та зразка, v_{yzi} , v_z – швидкість руху УЗ інструменту та зразка, μ_m – коефіцієнт тертя, F_{cm} – статичне навантаження УЗКС.

Оцінка теплових потоків для пари підшипникова сталь-вуглецева сталь була проведена при наступних теплофізичних характеристиках ($T = 20^\circ\text{C}$): $\lambda_{yzi} = 40 \text{ Вт/м}^\circ\text{C}$, $\lambda_z = 50 \text{ Вт/м}^\circ\text{C}$, $\alpha_{yzi} = 1.172 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$, $\alpha_z = 2.3 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$, ρ_{yzi} та $\rho_z = 7800 \text{ кг/м}^3$ [119], а також при діаметрі зони контакту 15 мм та тривалості УЗО 1.5 с. Початкова температура бойків T_{yzi}^0 та зразка T_z^0 дорівнювала 20°C .

Враховуючи, що коефіцієнт тертя μ_m для пари матеріалів сталь-сталь дорівнює ~ 0.65 , статичне навантаження ультразвукової коливальної системи $F_c = 50 \text{ Н}$ ($50 \text{ кг} \cdot \text{м/с}^2$), швидкість руху УЗ інструменту $v_{yzi} = (v_{\perp} + v_{\parallel}) = 5.5 \text{ м/с}$, яка враховує швидкість нормального $v_{\perp}$ та поперечного $v_{\parallel}$ руху бойків, швидкість руху зразка $v_z = 0.01 \text{ м/с}$, за формулами (2.46, 2.47) визначили величини теплових потоків, зокрема для УЗ інструменту $W_{yzi} = 171.88 \text{ Вт/м}^2$, а для зразка $W_z = 6.54 \text{ Вт/м}^2$. А сумарний потік тепла інструменту та зразка дорівнює $W = 178.42 \text{ Вт/м}^2$. Встановлено, що в процесі тертя основне тепло поглинають бойки.

Розподіл деформаційного розігрівання $\Delta T(z)$ поверхневого шару по глибині зразка оцінювали з урахуванням критеріїв Пекле, які характеризують відношення загальної кількості теплоти, яка виникає в момент ударного навантаження бойками металевої поверхні на глибині z [118]:

$$\Delta T(z) = \frac{1}{Pe^+} \left\{ f(y) + (Pe^- T_{yzi}^0 + 2(1 - K_0) \sqrt{Pe_z} T_z^0) \cdot \operatorname{erfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{\tau_{yz}}} \right) \right\} + T_{yzi}^0, \quad (2.48)$$

$$f(y) = 2\sqrt{\frac{\pi}{\tau_{yz}}} \exp \left(-\frac{z^2}{4\tau_{yz}} \right) - z \cdot \operatorname{erfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{\tau_{yz}}} \right), Pe^\pm = K_0 \sqrt{Pe_{yzi}} \pm (1 - K_0) \sqrt{Pe_z},$$

$$K_0 = (\lambda_{yzi} / (\lambda_{yzi} + \lambda_z)), Pe_{yzi} = 2d_n \rho_z / \alpha_{yzi}, Pe_z = 2d_n \rho_{yzi} / \alpha_z,$$

де Pe_{yzi} , Pe_z – критерії Пекле для УЗ інструменту та зразка, T_{yzi}^0 та T_z^0 – початкова температура бойків та зразка [°C], ρ_{yzi} та ρ_z – густина матеріалу бойків та зразка [кг/м³], d_n – діаметр зони контакту [м], τ_{yz} – тривалість УЗО [с], яка визначалася, згідно формули $\tau_{yz} = d_n/S$.

Результати розрахунку дозволили визначити зміну температури нагрівання по глибині зразка та визначити температуру деформаційного розігріву на оброблюваній поверхні сталі 45, яка складала 40 °C (рис. 2.14 в).

2.6. Визначення енергії багатобойкового ультразвукового наконечника

Основна концепція ультразвукового зміцнення багатобойковими наконечниками плоских поверхонь, які одночасно піддавалися високочастотному ударному та обертальному навантаженню, може бути описана з урахуванням механічної енергії ультразвукової ударної дії бойків та додаткової зсувної дії від їх обертового руху.

Ультразвукова коливальна система з обертальним наконечником містила бойки, які коливалися з частотою 3 ± 0.5 кГц між ультразвуковим концентратором та оброблюваною поверхнею, яка послідовно переміщувалася уздовж лінії А-Б (рис. 2.15 а) з визначеною швидкістю переміщення S з використанням керуючої програми (рис. 2.15 в) [120].

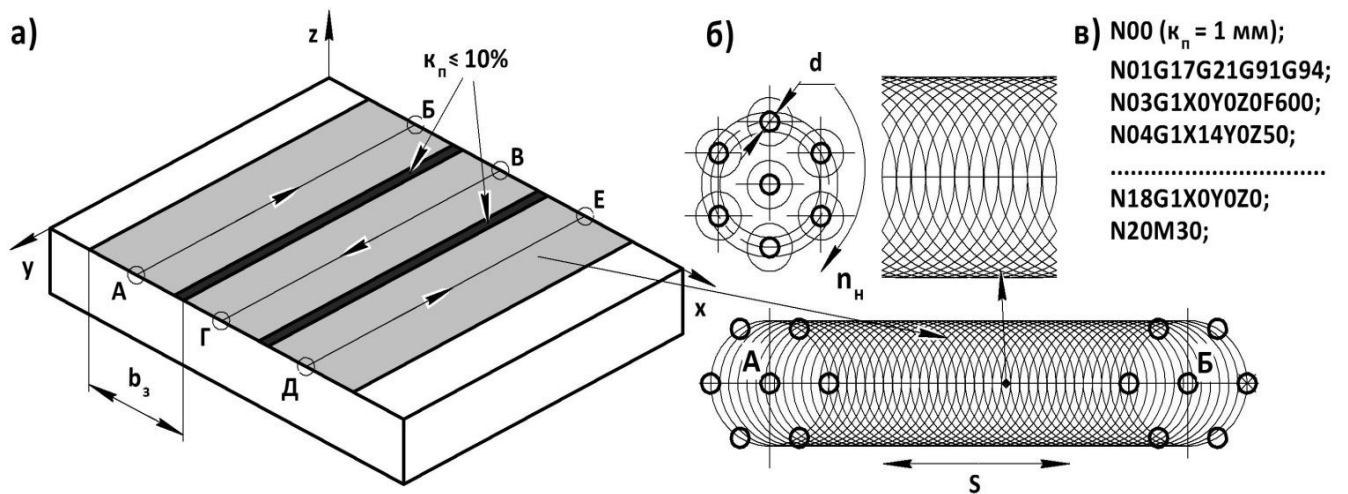


Рисунок 2.15 – Розрахункова схема УЗО з перекриттям доріжок:

а) траєкторія переміщення багатобойкового наконечника; б) траєкторія переміщення обертальних бойків; в) керуюча програма

Експериментальні дослідження здійснювали при тривалості обробки 60...240 с, загальна кількість проходів ультразвуковим інструментом уздовж лінії А-Б становила 10...40 при швидкості переміщення зразка 600 мм/хв. Технологічні режими для використаної схеми УЗО приведено в таблиці 2.3.

Відповідно командам програми ультразвуковий інструмент зміщували в поперечному напрямку до точки В, з коефіцієнтом перекриття доріжок близько 10%, та переміщували назад уздовж лінії В-Г і так далі в залежності від бажаної площі обробки поверхні. Збільшення коефіцієнту перекриття доріжок $> 10\%$ призводило до розширення зони перенаклепування та погіршення фізико-механічних властивостей поверхневого шару.

Мікрорельєф поверхні характеризується достатньою рівномірністю та питомою кількістю ударів за рахунок формування щільної траєкторії переміщення бойків (рис. 2.15 б) та обертання багатобойкового наконечника.

Питому кількість ударів оцінювали за формулою [70]:

$$\rho_y = f_y \cdot t_{yз} / S_{yз}, \quad (2.49)$$

де $f_y \approx 3 \pm 0.5$ кГц – частота ударного впливу бойків, $t_{yз}$ – тривалість ультразвукового впливу, $S_{yз}$ – оброблена площа.

Зокрема, питома кількість ударів становила $\rho_y = 200 \text{ у/мм}^2$ при тривалості обробки 60 с уздовж доріжки довжиною 60 мм.

Таблиця 2.3 – Технологічні режими УЗО та розраховані енергетичні показники ультразвукового інструменту

Частота УЗ коливач концентратора, $f_{\text{узк}}$ [кГц]	Амплітуда УЗ коливач концентратора, $A_{\text{узк}}$ [мкМ]	Частота удару бойка, f_y [кГц]	Маса бойка, m_e [г]	Радіус обертання бойків, R_n [мм]	Частота обертання наконечника, n_n [об ⁻¹]	Енергія ультразвукового концентратора, $E_{\text{узк}}$ [мДж]	Додаткова енергія бойків, $E_{\text{оке}}$ [мДж]	*Енергія УЗ інструменту, $E_{\text{узі}}$ [кДж]	Швидкість нормального руху, v_- [м/с]	Швидкість побічного руху, v_l [м/с]
21.6	18	3 ± 0.5	3	6.5	76	8.9	0.014	160.6	2.4	3.1
* – енергія УЗ інструменту розрахована для всіх сіми бойків наконечника										

Таким чином, для обробки великих площ поверхні при бажаному режимі необхідно вибрати наступні параметри: амплітуду ультразвукових $A_{\text{узк}}$ коливач концентратора (інтенсивність ультразвуку), який визначає нормальну швидкість деформації під час одного зіткнення; швидкість обертання наконечника n_n , яка визначає швидкість деформації зсуву під час одного зіткнення; швидкість переміщення зразка S та загальну кількість проходів ультразвукової коливальної системи відносно оброблюваної поверхні (уздовж ліній А-Б та В-Г, рис. 2.15 б), що фактично визначає як кількість ударів за питомаю площею поверхні, так і багато направленість ударів при УЗО.

Ультразвукова ударна обробка з обертанням багатобойкового наконечника є більш керованим процесом зміцнення та оздоблювання в порівнянні з іншими динамічними методами механічної обробки (дробоструминна обробка та інш.), де присутні випадкові удари кулями з викосою енергією. Слід переміщення одного бойка описується у параметричній формі лінією трохоїда [120]. Таким чином, це може бути легко враховано в моделі скінчених елементів для моделювання

мікрорельєфу в процесі зміцнення металевих поверхонь замість аналізу випадкових ударів. Крім того, наявність тангенціальної складової (зсувної деформації) за рахунок обертання наконечника сприяє отримати бажану мікроструктуру поверхні до наномасштабного діапазону.

Механічну енергію ультразвукової ударної дії E_{yzi} концентратора з урахуванням того факту, що бойки отримують кінетичну енергію $E_{ке}$ від коливання ультразвукового концентратора $E_{узк}$, а також додаткову кінетичну енергію $E_{оке}$ за рахунок обертального руху наконечника розраховули [64,120,121]:

$$E_{yzi} = \frac{f_y E_{ке}}{m_{\delta}} = \frac{f_y}{m_{\delta}} (E_{узк} + E_{оке}), \quad (2.50)$$

де $f_y \approx 3 \pm 0.5$ кГц – частота ударного впливу бойків, m_{δ} – маса бойка.

Енергію високочастотного ударного впливу ультразвукового концентратора $E_{узк}$ оцінювали за формулою:

$$E_{узк} = \frac{m_{\delta} v_{\delta}^2}{2} \approx 2 m_{\delta} \pi^2 f_{узк}^2 A_{узк}^2, \quad (2.51)$$

де v_{δ} – лінійна швидкість нормального удару бойками, яка дорівнює середній коливальній швидкості торця концентратора в момент їх дотику $v_{\perp} = v_{\delta} = 2\pi f_{узк} A_{узк}$,

де $f_{узк}$ та $A_{узк}$ – частота і амплітуда ультразвукових коливань торця концентратора.

А додаткову кінетичну енергію $E_{оке}$ бойків від обертального руху наконечника розраховували за формулою:

$$E_{оке} = \alpha (n_n \pi R_n)^2 m_{\delta}, \quad (2.52)$$

де n_n – частота обертання багатобойкового наконечника за секунду, R_n – радіус обертання бойків (відстань від центрів бойків до вісі наконечника), α – коефіцієнт при повному обертанні бойків дорівнює 2, при дискретному обертанні $\alpha = 2/5$. Тобто, лінійна швидкість поперечного руху (удару) за рахунок обертання бойків розраховувалася $v_{\square} = \omega_n R_n = 2\pi n_n R_n$, де ω_n – кутова швидкість наконечника.

Розраховані величини механічної енергії УЗ інструменту для схеми УЗО з використанням обертального багатобойкового наконечника приведено в таблиці 2.3.

2.7. Висновки

1. Для поліпшення якості поверхневого шару і підвищення продуктивності процесу лазерного термозміцнення великогабаритних деталей запропоновано використати спосіб комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки металів з підтриманням постійної температури в зоні дії послідовного переміщення лазерного променя сканатором та програмне забезпечення, що дозволяє отримати рівномірну глибину зміцнення та уникнути небажаного перегріву і оплавлення складних за конструкцією та вихідних зон оброблюваної поверхні за рахунок автоматизованої системи контролю температури в опроміненій зоні та наступним ультразвуковим деформаційним зміцненням багатобойковими наконечниками.

2. Визначені функціональні залежності і обмеження вихідних параметрів лазерного термозміцнення та ультразвукового деформаційного зміцнення дозволяють попередньо визначити діапазон технологічних режимів ЛО та УЗО.

3. Запропонована термодинамічна модель лазерного термозміцнення з підтримання постійної температури нагрівання в зоні дії послідовного переміщення лазерного променя сканатором, з урахуванням структурно-фазовим перетворень в поверхневому шарі сталей, що дозволяє прогнозувати діапазон температури нагрівання, структуру та мікротвердість поверхневого шару на основі розрахованих критичних температур та об'ємних часток структурних складових і їх мікротвердості.

4. Використана динамічна модель ультразвукового деформаційного зміцнення з визначенням параметрів деформації, а також величини енергії ультразвукової ударної та обертової дії одно- та багатобойкових деформуючих наконечників дозволяє здійснювати прогнозування вхідних режимів УЗО для отримання якісних параметрів зміцненого шару комбінованою ЛО+УЗО.

РОЗДІЛ 3

МАТЕРІАЛ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

3.1. Матеріал

Матеріалом для проведення експериментальних досліджень вибрали конструкційну сталь 45 та штамповану сталь X12МФ, виходячи із наступних вимог:

- широкого використання вибраного матеріалу в машино- та приладобудуванні, автомобільній, авіаційній, верстатобудівній, суднобудівній, сільськогосподарській промисловості;
- необхідність в підвищенні якісних та експлуатаційних властивостей поверхневого шару відповідальних деталей, які працюють в екстремальних умовах;
- відсутність інформації про застосування комбінованої обробки з використанням поверхневої лазерної термообробки та наступної ультразвукової деформаційної обробки.

Досліджувані плоскі зразки із сталі 45 ($l \times b \times h = 100 \times 60 \times 20$ мм), що зазвичай як матеріал використовується для виготовлення деталей, які вимагають підвищеної твердості, міцності, зносостійкості та працюють при незначних ударних навантаженнях (рис. 3.1 а).

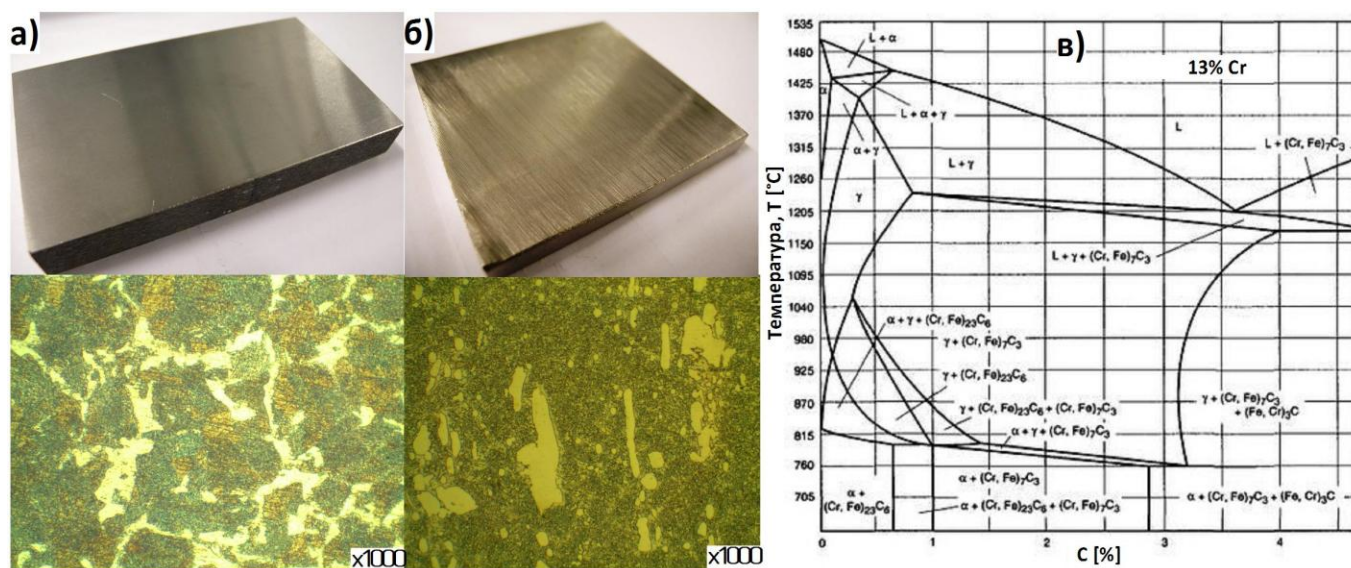


Рисунок 3.1 – Досліджуваний матеріал: а) вихідна структура сталі 45;
б) вихідна структура сталі X12МФ; в) діаграма стану Fe-C-Cr [122]

Інструментальна високолегована сталь X12МФ є штамповою сталлю холодного деформування з підвищеним вмістом хрому (1.45...1.65%) та включеннями молібдену (0.5%) і ванадію (0.2%) (рис. 3.1 б, табл. 3.1). Сталь X12МФ володіє підвищеною теплостійкістю та міцністю, а також зносостійкістю. Крім того, ця сталь технологічна, яка добре обробляється різанням і тиском. Висока твердість визначається високим вмістом вуглецю. Сталі із змістом вуглецю 1.25...1.65% є сталями ледебуритного класу, які містять в литому стані карбідну евтектику та мають після загартування твердість HRC 62...64. Ці сталі містять високу кількість карбідоутворюючих елементів, підвищений вміст вуглецю та хрому, що забезпечує утворення підвищеної кількості карбідів хрому (M7C3, M23C6). Загальна кількість карбідів складає близько 20%.

Сталь X12МФ з високим вмістом хрому відноситься до напівтеплостійких сталей. Вони придатні для виготовлення інструментів і компонентів, що працюють при значних динамічних навантаженнях, зокрема штампів, пуансонів, роликів з твердістю HRC 45...52 при температурі експлуатації до 700 °С.

Таблиця 3.1 – Хімічний склад та механічні властивості зразків

Матеріал	Хімічний склад [%]											Механічні властивості					
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	V	Cu	Fe	σ_B [МПа]	σ_T [МПа]	δ [%]	E [ГПа]	μ	ρ [кг/м ³]
45	0.45	0.25	0.65	≤0.25	≤0.04	≤0.035	-	-	-	≤0.25	~97	600...720	≥360	≥18	190...210	0.27...0.30	7800
X12МФ	1.55	0.42	0.46	0.15	≤0.008	0.01	11.3	0.83	0.72	0.06	~84	710...1260	≥320	≥16	190...210	0.27...0.30	7700
σ_B – границя міцності, σ_T – границя пластичності, δ – відносне видовження, E – модуль пружності (Юнга), μ – коефіцієнт Пуассона, ρ – густина матеріалу																	

Плоскі зразки із сталі X12МФ розмірами 69 x 9 x 69 мм, а також зразки із сталі 45, отримали при нагріві до температури 850 °С, які повільно охолоджувалися

у печі до 650 °С (10 °С за годину), а потім на повітрі навколишнього середовища. У вихідному стані сталь Х12МФ має гетерофазну мікроструктуру, яка складається з легованого α -фериту та карбідних фаз (рис. 3.1 б).

Хімічний склад та механічні властивості сталей 45 та Х12МФ (при температурі 20 °С) приведено в таблиці 3.1. Розраховані виміряні значення поверхневої твердості та мікротвердості поверхневого шару в поперечному перерізі (згідно методу Віккерса) приведено в таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 – Вихідна поверхнева твердість (HRC) та мікротвердість (H_{μ}) поверхневого шару зразків

Матеріал	Поверхнева твердість, HRC ₁							Мікротвердість, $H_{\mu 0.05}$ [ГПа]						
	1	2	3	4	5	6	Середнє	1	2	3	4	5	6	Середнє
45	19.1	18.9	18.4	19.4	18.0	18.2	18.6	2.8	3.2	2.95	3.0	3.1	2.9	3.0
Х12МФ	19.5	19.2	21.1	19.9	19.3	19	19.6	3.2	3.3	2.9	3.4	3.1	3.2	3.2

На основі діаграм стану Fe-C та Fe-C-Cr (рис. 3.1 в), попередньо передбачали критичні точки температури повної аустенізації досліджуваних сталей з урахуванням хімічного складу матеріалу. Температура плавлення сталі 45 становить приблизно 1450 °С, а сталі Х12МФ – 1400 °С.

3.2. Експериментальне обладнання

3.2.1. Технологічний комплекс для лазерної термообробки

Лазерне термозміцнення зразків проводили на кафедрі лазерної техніки та фізико-технічних технологій, а також в Університеті Країни Басків (Іспанія) з використанням технологічного лазерного комплексу (рис. 3.2), який містив волоконний лазер Rofin Sinar FL010 (рис. 3.2 а) з максимальною вихідною потужністю 1 кВт та довжиною хвилі випромінювання $\lambda = 1.07 \text{ мкм} \pm 10 \text{ нм}$ [123], установку Kondia Aktinos B500 (рис. 3.2 б,д) з числовим програмним

керуванням (ЧПК) для переміщення оброблюваної деталі по вісям ХУ та загальною робочою площею 500х300 мм, де монтувалася оптична 2D система Scanlab Hurryscan25 (рис. 3.2 в) із плоскою лінзою для сканування лазерного променя у фокальній площині 120х120 мм [124].

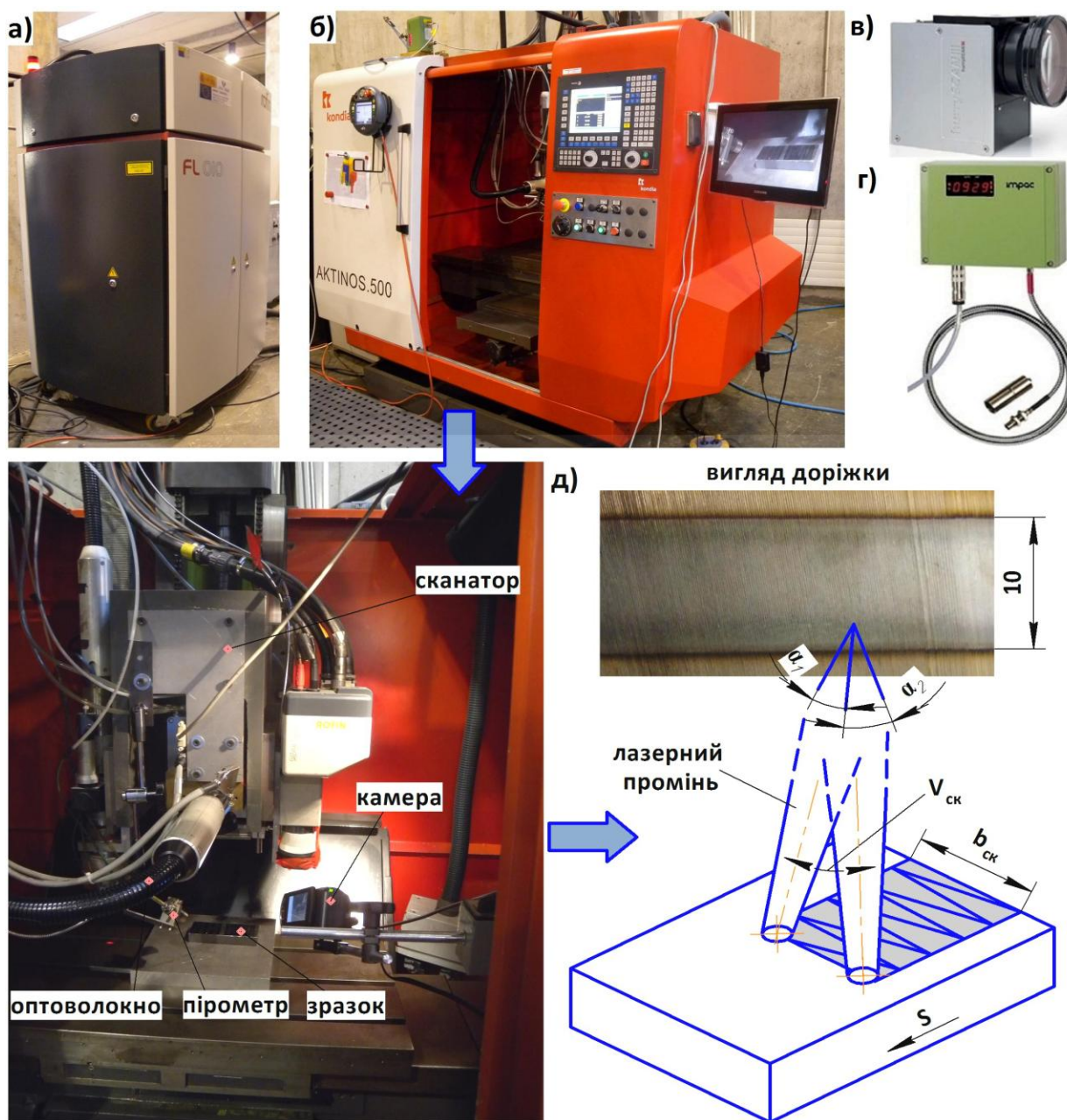


Рисунок 3.2 – Лазерний технологічний комплекс:

а) лазер; б) установка з ЧПК; в) сканатор; г) пірометр; д) схема ЛО

Лазерне випромінювання транспортувалося до оптичної системи за допомогою оптоволокну діаметром 100 мкм, що забезпечувало циліндричну зону

діаметром 100 мкм та багатомодовий розподіл енергії у фокальній площині. ЛО зразків здійснювалася в безперервному режимі генерації лазера при розфокусуванні зони лазерного променя в робочій площині до 1 мм. Відстань розфокусування робочої площини дорівнювала 50 мм.

Вимірювання температури поверхні в зоні дії лазерного променя здійснювали лазерним двоколірним пірометром Impras Igar 12LO (рис. 3.2 г), а підтримання її постійною в зоні дії за допомогою спеціального пропорційного-інтегрального контролера (плати збору та обробки даних). Моніторинг ЛО проводили за допомогою високошвидкісної відеокамери, яка дозволяла спостерігати та записувати процес обробки в реальному часі.

Лазерне поверхнєве термозміцнення проводили із застосуванням сканування лазерного променя зі швидкістю $V_{ск} = 1000$ мм/с для отримання доріжки шириною 10 мм на поверхні зразка (рис. 3.2 д). Дані технологічні режими встановлювали на основі попередніх експериментальних досліджень. Відомо, що збільшення ширини сканування лазерного променя призводить до зниження мікротвердості [17] та глибини зміцненого шару за рахунок збільшення тривалості сканування. Діапазон температур нагрівання та швидкості переміщення зразка, в залежності від типу оброблюваного матеріалу, приведено в таблиці 3.3. Поверхнєву ЛО проводили в умовах навколишнього середовища.

Теплову енергію лазерного променя $E_{лн}$ [Дж/см²] розраховували за формулою [125]:

$$E_{лн} = kP / d \cdot S, \quad (3.1)$$

де P – потужність лазера [Вт], d – діаметр лазерного променя [мм], S – швидкість переміщення зразка [мм/хв], $k = 6000$ – коефіцієнт розмірності.

Тривалість лазерного впливу t_n [с] визначали відношенням діаметра $d_{лн}$ або довжини $l_{лн}$ лазерного променя [мм] на швидкість переміщення зразка S [мм/с]. У даному дослідженні, отримані величини затраченої енергії при ЛО знаходяться в діапазоні 25...105 кДж/см², а максимальна глибина зміцненої зони становила 0.14...0.44 мм (табл. 3.3).

Таблиця 3.3 – Режими ЛО сталей 45 та Х12МФ

№	$T [^{\circ}\text{C}]$	S [мм/хв]	P [Вт]	h_z [мкм]	b_z [мкм]	α_z [°]	$E_{\text{лн}}$ [кДж/см ²]	$W_{\text{лн}} (\cdot 10^3)$ [Вт/см ²]	$t_{\text{л}}$ [с]
Сталь 45									
ЛО1	900	40	520	-	-	-	78	4.1	1.50
ЛО2	900	90	610	-	-	-	40	4.8	0.66
ЛО3	900	140	650	-	-	-	27	5.2	0.42
ЛО4	1050	40	610	~130	9400	3.2	91	4.8	1.50
ЛО5	1050	90	670	~110	9100	2.5	44	5.3	0.66
ЛО6	1050	140	710	~90	8700	2.3	30	5.6	0.42
ЛО7	1200	40	680	290	10100	6.5	102	5.4	1.50
ЛО8	1200	90	690	200	10000	5.1	46	5.5	0.66
ЛО9	1200	140	730	140	9500	3.2	31	5.8	0.42
ЛО10	1300	40	700	440	9900	9.5	105	5.6	1.50
ЛО11	1300	90	730	340	9800	7.3	48	5.8	0.66
ЛО12	1300	140	780	270	9400	6.2	33	6.2	0.42
Сталь Х12МФ									
ЛО1	900	40	440	-	-	-	66	3.5	1.50
ЛО2	900	90	470	-	-	-	31	3.7	0.66
ЛО3	900	140	490	-	-	-	21	3.9	0.42
ЛО4	1050	40	470	-	-	-	70	3.7	1.50
ЛО5	1050	90	530	-	-	-	35	4.2	0.66
ЛО6	1050	140	570	-	-	-	24	4.5	0.42
ЛО7	1200	40	480	~170	9500	3.5	72	3.8	1.50
ЛО8	1200	90	590	~140	7800	2.5	39	4.7	0.66
ЛО9	1200	140	660	~80	7600	2.0	28	5.2	0.42
ЛО10	1270	40	520	380	10500	8.2	78	4.1	1.50
ЛО11	1270	90	610	310	10200	7.1	40	4.8	0.66
ЛО12	1270	140	690	240	9500	6.2	29	5.5	0.42
ЛО13	1340	40	580	290	10100	7.0	87	4.6	1.50
ЛО14	1340	90	640	270	10000	6.8	42	5.1	0.66
ЛО15	1340	140	720	230	9500	5.5	30	5.7	0.42
T – температура нагрівання, S – швидкість переміщення зразка, P – потужність лазера, h_z , b_z , α_z – глибина, ширина та кут зміщення, відповідно, $E_{\text{лн}}$ – енергія лазерного променя, $W_{\text{лн}}$ – густина потужності лазерного променя, $t_{\text{лн}}$ – тривалість лазерного впливу									

Сканування лазерного променя здійснювали гальванометричним 2D сканатором, який складається з колімуючих лінз, об'єктива, двох гальванометрів та спеціальної плати з розробленим програмним забезпеченням (рис. 3.3).

Основні технічні характеристики сканатора приведено в таблиці 3.4. Для сканування лазерного променя на визначену ширину використовували розроблену програму «Lizkeir» в середовищі Visual Studio (C#), яка дозволяє здійснювати як суміщене (залежне переміщення), так і роздільне (незалежне переміщення)

сканування лазерного променя та переміщення оброблюваної поверхні за допомогою установки з ЧПК.

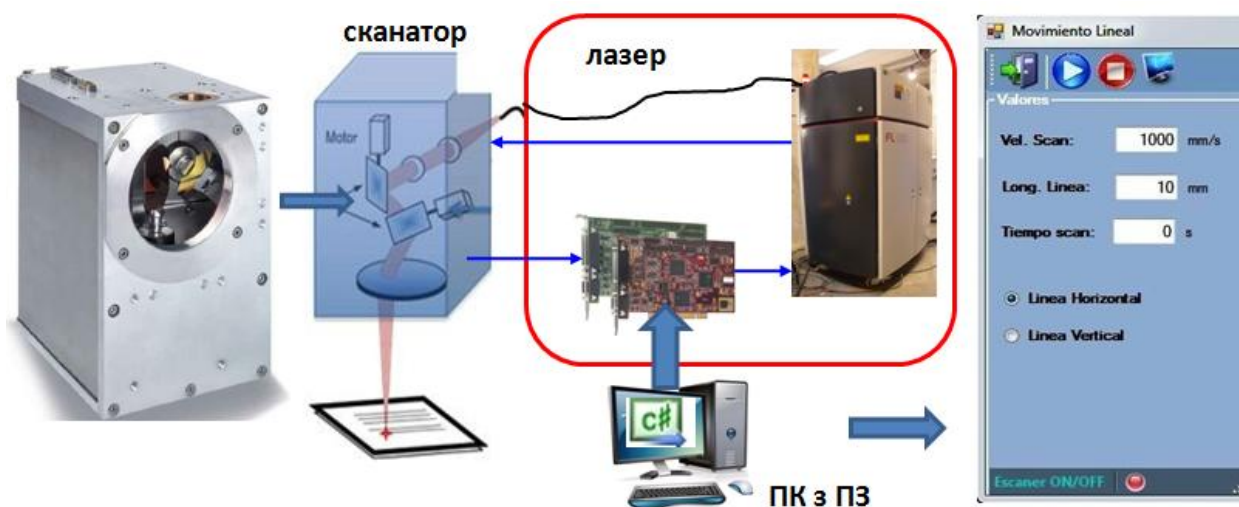


Рисунок 3.3 – Схема контролю параметрів сканування лазерного променя:
ПК – персональний комп'ютер; ПЗ – програмне забезпечення

Таблиця 3.4 – Характеристики 2D сканатора Scanlab Hurryscan25 [126]

Апертура [мм]	Час відгуку [мс]	Швидкість позиціонування [м/с]	Кути сканування 1/2 [рад]	Робоче поле у фокальній площині [мм]	Фокусна відстань [мм]	Робоча відстань [мм]
25	0.9	5.0	$\pm 0.26 / 0.40$	120x120	250	300

Використання даного лазерного технологічного комплексу дозволило здійснювати синхронізацію лазера з сканатором, контролюючи швидкість $V_{ск}$ та ширину $b_{ск}$ сканування лазерного променя в зоні опромінювання за допомогою вмонтованої в лазері спеціальної електронної плати (RTC4), персонального комп'ютера (ПК) та спеціальної прикладної програми в середовищі C# (рис. 3.3). Переміщення оброблюваної поверхні здійснювали з використанням розробленої керуючої програми.

3.2.2. Методика підтримання постійної температури нагрівання в зоні дії лазерного променя

Для інтенсифікації поверхневого лазерного термозміцнення деталей запропоновано спосіб підтримання постійної температури нагрівання (рис. 3.4) з

використанням інфрачервоного двоколірного пірометра Impras Igar 12LO (рис. 3.5 а) з безконтактним вимірюванням температури нагрівання в зоні дії лазерного променя, а також спеціальну плату збору та обробки даних для отримання (відправлення) сигналу (рис. 3.5 б), яка з'єднує волоконний лазер з сканатором та ПК з ПЗ.

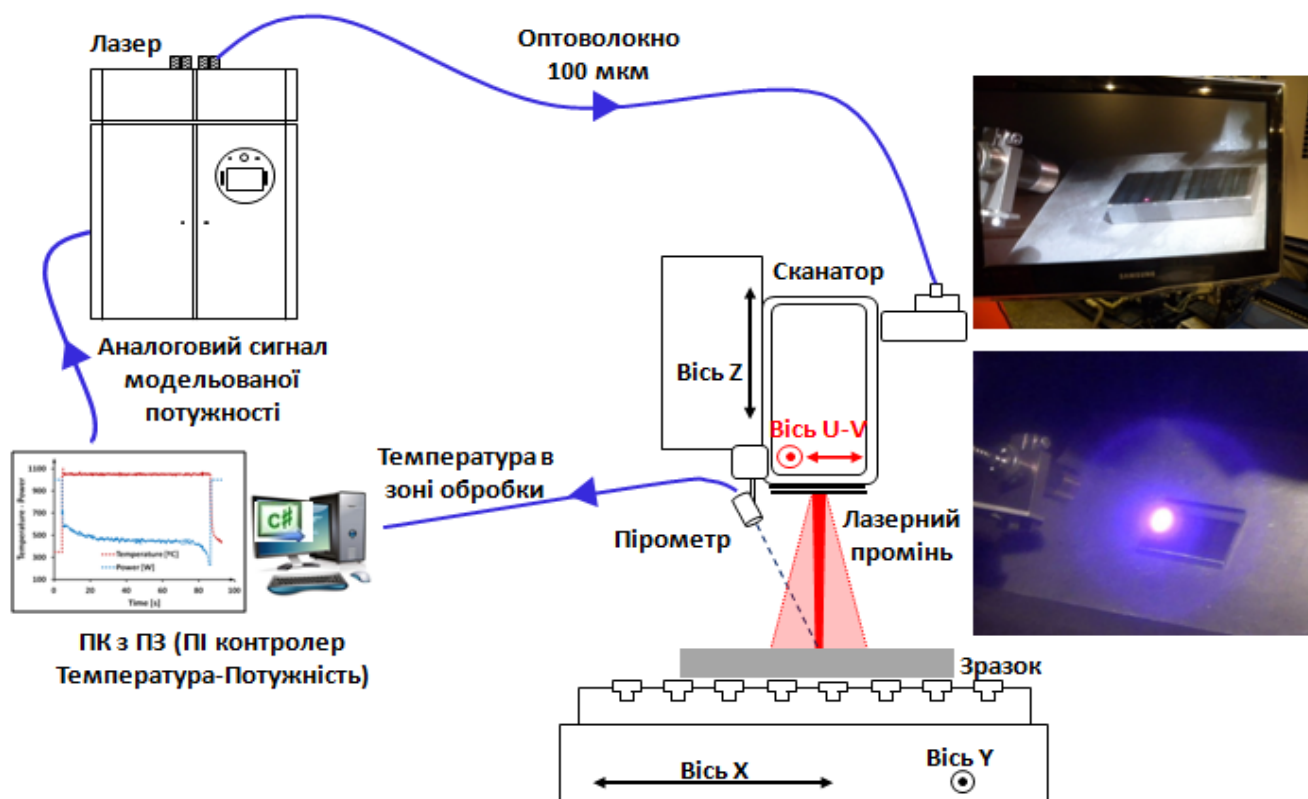


Рисунок 3.4 – Схема підтримання постійної температури нагрівання в зоні дії лазерного променя

При цьому вимірювання (розрахунок) температури нагрівання здійснювався за принципом співвідношення двох кольорів (двох сусідніх хвиль), що має переваги в порівнянні із стандартними одноколірними пірометрами, зокрема не залежить від коефіцієнту випромінювання об'єкту контролю в широкому діапазоні, а також – пилу та інших забруднювальних речовин в полі зору (рис. 3.5).

Під час ЛО, (з метою підтримання постійної температури в зоні обробки) виміряні пірометром значення температури поверхні передавалися (через пропорційно-інтегральний контролер) на спеціальну плату збору та обробки даних (перетворювала цифрові сигнали в аналогові і навпаки), з якої аналогові сигнали

(пропорційні потужності лазерного випромінювання) поступали до системи керування лазера.

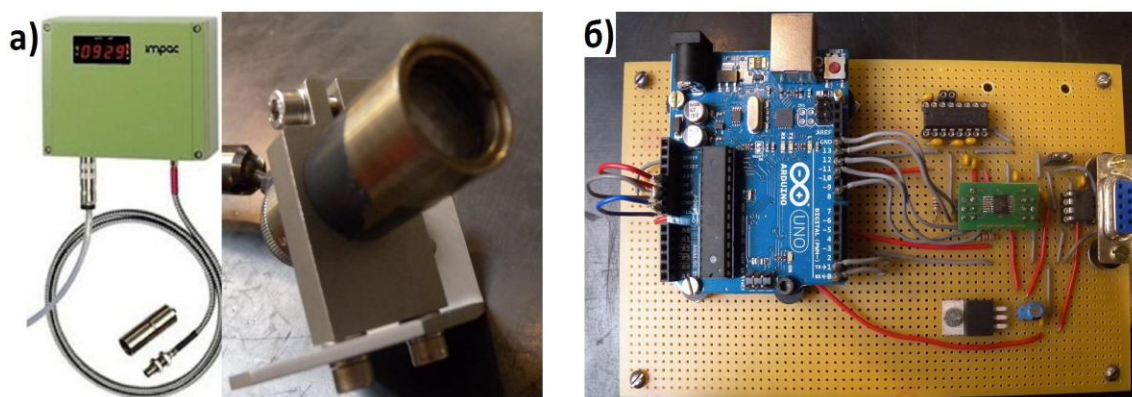


Рисунок 3.5 – Загальний вигляд: а) пірометра; б) плати

Технічні характеристики пірометра приведено в таблиці 3.5. Короткий час відгуку сприяє полегшенню вимірювання швидких процесів нагрівання та підвищенню високої точності вимірювання.

Таблиця 3.5 – Характеристики пірометра IGAR 12-LO [127]

Діапазон температур [°C]	Апертура [мм]	Діаметр променя [мм]	Час відгуку [мс]	Точність вимірювання [%]	Роздільна здатність [°C]
350...1350	17	1.5	2	± 0.5	1

Елементами керування розробленої прикладної програми «Контроль температури нагрівання» в середовищі Visual Studio (C#) (рис. 3.6) є USB порти з'єднання плати (1) та пірометра (2) з ПК, клавіші для відкриття (3,4) і закриття (5,6) плати та пірометра. Панель контролю пірометра має клавіші внутрішнього (7) або зовнішнього (9) режиму, а також увімкнення (8) або вимкнення (10) подачі випромінювання пірометра, яка використовується при налаштуванні (фокусуванні) променя пірометра в зоні дії лазерного променя. Панель контролю значень температурних параметрів має поля встановлення необхідної (вихідної) температури (11), часу відгуку вимірювання (12) та параметрів ПІ контролера (13). В програмі розроблено поле візуалізації реальних даних вимірювання температури нагрівання в часі та контроль потужності лазера (17), який вмикається

клавішею (14) або вимикається клавішею (15) та зберігається запис вимірюваних точок температури нагрівання в часі клавішею (16).

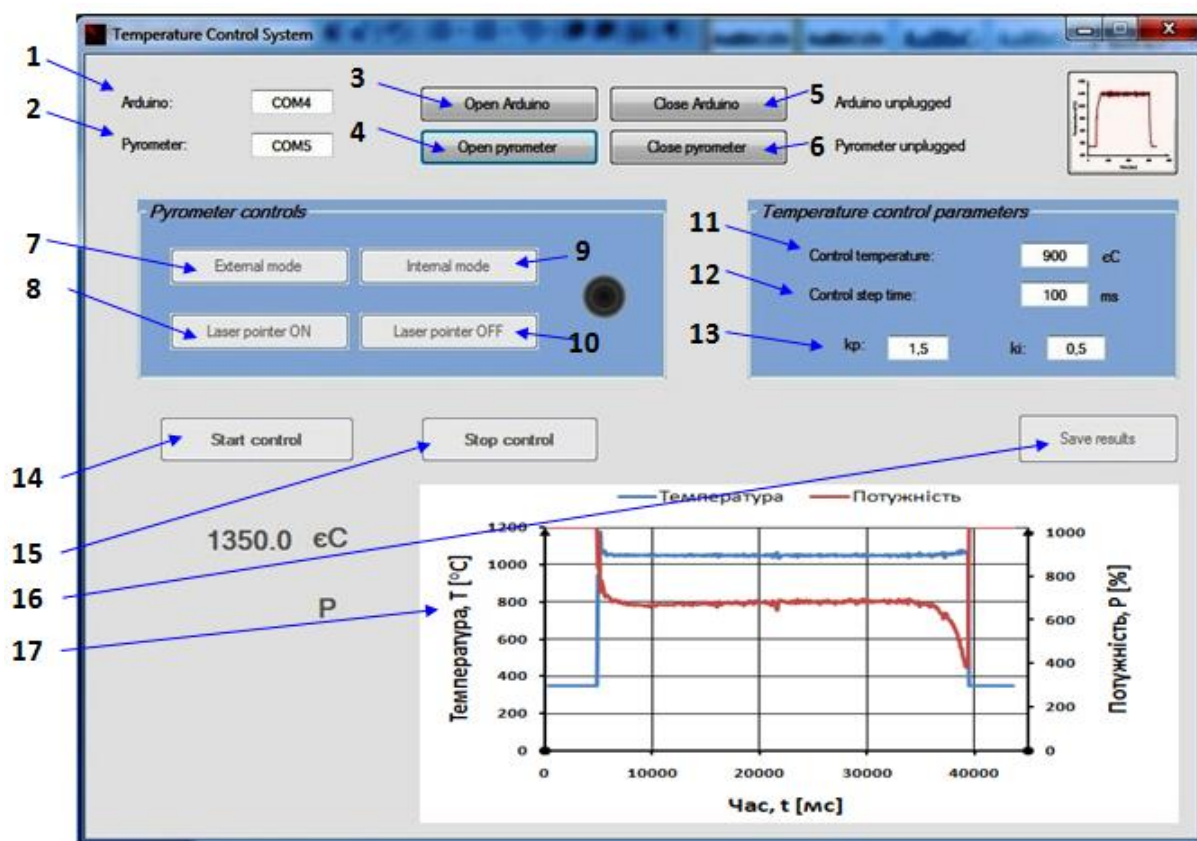


Рисунок 3.6 – Інтерфейс прикладної програми «Контроль температури нагрівання»

Текст розробленої прикладної програми «Програма контролю температури нагрівання» з «Інтерфейсом прикладної програми» приведено в додатку А.

3.2.3. Технологічна установка для ультразвукової обробки

Інтенсивну пластичну деформацію поверхонь зразків проводили в Інституті металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАНУ з використанням технологічної ультразвукової установки, яка змонтована на токарному верстаті (рис. 3.7 а) [64,78]. Установка складалася з ультразвукового генератора УЗГ250 (рис. 3.7 в), який подавав енергію з ультразвуковою частотою 21.6 кГц та потужністю 0.3 кВт, ультразвукової коливальної системи, яка містила п'єзокерамічний перетворювач та ступінчастий циліндричний концентратор, де на торці за допомогою пружин розміщувався багатобойковий наконечник із сімома циліндричними

бойками (рис. 3.7 б) з радіусом заокруглення 5 мм (діаметр 5 мм, довжина 18 мм і маса 3 г) із загартованої сталі ШХ15 (HRC 61...63).

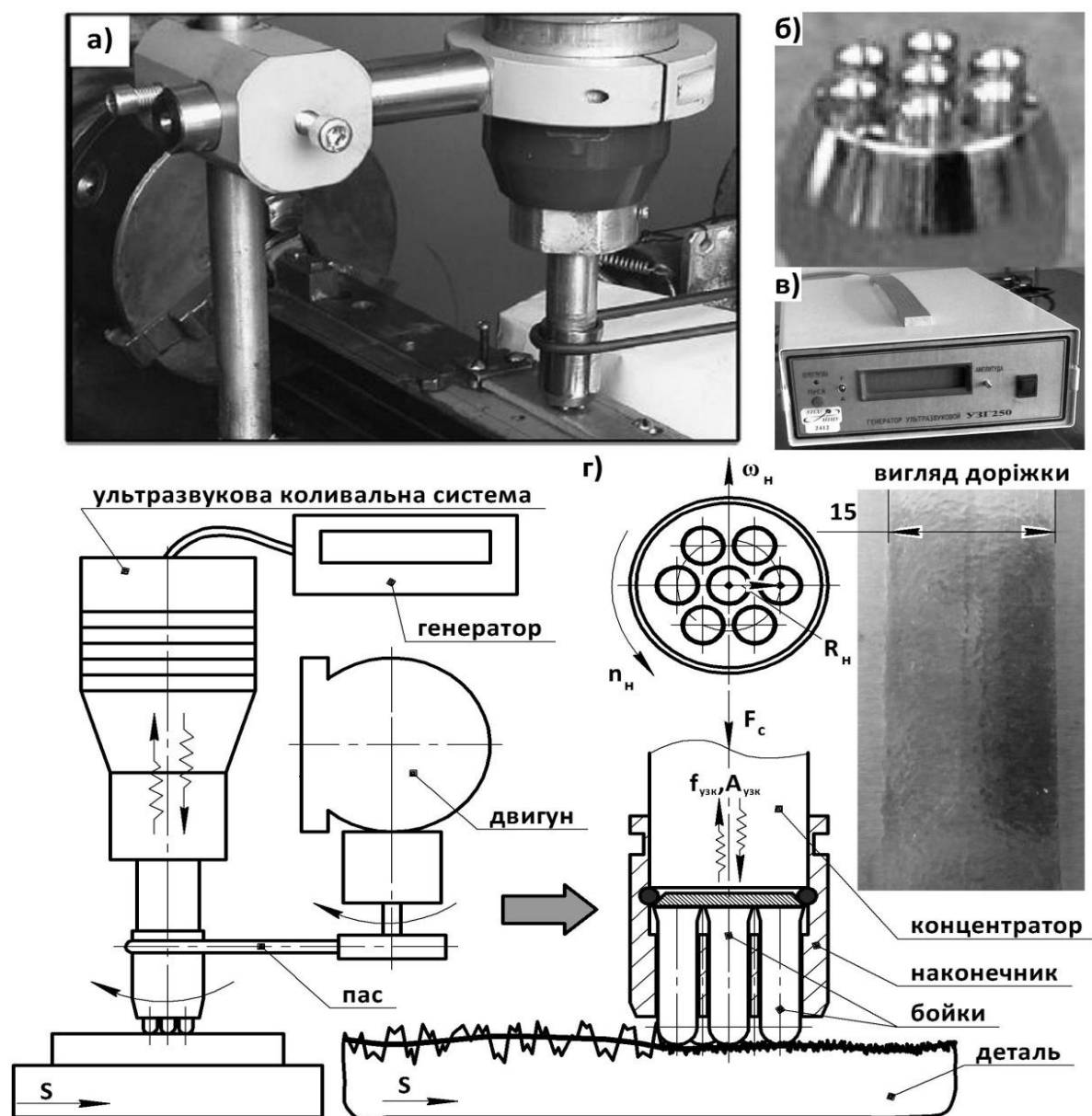


Рисунок 3.7 – Ультразвукова технологічна установка:

а) УЗКС [128]; б) багатобойковий наконечник; в) УЗ генератор; г) схема УЗО

Під час обробки наконечник примусово обертали за допомогою електродвигуна РД-09 через редуктор та пасову передачу, що дозволяло здійснювати пластичну деформацію поверхні (із швидкістю близько 0.1 c^{-1}) численними ковзкими ударами (з частотою $f_y \approx 3 \pm 0.5 \text{ кГц}$) індуковані бойками, які розташовані між оброблюваним зразком та концентратором. А також одночасно

регулювати її зсувну компоненту зміною швидкості обертання наконечника (рис. 3.7 г), що сприяло до по чергового активування рівних площин двійникування та систем ковзання.

При УЗО (табл. 3.6), концентратор коливався з амплітудою $A_{узк} = 15...18$ мкм, а УЗКС навантажували до оброблюваної поверхні із незначною статичною силою $F_c = 50$ Н та переміщали по поверхні зразка зі швидкістю $S = 600$ мм/хв. Тривалість УЗО варіювали від 60 до 240 с.

Таблиця 3.6 – Режими УЗО сталей 45 та Х12МФ

№	A_{y3k} [мкм]	t_{y3} [с]	ρ_y [у/мм ²]	E_{y3k} [мДж]	E_{oke} [мДж]	E_{y3i} [кДж]	ΔT [°C]				
УЗО1	15	60	200	6.2	0.014	141.5	~ 40...150				
УЗО2	15	120	400								
УЗО3	15	180	600								
УЗО4	15	240	800								
УЗО5	16.5	60	200	7.5		0.014		150.6	~ 40...150		
УЗО6	16.5	120	400								
УЗО7	16.5	180	600								
УЗО8	16.5	240	800								
УЗО9	18	60	200	8.9				0.014		160.6	~ 40...150
УЗО10	18	120	400								
УЗО11	18	180	600								
УЗО12	18	240	800								

A_{y3k} – амплітуда ультразвукових коливань концентратора, t_{y3} – тривалість ультразвукового впливу, ρ_y – питома кількість ударів уздовж доріжки довжиною 60 мм, E_{y3k} – енергія ультразвукового концентратора, E_{oke} – додаткова енергія бойків, E_{y3i} – енергія УЗ інструменту, ΔT – температура деформаційного розігрівання

На основі попередніх експериментальних досліджень, використовували постійну частоту обертання наконечника $n = 76$ об⁻¹.

3.3. Методики експериментальних досліджень поверхневого шару

3.3.1. Визначення фазового складу та напруженого стану

рентгеноструктурним аналізом

Структурний стан зразків до і після обробки за різними режимами досліджували в поверхневих шарах, що знаходяться на відстанях $\sim 10...20$ мкм від поверхні, за допомогою рентгенівського структурно-фазового аналізу (РСА).

Рентгенівські дослідження проводили методом « Θ - 2Θ » на дифрактометрі загального призначення ДРОН-3М та багатоцільовому рентгенівському дифрактометрі Rigaku Ultima IV з графітовим монохроматором у випромінюванні CuK_α . Зйомку здійснювали в режимі крокового сканування в інтервалі $2\Theta = 20^\circ \dots 120^\circ$.

Для оцінювання мікронапружень (мікроспотворень) решітки та розмірів областей когерентного розсіювання (ОКР), а також мікронапружень ($\sigma_R = \sigma_1 + \sigma_2$) проводили аналіз зміни ширини зареєстрованих рентгенівських максимумів та їх кутових положень на дифрактограмах зразків після ЛО та УЗО, відповідно.

Дійсне фізичне розширення дифракційного максимуму B відображень визначали шляхом віднімання інструментальної ширини від повної ширини, виміряної за центром мас профілю дифракції. Оцінку розширення зареєстрованих дифракційних максимумів здійснювали після апроксимації максимумів інтенсивності (дифракційних ліній) функцією Псевдо-Фойгта за допомогою програмного забезпечення «OriginPro8», яка також дозволяла аналізувати ширину, інтенсивність та положення центру мас досліджуваних максимумів.

Виміряне розширення дифракційного максимуму B , як відомо, складається з внесків розміру ОКР D та середніх мікронапружень решітки η , які можуть бути визначені за рівнянням Шерера [129]:

$$B \cos \theta = (0.9\lambda/D) + \eta \sin \theta, \quad (3.2)$$

Таким чином, у відповідності із методом побудови Вільямсона-Холла, коли будується графік залежності $B \cos \theta$ від $\sin \theta$, нахил отриманої прямої лінії відображає мікронапруження решітки η , а відстань точки її перетину з віссю ординат до початку координат відповідає розміру зерен D .

Перед застосуванням поверхневих обробок вимірювали напруження періоду решітки d_0 у вихідному зразку (за відсутності внутрішніх напружень). Отриману величину d_0 потім використовували для оцінки залишкових макронапружень на основі зсуву дифракційних максимумів.

Розрахунок макронапружень у поверхневих шарах проводили згідно

виразу [130]:

$$\sigma_R = (\sigma_1 + \sigma_2) = -\frac{E}{\mu} \frac{(d - d_0)}{d}, \quad (3.3)$$

де $(\sigma_1 + \sigma_2)$ – напруження в площині, яка паралельна поверхні зразка, E – модуль Юнга, μ – коефіцієнт Пуассона, d і d_0 – міжплощинні відстані в обробленому та вихідному зразках.

3.3.2. Металографічні дослідження

Металографічні шліфи зміцнених зон готували за загальною методикою металографічного аналізу. Для виявлення мікроструктури шліфи піддавали травленню 4% розчином «Nital» (4% азотної кислоти і 96% етанолу/дистильованої води) протягом 5...10 с. Для дослідження мікроструктури металевих зразків використовували оптичний мікроскоп Nikon Optiphot-100 (фотомікроскоп відбитого світла дає збільшення від X50 до X1000). Обробка зображення і вимір лінійних розмірів фазових, а також структурних складових здійснювали за допомогою програми «Infinity capture», яка призначена для поліпшення якості зображень, калібрування розмірів, ручних і автоматичних вимірювань по зображеннях, статистичній обробці та експорту результатів вимірювання.

Електронно-мікроскопічні дослідження структури приповерхневих шарів проводили на мікроскопі JEM-CX100 JEOL за допомогою трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ). Зразки для вивчення тонкої структури готували з обережністю, що виключають додатковий механічний вплив на структуру. Всі зразки проходили попереднє механічне шліфівання з боку протилежної обробленої поверхні до товщини 150...200 мкм. Після цього вирізали шайби діаметром 3 мм. Зразки полірували з використанням методики односторонньої хімічної (початкова стадія) і завершального електролітичного полірування в охолоджуваному водою електроліті за методом Болмана в електроліті складу: 133 см³ крижаної оцтової кислоти, 75 г хромового ангідриду, 20 см³ води при напрузі в інтервалі 90...100 В із застосуванням фторопластового тримача. Після завершення полірування зразки

промивали в дистильованій воді і спирті (етанол + ацетон) з подальшою сушкою. Для вивчення стану структури в приповерхневих шарах на глибині 15...20 мкм використовували методики одно- і двостороннього полірування, чергування яких дозволяє проводити дослідження на заданій відстані від поверхні.

На основі існуючих залежностей металофізичних теорій керування структуроутворенням, проводили теоретичну оцінку диференційованого внеску різних механізмів зміцнення (структурних параметрів) на зміну інтегрального значення границі плинності зміцнених поверхонь згідно теорій Пайєрлса-Набарро, Холла-Петча, Мотта-Набарро, Тейлора та Орована, що дозволяє прогнозувати властивості зміцненого поверхового шару та коригувати режими технологічних процесів з урахуванням необхідних структурно-фазових параметрів.

Внесок різних механізмів зміцнення на границю плинності при ЛО, УЗО та комбінованій ЛО+УЗО оцінювали [131,132]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_{mp} + \Delta\sigma_\delta + \Delta\sigma_{\delta c}, \quad (3.4)$$

де σ_0 – напруження тертя решітки α -заліза [МПа], $\Delta\sigma_z$ – зернограничне зміцнення [МПа], $\Delta\sigma_c$ – субструктурне зміцнення [МПа], $\Delta\sigma_{mp}$ – тверддорозчинне зміцнення [МПа], $\Delta\sigma_\delta$ – дислокаційне зміцнення [МПа], $\Delta\sigma_{\delta c}$ – дисперсійне зміцнення [МПа].

Напруження тертя решітки α -заліза (опір решітки металу руху вільних дислокацій) оцінювали згідно до теорії Пайєрлса-Набарро:

$$\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4} G, \quad (3.5)$$

де G – модуль зсуву ($G = 84000$ МПа).

Зернограничне зміцнення визначали розміром зерна у відповідності з відношенням Холла-Петча:

$$\Delta\sigma_z = K_z d^{-1/2}, \quad (3.6)$$

де K_z – коефіцієнт, який враховує внесок границ зерен в зміцнення ($K_z \sim 0.5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$), d – розмір зерна (при ЛО розмір ширини (довжини) рейок мартенситу або пакетів пластин мартенситу) [нм].

Використання виразу (3.6) доцільно лише для випадку істинно зернової структури. Однак при УЗО шляхом інтенсивної пластичної деформації спостерігаються в основному малокутові границі субзернової структури, а розмір зерен майже не змінюється. В цьому випадку необхідно враховувати крім внеску від кордонів зерен (зернограничне зміцнення) субструктурне зміцнення від блоків або комірок:

$$\Delta\sigma_c = K_c D^{-1}, \quad (3.7)$$

де K_c – коефіцієнт міждислокаційної взаємодії ($K_c \sim 0.15 \cdot 10^6$ МПа·нм), D – розмір субзерна (блоків, комірок, фрагментів) [нм].

Твердорозчинне зміцнення визначали вмістом легуючого елемента і його зміцнюючою дією відповідно до терії Мотта-Набарро:

$$\Delta\sigma_{mp} = \sum_{i=1}^n k_i \cdot c_i, \quad (3.8)$$

де k_i – коефіцієнт зміцнення заліза при розчиненні в ньому 1% за масою i -го легуючого елемента, c_i – атомна концентрація розчиненого i -го легуючого елемента за масою у залізі [%]. Відомо [132], що найбільший зміцнюючий ефект пов'язаний з вуглецем, який розчиненим у решітці α -Fe.

Дислокаційне зміцнення в результаті підвищення густини дислокацій структури визначали за теорією Тейлора:

$$\Delta\sigma_o = M\eta bG\rho^{1/2}, \quad (3.9)$$

де M – орієнтаційний фактор Тейлора ($M = 2$), η – коефіцієнт, який залежить від характеру взаємодії дислокацій при деформаційному зміцненні ($\eta = 0.2$), b – вектор Бюргерса ($b = 0.25$ нм), G – модуль зсуву, ρ – густина дислокацій.

Дисперсійне зміцнення за рахунок дисперсних часток розраховували згідно формули Орована:

$$\Delta\sigma_{oc} = \gamma Gb\sqrt{f_v} / \langle r \rangle, \quad (3.10)$$

де γ – чисельний коефіцієнт, що враховує фактор Тейлора ($\gamma \sim 1$), G – модуль зсуву, b – вектор Бюргерса дислокації, f_v – об'ємна частка зміцнюючих часток, r – середній радіус частинок.

Крім того, для порівняння величини границі плинності (3.4) здійснювали теоретичну оцінку границі плинності через мікротвердість матеріалу за формулою:

$$\sigma_T = 0.3H_\mu, \quad (3.11)$$

де H_μ – мікротвердість поверхневого шару [МПа].

3.3.3. Вимірювання зміцнених зон, поверхневої твердості та мікротвердості

При однопрохідному або двопрохідному лазерному зміцненні, аналіз ЗТВ в поперечному перерізі по глибині та ширині поверхневого шару спостерігали на оптичному профілометрі Leica DCM3D за допомогою конфокального об'єктиву 10XLD. Геометричні характеристики обробленої області, зокрема ширина (b_3) і глибина (h_3) зміцнення (рис. 3.8 а), вимірювали за стандартною методикою з використанням графічного програмного забезпечення «Компас-3D».

При двопрохідному лазерному зміцненні, крім ширини (b_3) і глибини (h_3) зміцнення присутня зона перекриття лазерних доріжок, яка характеризується довжиною (b_n) та глибиною перекриття (h_n). Довжина перекриття дорівнювала коефіцієнту перекриття 10, 25 та 40% лазерних доріжок (рис. 3.8 б).

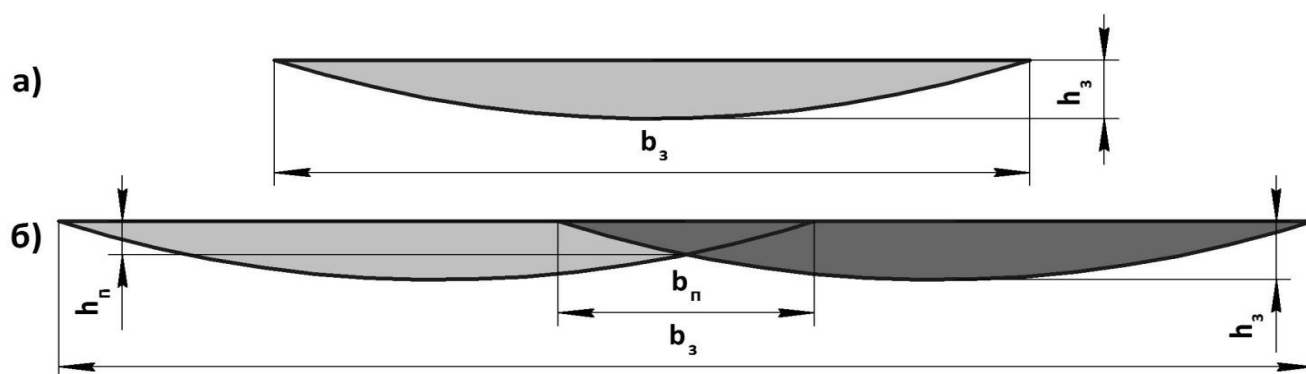


Рисунок 3.8 – Схеми зміцнених зон:

а) однопрохідне лазерне зміцнення; б) двопрохідне лазерне зміцнення

Випробування мікротвердості зміцнених зон, при однопрохідному лазерному зміцненні, виконували по центру доріжки в поздовжньому напрямку глибини на відстані від поверхні $\sim 20...40$ мкм, що забезпечувало умови відступу відбитку від поверхні зразка $2.5d$, де d є діагональ відбитку Віккерса (рис. 3.9 а). Подальші точки

відбитку індентора розміщували в п'ятьох поздовжніх напрямках по глибині при відступі подальших точок на відстані $l = 20$ мкм з одночасним забезпеченням ширини 500 мкм ($4d$) між рядами вимірювання (рис. 3.9 б). Крім того, додатково проводили вимірювання в приповерхневій зоні на глибині ~ 50 мкм від поверхні. Вимірювання мікротвердості зміцнених зон, при двопрхідному лазерному зміцненні, виконували в поздовжньому напрямку ширини та глибини на відстані від поверхні зразка ~ 150 мкм (рис. 3.9 в).

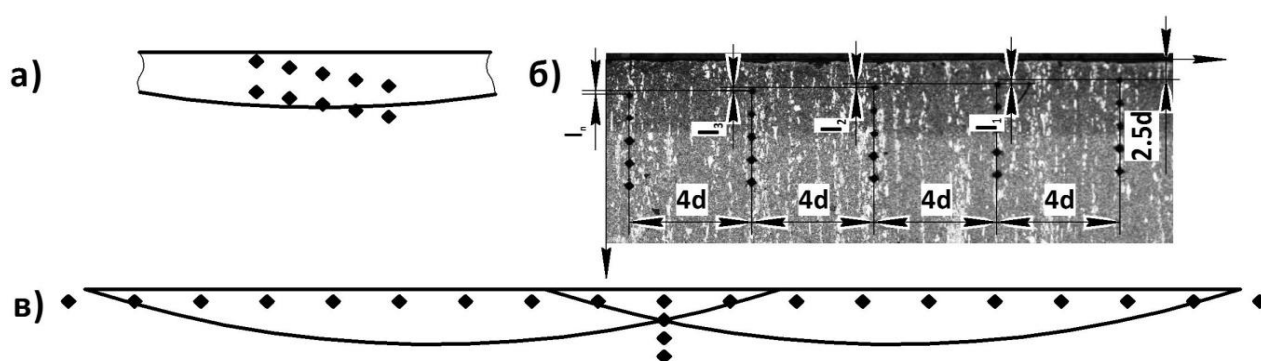


Рисунок 3.9 – Вимірювання мікротвердості зміцнених зон:

а,б) однопрхідне лазерне зміцнення; в) двопрхідне лазерне зміцнення

Всі вимірювання мікротвердості в поперечному перерізі поверхневого шару зразків здійснювали за методом Віккерса, з використанням цифрового мікротвердоміра FM800, при навантаженні індентора 50 г (та 300 г при ЛО з перекриттям доріжок) протягом 12 с. Даний прилад має можливість збільшувати поле зображення за допомогою об'єктивів на величину 10X, 20X та 50X, а навантаження індентора (куля діаметром 1.6 мм) варіювати в межах в 1 г до 2 кг.

Випробування зразків на твердість поверхні здійснювали, з використанням універсального цифрового твердоміра Computest SC, при ручному навантаженні індентора 1 кг протягом 3 с.

Інтенсивність зміцнення поверхні та поверхневого шару на глибині до 50 мкм оцінювали за відношенням різниці між значеннями твердості поверхні (мікротвердості поверхневого шару) зміцненого шару та вихідного матеріалу за формулою $u_z = (H_\mu^z - H_\mu^{вих}) / H_\mu^{вих} \cdot 100\%$.

3.3.4. Визначення параметрів мікрорельєфу поверхні

Дослідження мікрорельєфу поверхні зразків та зони ЗТВ в поперечному перерізі поверхневого шару проводили на оптичному профілометрі Leica DCM3D за допомогою конфокального об'єктиву 10XLD. Крім того, даний мікроскоп має можливість збільшувати зображення за допомогою шести конфокальних та одного інтерферометричного об'єктивів на величину 5X, 10XLD/10X (інтерферометричний об'єктив), 20X, 50X, 100XLD, 150X. Загальна робоча площа: x-y-z (200x400x40 мм). Максимальна роздільна здатність по вертикалі: 0.1 нм в режимі інтерферометричному та 2 нм в режимі конфокальному.

В процесі конфокальної профілометрії вертикальним скануванням зразків будували 2D текстуру мікрорельєфу поверхні розмірами 2.5x3 мм в центрі оброблених доріжок (рис. 3.10 а) за допомогою модулю вимірювання поверхні.

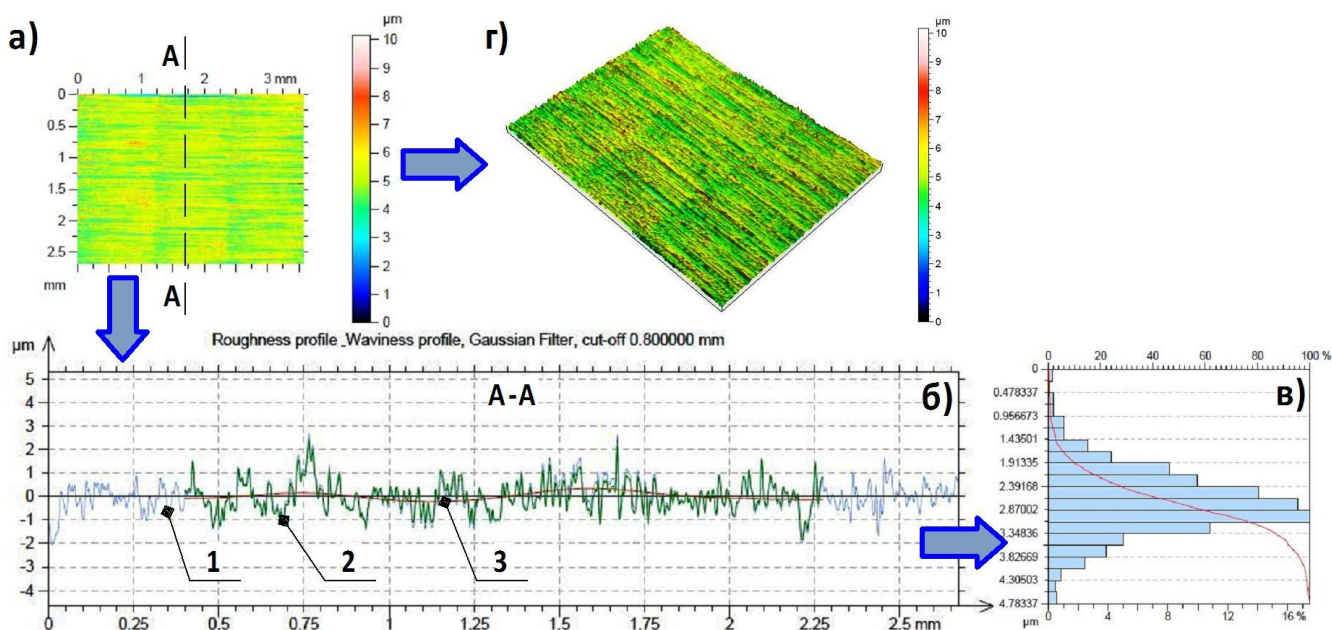


Рисунок 3.10 – Аналіз мікрорельєфу поверхні: а) 2D текстура поверхні; б) профілограми поверхні; в) крива Аббота-Файєрстоуна; г) 3D текстура поверхні; 1 – профіль поверхні; 2 – профіль шорсткості; 3 – профіль хвилястості

Наступний аналіз параметрів профілю шорсткості і хвилястості мікрорельєфу поверхонь (рис. 3.10 б) здійснювали в центрі перерізу площі зображення паралельно вісі у (довжина 2.5 мм) у всіх випадках на оброблених поверхнях. А при аналізі УЗО

впливу проводили додатковий переріз площі зображення паралельно вісі x (довжина 3 мм) внаслідок нерівномірної хвилястості топографії мікрорельєфу поверхні. Крім того, також проводили аналіз форми профілю мікрорельєфу поверхні зразків за кривими Аббота-Файєрстоуна (рис. 3.10 в) та 3D текстури за висотними параметрами мікронерівностей поверхні (рис. 3.10 г).

Параметри профілю мікрорельєфу поверхні визначали на базовій довжині 0.8 мм у відповідності з міжнародним стандартом ISO4287, а параметри топографії мікрорельєфу поверхні – ISO25178.

Величину зміни параметрів мікрорельєфу поверхні оцінювали за відношенням різниці між значеннями обробленого стану та вихідного стану поверхні за формулою $\delta = (R_a - R_a^{вих}) / R_a^{вих} \cdot 100\%$.

3.3.5. Випробування зразків на зносо- та корозійну стійкість

Трибологічні випробування поверхонь зразків на зношування проводили на розробленому автоматизованому трибологічному комплексі, з модулем динамічного навантаження, в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАНУ (рис.3.11), який дозволяв оцінювати трибологічні властивості та контактну взаємодію матеріалів за умов квазістатичних (квазістаціонарних) та динамічних режимів навантаження [128,133].

Випробування зразків протягом 15 та 45 хв проводили зворотно-поступальним ковзанням індентора (з нітриду кремнію (Si_3N_4), діаметром 8 мм, твердістю 1550 ГПа) з частотою 1 Гц та швидкістю ковзання 0.013 м/с вздовж доріжки 4 мм по поверхні плоских зразків в інертному середовищі при статичному (постійному) навантаженні $F_c = 30$ Н (квазістатичний режим навантаження – СРН). А динамічну складову сили нормального навантаження (динамічний режим навантаження – ДРН), при середньому значенні статичного навантаження $F_c \sim 30$ Н, задавали у вигляді механічних коливань, які прикладалися одночасно з статичною силою. Величина амплітуди динамічної складової ΔF_c складала 10% від статичного навантаження ($\Delta F_c = 3$ Н), а частота динамічної складової – 25 Гц.

Навантаження $F_c = 30$ Н обирали, виходячи із властивостей матеріалу досліджуваних зразків.

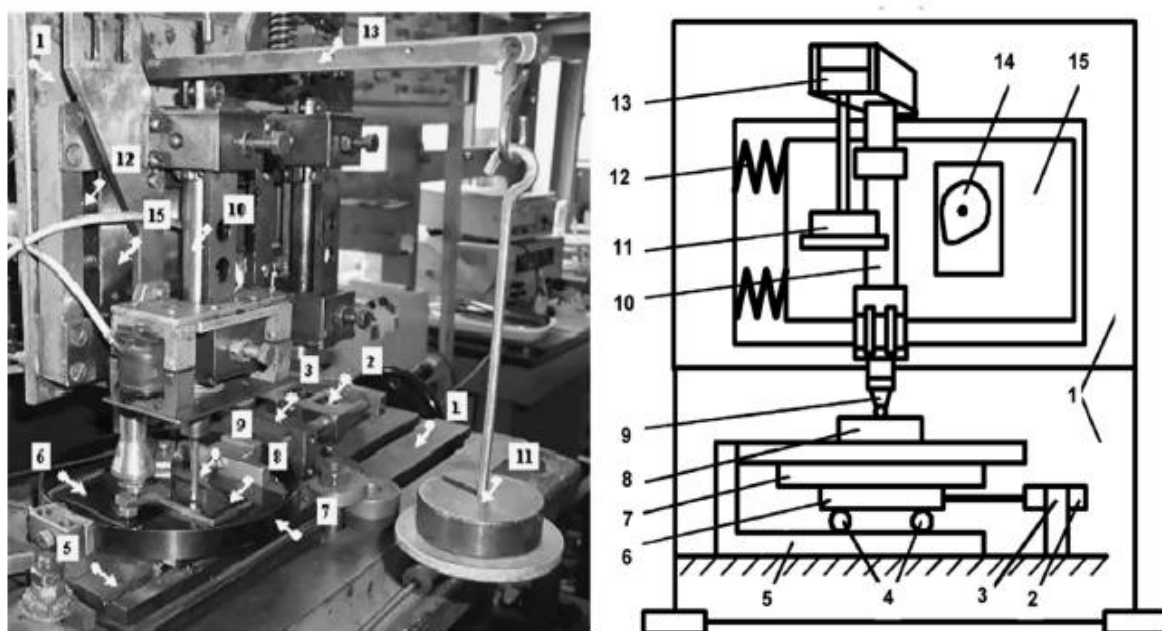


Рисунок 3.11 – Автоматизований трибологічний комплекс [132]:

1 – станина; 2 – датчик; 3 – скоба; 4 – направляючі; 5 – штатив; 6 – опора;
7 – пружинне кільце; 8 – плоский зразок; 9 – індентор; 10 – шток; 11 – ваги;
12 – пружина; 13 – важіль; 14 – кулачковий механізм; 15 – каретка

Силу тертя F_m оцінювали за допомогою тензометричних вимірювань зміщення пружного елемента, який жорстко з'єднаний з випробуваним зразком. Величину зношування W_L , при квазістатичному та динамічному режимах навантаження, визначали за профілем глибини доріжки тертя з використанням профілографа-профілометра Калібр К-201. А силу тертя визначали за даними трибограм самописця [133]. Крім того, зношені доріжки тертя також досліджували за допомогою оптичного профілометра Leica DCM3D, що дозволяв проводити аналіз профілю та топографії мікрорельєфу поверхні (рис. 3.12).

Аналіз 2D текстури профілю мікрорельєфу поверхні (рис. 3.13 а,б) та кривої співвідношення матеріалу (кривої Аббота-Файєрстоуна) разом із гістограмою глибини профілю мікрорельєфу поверхні (рис. 3.13 с) проводили у відповідності з міжнародним стандартом ISO 4287, що описує співвідношення довжини

заповненого матеріалу до довжини оцінювання при даній глибині перерізу вираженої у відсотках та змінюється від рівня найбільшого піку профілю шорсткості мікрорельєфу поверхні ($M_r = 0$) до рівня найбільшої впадини ($M_r = 100\%$).

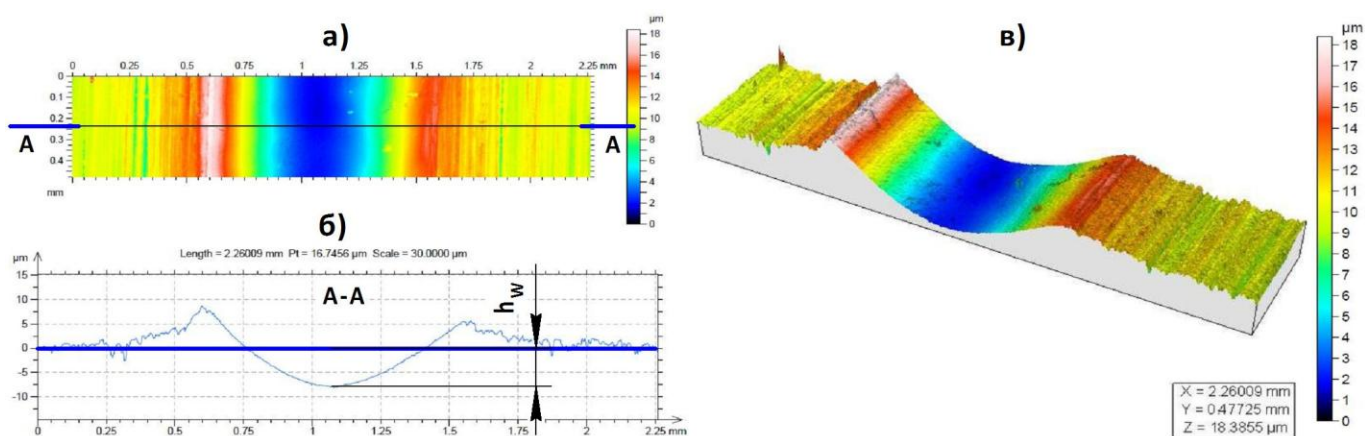


Рисунок 3.12 – Оцінка величини зношування доріжок тертя:

а) 2D текстура; б) профіль; в) 3D текстура; h_w – глибина доріжки тертя

Математично крива Аббота-Файерстоуна є сумарною кривою частоти ординат профілю шорсткості поверхні, яка розраховувалася в межах базової довжини профілю з обраним відсіченням 0.8 мм. Гістограма глибини профілю шорсткості мікрорельєфу поверхні характеризує щільність розподілу відповідних точок в профілі шорсткості поверхні.

Графічне визначення функціональних параметрів профілю шорсткості мікрорельєфу поверхні (рис. 3.13 д) виконано на основі кривої співвідношення матеріалу, згідно стандарту ISO 13565-2, що показує величину зниження висоти виступу та глибини впадини, а також глибини серцевини профілю шорсткості.

Використовуючи, криву Аббота-Файерстоуна та опорну лінію профілю шорсткості поверхні графічно визначали наступні функціональні параметри профілю шорсткості мікрорельєфу поверхні [134]: R_{pk} – середня арифметична висота виступів верхньої частини профілю шорсткості поверхні, що дозволяє визначити величину зношування матеріалу в процесі експлуатації (припрацювання) поверхні деталі; R_k – середня арифметична глибина серцевини мікронерівностей профілю шорсткості поверхні, що дозволяє визначити основу профілю

мікрорельєфу та допустиму величину зношування найбільш відповідальної поверхні, яка найсуттєвіше впливає на тривалість служби та якісні показники роботи деталі; R_{vk} – середня арифметична глибина впадин профілю шорсткості поверхні, що відображає здатність поверхні до утримання мастила, а також величини співвідношення матеріалу профілю шорсткості мікрорельєфу поверхні (M_{r1} – співвідношення матеріалу, де верхня горизонтальна лінія перетину відокремлює виступаючі піки з серцевини профілю шорсткості поверхні, перетинаючи криву співвідношення матеріалу, M_{r2} – співвідношення матеріалу, де нижня горизонтальна лінія перетину відокремлює глибокі впадини з серцевини профілю шорсткості поверхні, перетинаючи криву співвідношення матеріалу).

Крім того, здійснювалися дослідження профілю шорсткості мікрорельєфу поверхні по глибині згідно параметру R_{mr} .

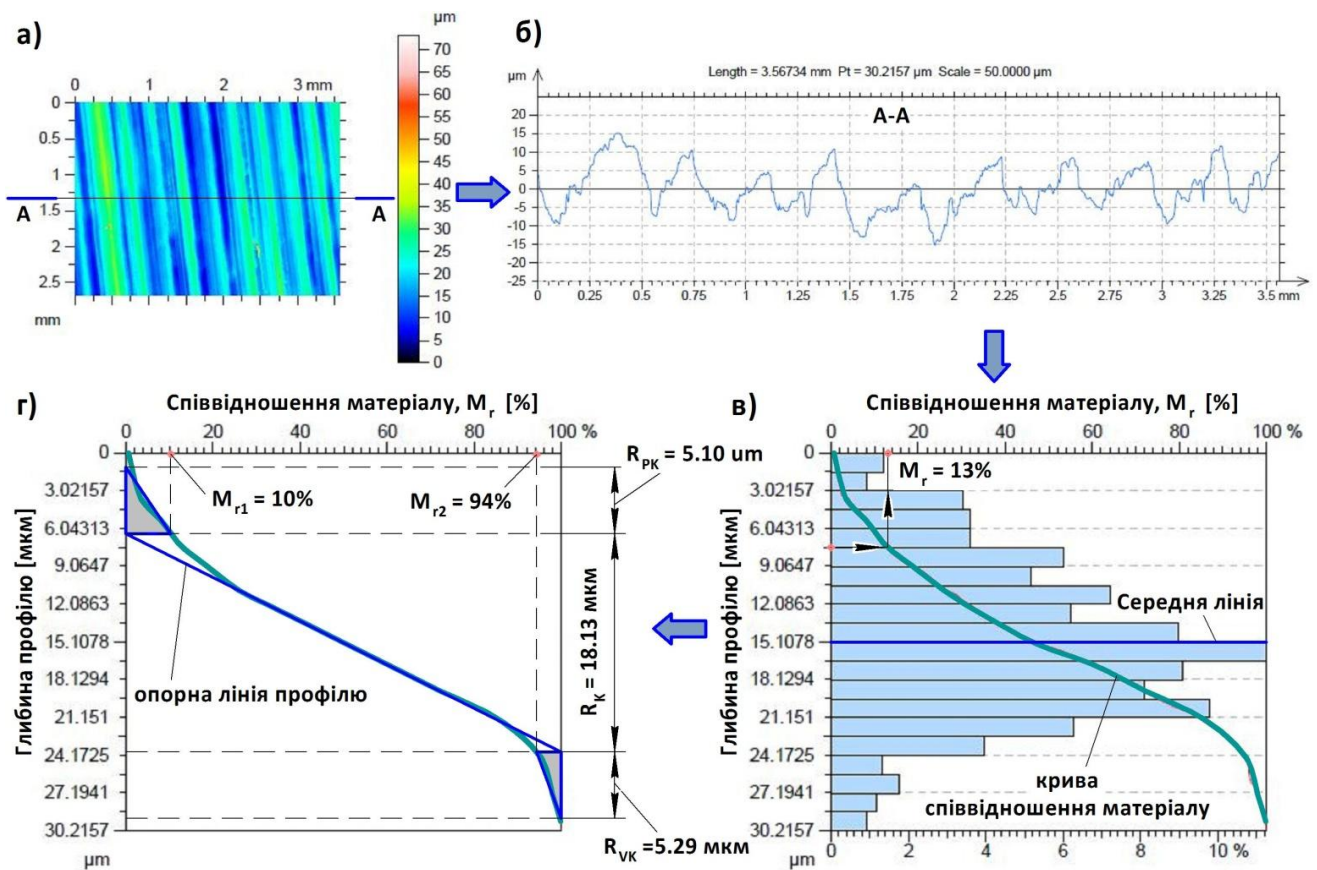


Рисунок 3.13 – Аналіз функціональних параметрів мікрорельєфу поверхні:

- а) 2D текстура поверхні; б) профіль мікрорельєфу поверхні;
- в) крива співвідношення матеріалу з гістограмою глибини профілю шорсткості;
- г) функціональні параметри профілю шорсткості

Теоретичну оцінку несучої здатності оброблених зразків здійснювали, на основі зв'язку між параметрами топографії та профілю шорсткості поверхні, за формулою Крагельського-Комбалова [135]:

$$B_c = \left(\frac{100}{t_m} \right)^{1/\nu} \cdot \left(\frac{R_p}{\rho_m} \right), \quad (3.12)$$

де t_m – відносна опорна довжина мікронерівностей профілю шорсткості поверхні на рівні середньої лінії [%], ν – параметр початкової ділянки кривої відносних опорних довжин профілю шорсткості мікрорельєфу поверхні ($\nu = 2t_m(R_p/R_a) - 1$), R_p – висота виступів мікронерівностей профілю шорсткості мікрорельєфу поверхні [мкм], ρ_m – середній радіус виступів мікронерівностей профілю шорсткості мікрорельєфу поверхні [мкм].

Теоретичну величину зношування, що обернено пропорційна мікротвердості матеріалу, оцінювали за формулою Арчарда [132]:

$$W_L = K \frac{F_s l}{H_\mu}, \quad (3.13)$$

де K – коефіцієнт зношування, F_s – прикладене статичне навантаження [Н], l – довжина доріжки тертя [мм], H_μ – мікротвердість матеріалу [Н/мм²].

Враховуючи теорію молекулярно-механічної природи триботехнічних систем і механізму втомного зношування для шорсткої поверхні найбільш характерною є деформаційно-механічна складова руйнування зношуванням, а для гладкої – молекулярна.

Інтенсивність лінійного зношування оцінювали [134]:

$$I_w = h_w / l, \quad (3.14)$$

де h_w – величина зношування [мм], l – довжина доріжки тертя [мм].

Відомо [135], що для теоретичної оцінки якості поверхневого шару деталей доцільно використовувати комплексні параметри, які включають в себе як параметри мікрорельєфу (параметри шорсткості, хвилястості, макровідхилення), так і фізико-механічні властивості поверхневого шару (інтенсивність зміцнення, залишкові напруження).

З урахуванням вище приведеного, теоретичну оцінку зносостійкості розраховували згідно комплексного параметру:

$$W_R = \frac{(R_a \cdot W_z \cdot H_t)^{1/6}}{t_m^{3/2} \cdot S_m^{1/2} \cdot I_{hard}^{2/3} \cdot \lambda}, \quad (3.15)$$

$$\lambda = \left(\frac{\sigma_B - \sigma_R}{\sigma_a} \right)^{t_y},$$

де R_a – середнє арифметичне відхилення профілю шорсткості поверхні [мкм], W_z – середня висота нерівностей профілю хвилястості поверхні [мкм], H_t – максимальне макровідхилення [мкм], t_m – відносна опорна довжина профілю шорсткості поверхні на рівні середньої лінії [%], S_m – середній крок нерівностей профілю шорсткості поверхні на рівні середньої лінії [мм], u_3 – інтенсивність зміцнення поверхневого шару [%], σ_B – границя міцності матеріалу (тимчасовий опір руйнуванню) [МПа], σ_R – залишкові напруження другого роду [МПа], σ_a – діючі значення напруження по поверхні тертя [МПа], t_y – параметр фрикційної втоми при пружному контакті, який змінюється від 3 до 14 [134].

Експериментальні дослідження поверхонь зразків із сталі 45 на корозійну стійкість проводили в Інституті хімії поверхні ім. О.О.Чуйка НАНУ по зміні зовнішнього вигляду зразків після витримки в корозійному середовищі, зокрема у 3% розчині NaCl протягом 6 діб при кімнатній температурі. Зовнішній огляд зразків проводили щоденно до появи перших ознак корозії та фіксували на мікроскопі Bresser Biolux LCD при однаковому збільшенні (x40).

3.4. Математичне планування експерименту та статистична обробка результатів

При дослідженні впливу комбінованої ЛО+УЗО на якісні параметри поверхневого шару досліджуваних сталей необхідно застосовувати методи математичного планування експерименту внаслідок великої кількості технологічних параметрів як при ЛО, так при УЗО [136,137]. Ці методи дозволяють скоротити число необхідних дослідів, встановити взаємозв'язок між якісними

параметрами поверхневого шару та режимами ЛО та УЗО, а також провести оптимізацію процесу. Експериментальні дані, отримані на основі планування та реалізації багатофакторного експерименту із елементами аналізу дисперсії та рівнянь регресії дозволяють визначити ступінь та характер впливу технологічних режимів ЛО і УЗО на якісні параметри поверхневого шару та створити передумови для керування процесом зміцнення.

В даному дослідженні експериментальне вивчення процесів формування поверхневого шару проводили при постановці багатофакторного експерименту окремо як для ЛО, так і для УЗО, на основі яких визначали оптимальні режими для проведення комбінованої ЛО+УЗО. При цьому в якості факторів використовували наступні технологічні режими: температура нагрівання (T) і швидкість переміщення зразка (S) при ЛО та амплітуда ультразвукових коливань концентратора ($A_{узк}$) і тривалість обробки ($t_{узк}$) при УЗО. Значення інших технологічних параметрів режимів обробки – ширина і швидкість сканування лазерного променя, статичне навантаження УЗКС, частота ультразвукових коливань концентратора, діаметр деформуючого бойка встановлювали постійними, які були визначені на основі попередніх досліджень та рекомендацій.

Досліджуваними вихідними параметрами були глибина (h_3) та ширина (b_3) зміцнення, поверхнева твердість (HRC) та мікротвердість (H_μ) при ЛО, а також середнє арифметичне відхилення профілю шорсткості (R_a), середнє арифметичне відхилення профілю хвилястості (W_a), середня арифметична висота профілю (S_a) та поверхнева твердість (HRC) при УЗО.

Повний факторний експеримент для двох факторів (k) і трьох рівнів (p) включає в себе наступне число експериментів (n): $n = p^k = 3^2 = 9$ експериментів.

А експериментальні дані оцінювали згідно квадратичної регресійної моделі [138]:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_{12}x_1x_2 + b_{11}x_1^2 + b_{22}x_2^2, \quad (3.16)$$

де y – цільова функція (якісні характеристики поверхневого шару), $b_0, b_1, b_2, b_{12}, b_{11}, b_{22}$ – коефіцієнти регресії.

На цій же основі були встановлені межі варіювання факторів і план експерименту ЛО та УЗО сталевих зразків (див. дод. В). У відповідності з вибраним планом (3^2) було проведено 9 експериментів як для ЛО, так і для УЗО сталей 45 (табл. В.3.1- В.3.4) та Х12МФ (табл. В.3.5- В.3.8), які виконувалися один раз.

Планування експерименту, статистична обробка отриманих результатів, побудова та аналіз експериментальних математичних моделей проведені за допомогою програмного пакету «Design-Expert V7», зокрема модулю «Response Surface Method», який має такі позначення (табл. В.3.9): *factor* – фактор, *model* – модель, *temperature* – температура, *feed rate* – швидкість переміщення, *Sum of squares (SS)* – квадратичне відхилення середнього експерименту; *df* – число ступенів свободи *F*-критерія; *Mean square* – середньоквадратична дисперсія; *F value* – значення *F*-критерія, зокрема порівняння дисперсії із похибкою дисперсії; *p-value [Prob>F]* – значення значимості, яке пов'язане із значенням *F*-критерій. Якщо значення значимості моделі < 0.05 , то модель є адекватною (значимою), а якщо значення коефіцієнтів регресії > 1 , то коефіцієнти є не значимими; *Residual* – похибка квадратичного відхилення середнього експерименту; *Corrected Total* – сума квадратичного відхилення середнього експерименту; *Standard deviation Standard* – стандартне відхилення, яке пов'язане з похибкою експерименту, зокрема є мірою розпорошування результатів спостереження відносно кривої регресії; *Mean* – середнє значення відгуку; *Coefficient of variation (C.V.)* – коефіцієнт варіювання моделі, зокрема похибка, яка виражена у відсотках від середнього; *Predicted Residual Sum of Squares for the model (PRESS)* – передбачена похибка квадратичного відхилення моделі; *R-squared (R^2)* – квадрат коефіцієнту множинної кореляції, який називається коефіцієнтом детермінації, який вказує наскільки отримані спостереження підтверджують модель; *Adjusted R-squared (R^2)* – скоригований коефіцієнт детермінації; *Predicted R-squared (R^2)* – передбачений коефіцієнт детермінації, який показує наскільки добре модель прогнозує значення відгуку ($0 \leq R^2 \leq 1$);

Adequate Precision – є мірою діапазону у передбачені відгуку по відношенню пов'язаної похибки моделі. Діапазон бажаних значень дорівнює 4 або більше.

Значення значимості 0.0008 (табл. В.3.9) для моделі є меншим ніж 0.05, що означає, що модель є адекватною. Передбачений коефіцієнт детермінації (0.9537) знаходиться в необхідних межах скоригованого коефіцієнту детермінації (0.9898). Отримана квадратична модель характеризується високою точністю ($36.084 > 4$) та може бути використана для керування глибини зміцнення поверхневого шару сталі 45 в залежності від температури нагрівання та швидкості ЛО.

Рівняння регресії для функції відгуку глибина зміцнення сталі 45, згідно проведеного багатофакторного експерименту для кодованих значень, має вигляд:

$$h_z = 177.5 + 120A - 57.76B - 33.55AB + 45.83A^2 + 10B^2, \quad (3.17)$$

Відповідно, експериментальна математична модель для функції відгуку глибина зміцнення має вигляд:

$$h_z = 2667.9 - 5.45T + 4.43S - 5.36 \cdot 10^{-3}TS + 2.93 \cdot 10^{-3}T^2 + 4S^2, \quad (3.18)$$

3.5. Висновки

1. Для здійснення комбінованої ЛО+УЗО запропоновано спеціальний технологічний лазерний комплекс (установка з ЧПК, волоконний лазер, 2D оптична система, двоколірний пірометр), що забезпечує в автоматизованому режимі встановлювати та здійснювати контроль температури і швидкості нагрівання поверхні при ЛО за допомогою спеціальної плати та розробленого програмного забезпечення та технологічна ультразвукова установка (ультразвуковий генератор, ультразвукова коливальна система з багатобойковим наконечником) з використанням обертальної контактної-зсувної схеми високочастотного ударного навантаження багатобойкового наконечника при УЗО.

2. Розроблені методики експериментальних досліджень поверхневого шару, з використанням сучасних методів та обладнання, дозволяють провести дослідження структурно-фазового складу та напруженого стану, структури поверхневого шару та зміцнених зон, а також параметрів профілю мікрорельєфу поверхні.

3. Запропоновані методи випробування на зношування і корозійну стійкість поверхні зразків дозволяють оцінити трибологічні властивості та контактну взаємодію матеріалів за умов квазістатичних та динамічних режимів навантаження, а також здатність чинити опір руйнуванню в хімічному середовищі.

4. Для визначення діапазону режимів ЛО (температура нагрівання та швидкість переміщення зразка) та УЗО (амплітуда ультразвукових коливань концентратора та тривалість обробки) сталевих зразків із сталі 45 та Х12МФ розроблено методику математичного планування експериментів з використанням багатофакторного експерименту.

РОЗДІЛ 4

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

4.1. Визначення діапазону технологічних режимів лазерної та ультразвукової обробки

Діапазон технологічних режимів ЛО та УЗО досліджуваних зразків отримано на основі аналізу результатів проведеного багатофакторного експерименту. Дисперсійний аналіз досліджуваних параметрів (додаток В) при ЛО (табл. В.4.10, В.4.11) та УЗО (табл. В.4.12, В.4.13) сталей 45 та Х12МФ з використанням побудови квадратичної моделі відповідає необхідним вимогам:

- значення значимості «p-value prob.>F» є меншими 0.05;
- коефіцієнти детермінації знаходяться в діапазоні $0 \leq R^2 \leq 1$;
- значення точності є більшими 4.

Рівняння регресії для функції відгуку глибини (h_z) і ширини (b_z) зміцнення, поверхневої твердості (HRC), мікротвердості (H_μ) при ЛО (табл. В.4.14-4.21) та параметрів шорсткості (R_a), хвилястості (W_a) та висоти профілю (S_a), а також поверхневої твердості (HRC) при УЗО (табл. В.4.22-4.29) досліджуваних сталей, згідно проведеного багатофакторного експерименту для кодованих значень приведено в додатку В.

А експериментальні моделі для функції відгуку досліджуваних параметрів при ЛО та УЗО сталі 45 мають вигляд:

$$h_z = 2667.9 - 5.45T + 4.43S - 5.36 \cdot 10^{-3}TS + 2.93 \cdot 10^{-3}T^2 + 4S^2, \quad (4.1)$$

$$b_z = -30775.65 + 67.62T - 5.74S + 7.89 \cdot 10^{-3}TS - 0.02 \cdot 10^{-3}T^2 - 0.05S^2, \quad (4.2)$$

$$HRC = -256.7 + 0.48T + 0.16S - 5.73 \cdot 10^{-5}TS - 1.92 \cdot 10^{-4}T^2 - 3.26 \cdot 10^{-4}S^2, \quad (4.2)$$

$$H_\mu = -127.54 + 0.22T - 0.02S + 2.68 \cdot 10^{-5}TS - 9.37 \cdot 10^{-5}T^2 + 1.33 \cdot 10^{-5}S^2, \quad (4.4)$$

$$Ra = -0.29 + 0.01A + 5.82 \cdot 10^{-3}t - 1.38 \cdot 10^{-4}At + 8.33 \cdot 10^{-4}A^2 - 1.25 \cdot 10^{-5}t^2, \quad (4.5)$$

$$Wa = -2.81 + 0.21A + 0.01t - 5.41 \cdot 10^{-4}At + 0.00A^2 - 2.09 \cdot 10^{-5}t^2, \quad (4.6)$$

$$Sa = 9.91 - 1.43A + 4.08 \cdot 10^{-3}t + 3.33 \cdot 10^{-4}At + 0.55A^2 - 2.88 \cdot 10^{-5}t^2, \quad (4.7)$$

$$HRC = 30.64 - 0.21A - 0.05t + 1.11 \cdot 10^{-3}At + 8.33 \cdot 10^{-3}A^2 + 8.43 \cdot 10^{-5}t^2, \quad (4.8)$$

А при ЛО та УЗО сталі Х12МФ:

$$h_s = -36200.32 + 56.87T - 3.99S + 2.85 \cdot 10^{-3}TS - 0.02T^2 - 3.33 \cdot 10^{-3}S^2, \quad (4.9)$$

$$b_s = -3.15 \cdot 10^5 + 512.56T - 137.99S + 0.09TS - 0.02T^2 + 0.04S^2, \quad (4.10)$$

$$HRC = -492.12 + 0.82T - 0.12S + 1.07 \cdot 10^{-4}TS - 3.16 \cdot 10^{-4}T^2 + 4 \cdot 10^{-5}S^2, \quad (4.11)$$

$$H_\mu = -54.18 + 0.08T - 6.47 \cdot 10^{-3}S + 1.42 \cdot 10^{-5}TS - 3.23 \cdot 10^{-5}T^2 - 3.33 \cdot 10^{-5}S^2, \quad (4.12)$$

$$Ra = -0.23 + 8.75 \cdot 10^{-3}A + 5.03 \cdot 10^{-3}t - 1.38 \cdot 10^{-5}At + 0.00A^2 - 1.35 \cdot 10^{-5}t^2, \quad (4.13)$$

$$Wa = 1.50 - 0.24A + 3.56 \cdot 10^{-3}t + 8.33 \cdot 10^{-5}At + 9.58 \cdot 10^{-3}A^2 - 1.37 \cdot 10^{-5}t^2, \quad (4.14)$$

$$Sa = -11.33 + 1.22A + 0.05t - 8.33 \cdot 10^{-4}At - 0.03A^2 - 1.19 \cdot 10^{-4}t^2, \quad (4.15)$$

$$HRC = 28.21 - 0.52A + 0.03t + 4.16 \cdot 10^{-4}At + 0.02A^2 - 1.19 \cdot 10^{-4}t^2, \quad (4.16)$$

На основі проведених теоретичних та пошукових експериментальних досліджень було визначено діапазон температури нагрівання 1050...1300 °С (сталь 45) і 1200...1340 °С (сталь Х12МФ) та швидкості переміщення зразка 40...140 мм/хв при ЛО. А отримані результати експериментальних досліджень ЛО, у попередньо визначеному інтервалі температур нагрівання та швидкості переміщення зразка, дозволили визначити геометричні розміри глибини і ширини ЗТВ, а також поверхневу твердість та мікротвердість зміцненого поверхневого шару (рис. 4.1, 4.2).

При температурі нагрівання нижче 1050 °С не виявлено ЗТВ на зразках сталі 45. Подальше підвищення температури нагрівання до 1300 °С сприяє збільшенню глибини зміцнення і незначному зменшенню ширини зміцнення при максимальній температурі (рис. 4.1 а,б), а також погіршення геометричних параметрів мікрорельєфу поверхні в порівнянні з температурою нагрівання 1200 °С.

А при ЛО сталі Х12МФ ЗТВ не виявлено при температурі нагрівання нижче 1200 °С, а подальше збільшення температури нагрівання до 1270 °С привело до збільшення глибини та ширини зони зміцнення (рис. 4.2 а,б). При температурі нагрівання 1340 °С спостерігається незначне зменшення як глибини, так і ширини зони зміцнення в порівнянні з температурою нагрівання 1270 °С. При збільшенні швидкості переміщення зразка глибина ЗТВ зменшується.

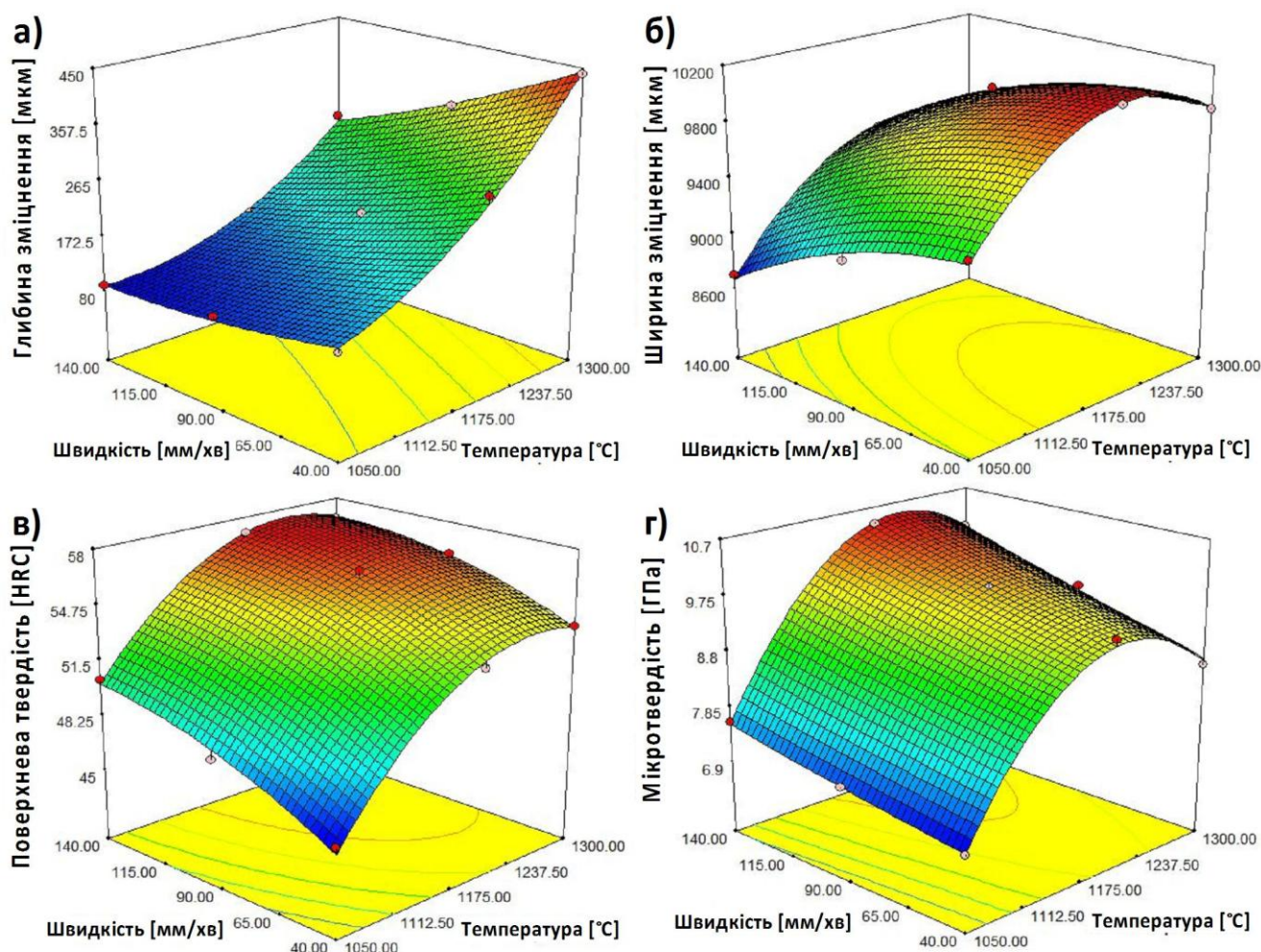


Рисунок 4.1 – Вплив температури нагрівання та швидкості переміщення зразка при ЛО сталі 45 на: а) глибину зміцнення; б) ширину зміцнення; в) поверхневу твердість; г) мікротвердість поверхневого шару

Встановлено, що при температурі нагрівання 1300 °С сталі 45 спостерігається незначне зниження як поверхневої твердості, так і мікротвердості поверхневого шару в поперечному перерізі у порівнянні з температурою нагрівання 1200 °С (рис. 4.1 в,г). А при нагріванні сталі X12МФ до температури 1340 °С відбувається незначне підвищення як поверхневої твердості, так і мікротвердості поверхневого шару в поперечному перерізі зразків у порівнянні з температурою нагрівання 1270 °С (рис. 4.2 в,г).

У порівнянні з вихідним станом термозміцненні ЛО зразки сталі 45 мають вищу поверхневу твердість (в 2.5...3 рази) та приповерхневу мікротвердість в

поперечному перерізі (в 2.3...3.5 рази) у порівнянні із зразками сталі Х12МФ (в 1.7...2.8 рази і 1.8...2.2 рази, відповідно) в залежності від температури нагрівання та швидкості переміщення зразка. Це може бути пояснено тим, що діапазон температур нагрівання 1200...1300 °С при швидкостях обробки 40...140 мм/хв є достатнім для утворення повної аустенізації та формування мартенситної структури при охолодженні, а для сталі Х12МФ потрібна більш висока температура нагрівання 1270...1340 °С для отримання мартенситу та розчинення карбідів в початковій стадії.

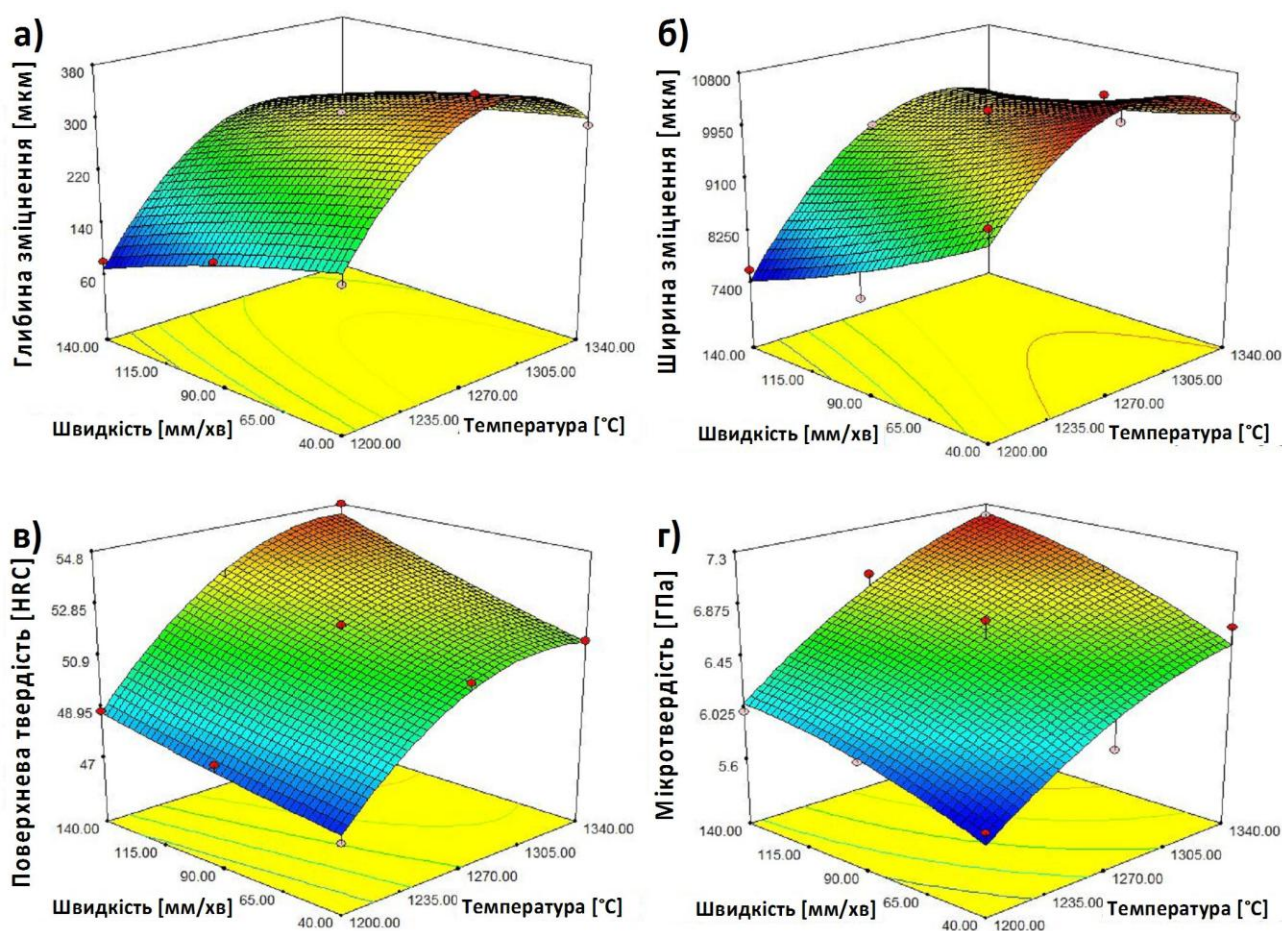


Рисунок 4.2 – Вплив температури нагрівання та швидкості переміщення зразка при ЛО сталі Х12МФ на: а) глибину зміцнення; б) ширину зміцнення; в) поверхневу твердість; г) мікротвердість поверхневого шару

При лазерному поверхневому термозміцненні досліджуваних сталей спостерігається зменшення глибини зміцнення та збільшення мікротвердості

поверхневого шару зі збільшенням швидкості переміщення зразка (рис. 4.3 а,б, табл. 3.3).

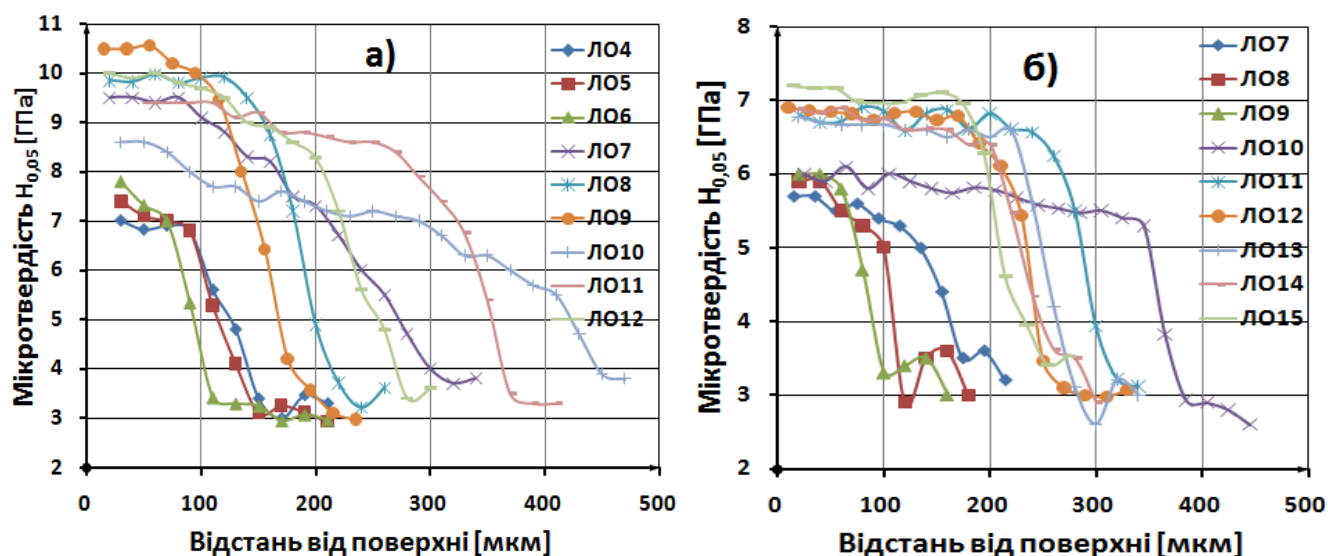


Рисунок 4.3 – Розподіл мікротвердості по глибині поверхневого шару при ЛО:

а) сталі 45; б) сталі X12МФ

Враховуючи приведені результати на рис. 4.1-4.3, оптимальними режимами поверхневого зміцнення при дії лазерного променя слід вважати діапазон температури нагрівання 1200...1300 °С для сталі 45 (режим ЛО8/ЛО11) і 1270...1340 °С для сталі X12МФ (режим ЛО11/ЛО14), швидкість переміщення зразка 90 мм/хв при швидкості сканування лазерного променя 1000 мм/с та ширині сканування лазерного променя 10 мм (див. табл. 3.3).

На відміну від незначної зміни параметрів шорсткості оброблюваної поверхні з використанням волоконного лазера, ППД інтенсифікована УЗО досліджуваних зразків сприяє формуванню регулярного мікрорельєфу на обробленій поверхні та підвищенню твердості поверхневого шару.

У порівнянні з вихідним станом використання УЗО сталі 45 сприяє зниженню параметра шорсткості R_a в 1.2...2.5 рази та одночасно збільшенню параметрів хвилястості W_a в 3.5...12.5 рази і висоти профілю S_a в 1.4...5.7 рази (рис. 4.4 а-в) в залежності від амплітуди УЗ коливань концентратора та тривалості обробки (табл. 3.7). Найбільш помітне зниження параметра шорсткості мікрорельєфу ($R_a = 0.25 \mu\text{m}$) було зафіксовано після УЗО при тривалості

обробки 60 с та амплітуді ультразвукових коливань концентратора 15 мкм. При збільшенні амплітуди УЗ коливань концентратора параметри мікрорельєфу поверхні сталі 45 підвищуються.

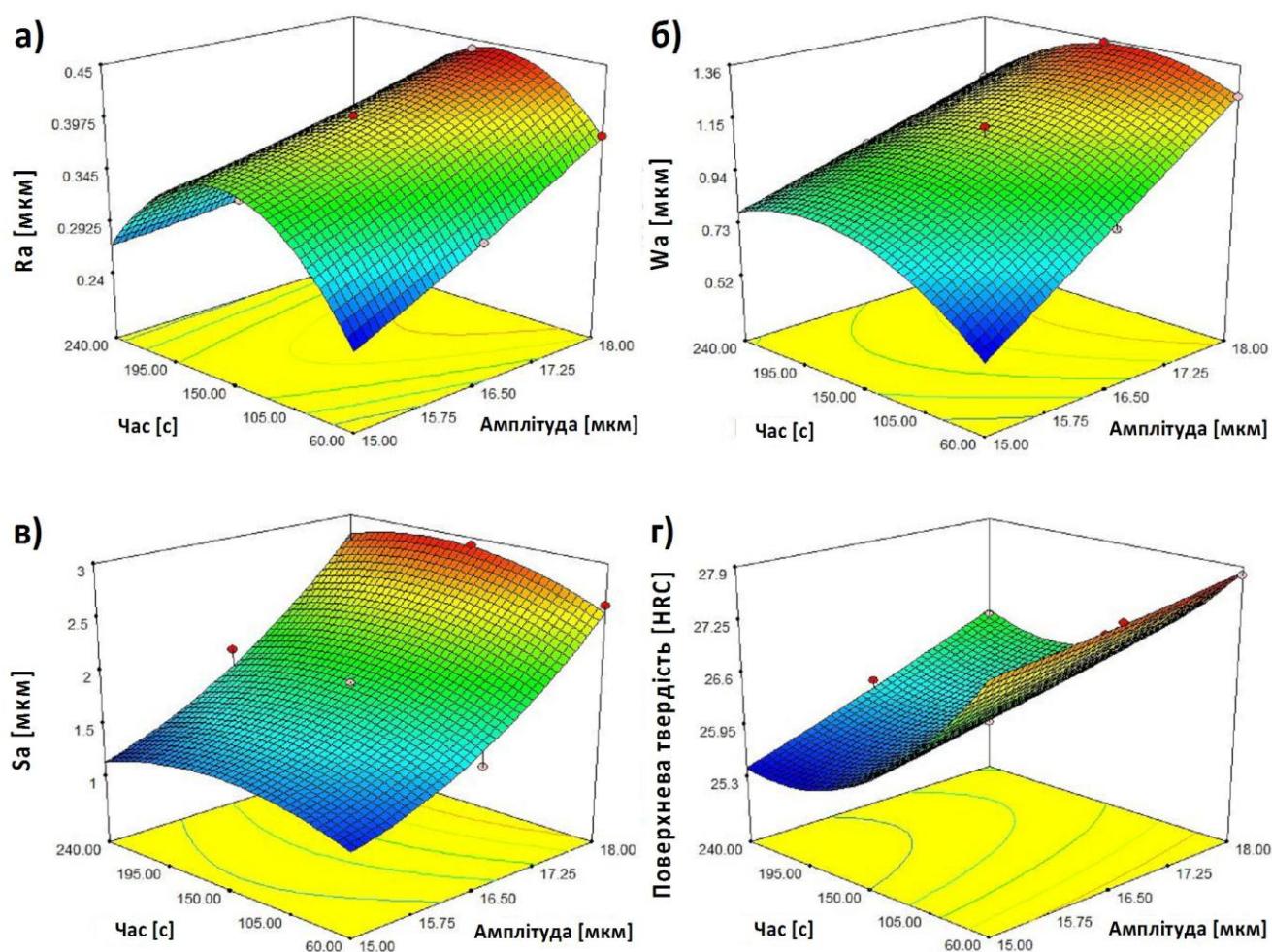


Рисунок 4.4 – Вплив амплітуди ультразвукових коливань концентратора та тривалості УЗО сталі 45 на: а) шорсткість; б) хвилястість; в) висоту профілю мікрорельєфу поверхні; г) поверхневу твердість

УЗО сталі Х12МФ забезпечила зниження параметра шорсткості R_a в 1.8...4.7 рази, збільшення параметра хвилястості W_a в 1.2...7.2 рази і параметра висоти профілю S_a в 2...6 рази (рис. 4.5 а-в) в порівнянні з вихідними параметрами мікрорельєфу поверхні. Найбільш помітне зниження параметра шорсткості ($R_a = 0.13$ мкм) зафіксовано після УЗО сталі Х12МФ при тривалості 60 с та амплітуді ультразвукових коливань концентратора 15 мкм, як і в сталі 45. Крім того, УЗО досліджуваних сталей також сприяє зміцненню поверхневого шару. Найбільші

значення твердості поверхні сталі 45 було отримано після УЗО протягом 60 с та амплітуді ультразвукових коливань концентратора 18 мкм (рис. 4.4 д).

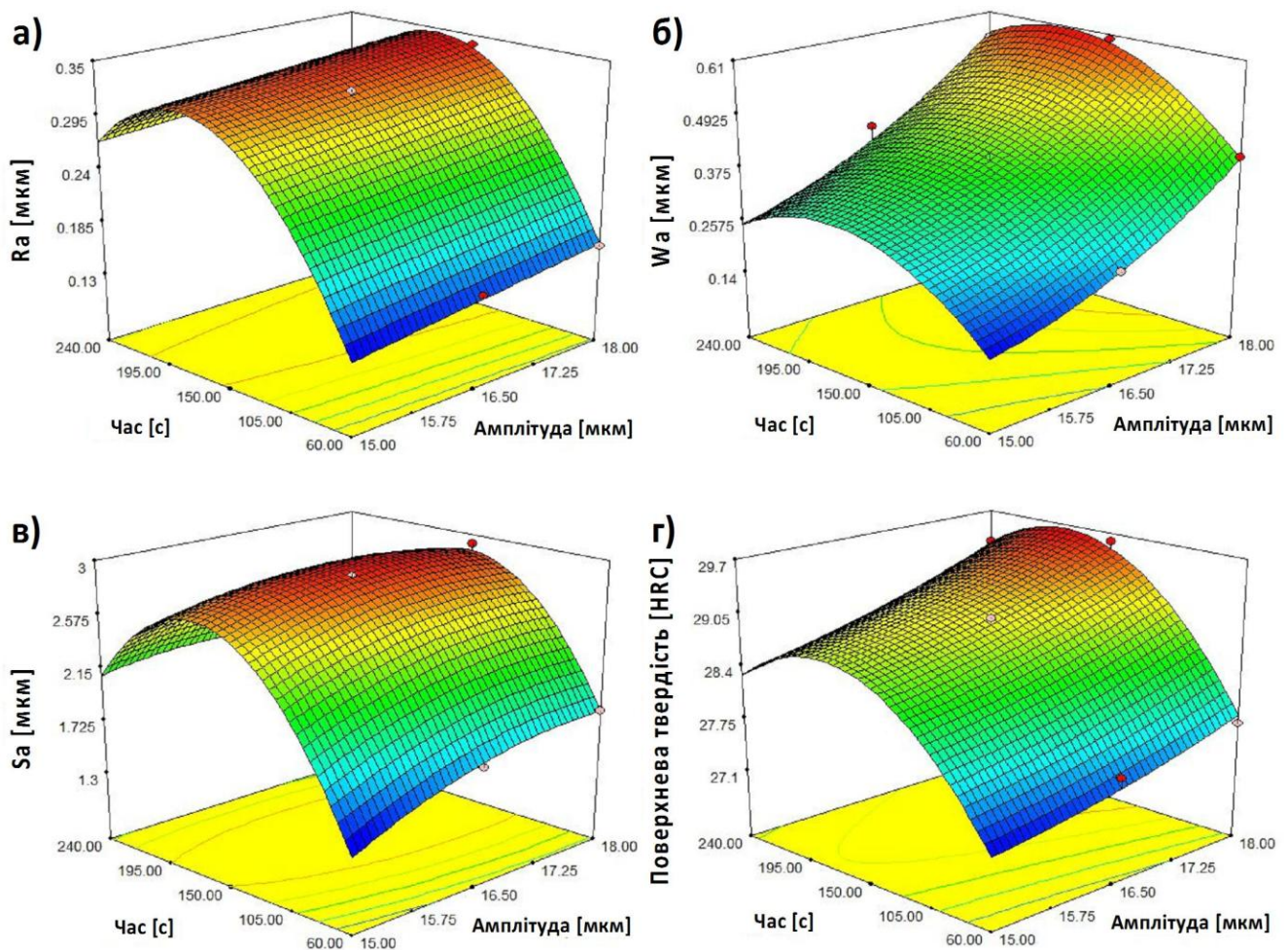


Рисунок 4.5 – Вплив амплітуди ультразвукових коливань концентратора та тривалості УЗО сталі X12МФ на: а) шорсткість; б) хвилястість; в) висоту профілю мікрорельєфу поверхні; г) поверхневу твердість

А для сталі X12МФ найбільше збільшення твердості отримано на протязі 180 с (рис. 4.5 д). Однак подальше збільшення тривалості УЗО сталі 45 (> 120 с) і сталі X12МФ (> 180 с) при використаних амплітудах УЗ коливань концентратора викликало деяке зменшення твердості поверхні за рахунок індукованого знеміцнення (перенаклепу), що ініціює формування деформованого шару з утворенням виривів (рис. 4.6 а), локальних пор (рис. 4.6 б) та відшаровувань поверхневого шару (рис. 4.6 в). Підвищення амплітуди ультразвукових коливань концентратора сприяє збільшенню поверхневої твердості.

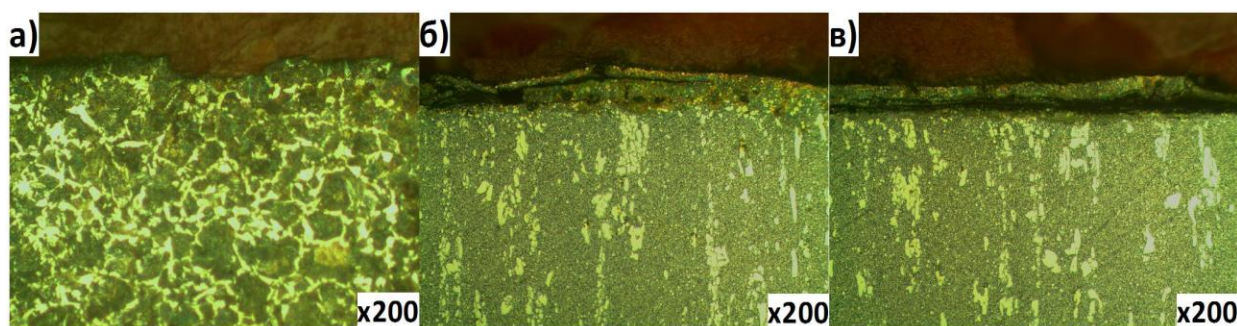


Рисунок 4.6 – Структура приповерхневого шару: а) сталі 45 при УЗО 180 с; б) сталі Х12МФ при УЗО 180 с; в) сталі Х12МФ при УЗО 240 с

Таким чином, найбільш ефективними є наступні технологічні режими УЗО: статичне навантаження УЗКС 50 Н, частота обертання наконечника 76 об^{-1} , амплітуда ультразвукових коливань концентратора 18 мкм, тривалість обробки 60 с для сталі 45 (режим УЗО9) та 120 с для сталі Х12МФ (режим УЗО10), що забезпечувало питому кількість ударів 200 уд/мм^2 та 400 уд/мм^2 , відповідно, в зоні деформаційного впливу.

Взаємозв'язок між дійсними і передбаченими значеннями досліджуваних параметрів, зокрема глибини та ширини зміцнення, поверхневої твердості та мікротвердості поверхневого шару при ЛО, а також середньо арифметичних параметрів шорсткості, хвилястості і висоти профілю мікрорельєфу та поверхневої твердості при УЗО сталей 45 (табл. В.4.30) і Х12МФ (табл. В.4.31) приведено в додатку В.

4.2. Дослідження впливу лазерного термозміцнення з перекриттям доріжок на якісні параметри поверхневого шару

Відомо, що в результаті перекриття доріжок утворюється нерівномірна структура з неоднорідною та пониженою твердістю, а також малою глибиною зміцнення [153,154]. Крім того, для підвищення зносостійкості поверхонь деталей необхідно забезпечити відношення глибини перекриття до глибини зміцнення якомога ближче один до одного, тобто доріжки повинні бути виконані з великим коефіцієнтом перекриття. А це приводить до зниження продуктивності та

збільшення вартості обробки, що є не вирішеною проблемою як для ЛО, так і інших методів поверхневого термозміцнення.

Дослідження ЛО з перекриттям лазерного променя (рис. 4.7) проводили за способом підтримання постійної потужності (потужність лазера 690 Вт, швидкість переміщення зразка 90 мм/хв, ширина та швидкість сканування лазерного променя 10 мм та 1000 мм/с, відповідно) [155].

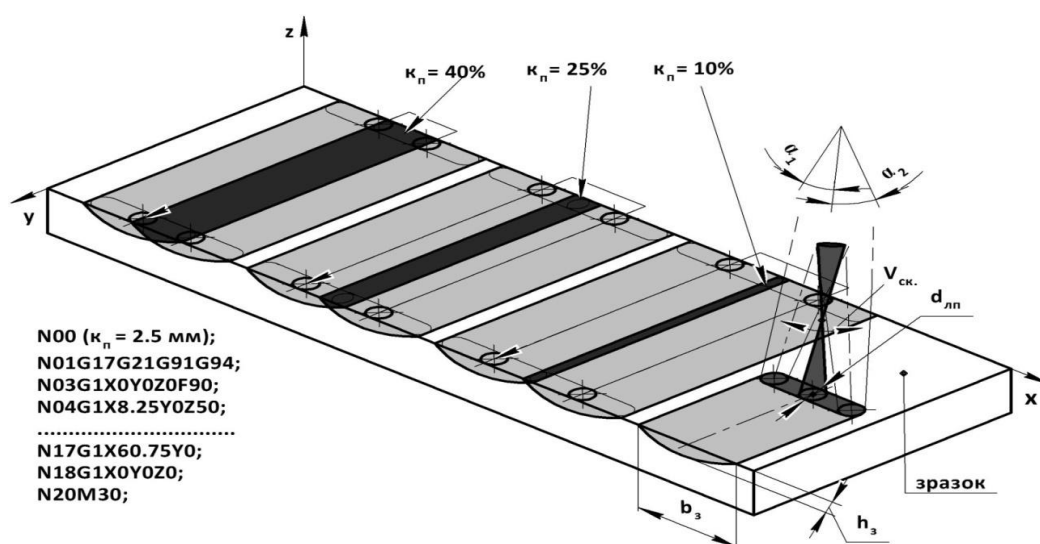


Рисунок 4.7 – Розрахункова схема ЛО з різним коефіцієнтом перекриття доріжок: α_1 ,

α_2 – кути сканування; $V_{ск}$ – швидкість сканування; $d_{лп}$ – діаметр променя;

h_3 і b_3 – глибина та ширина зміцнення

Лазерний низькотемпературний відпуск, попередньо зміцнених ділянок сталі Х12МФ, здійснювали при потужності лазера 500 Вт та швидкості переміщення зразка 90 мм/хв, що забезпечувало температуру відпуску $T_{\epsilon} \sim 600 \dots 700$ °С. Коефіцієнт перекриття становив 10, 25 та 40%. В залежності від коефіцієнта перекриття та розмірів зразка розробляли керуючі програми для автоматизації процесу лазерного термозміцнення. Для обробки зразків із сталі Х12МФ схеми та керуючі програми приведені в додатку Г.

Необхідну температуру поверхневого лазерного термозміцнення сталей 45 і Х12МФ перед проведенням експериментів визначали на основі отриманих даних за способом підтримання постійної температури в зоні дії лазерного

променя (див. розд. 2.2) та за методикою визначення оптимальних параметрів поверхневого зміцнення без оплавлення [103].

Вимірювання температури нагрівання в реальному часі в зоні дії лазерного променя здійснювали пірометром. Температура поверхні досягала приблизно 1210 °C для сталі 45 та 1270 °C для сталі Х12МФ (рис. 4.8).

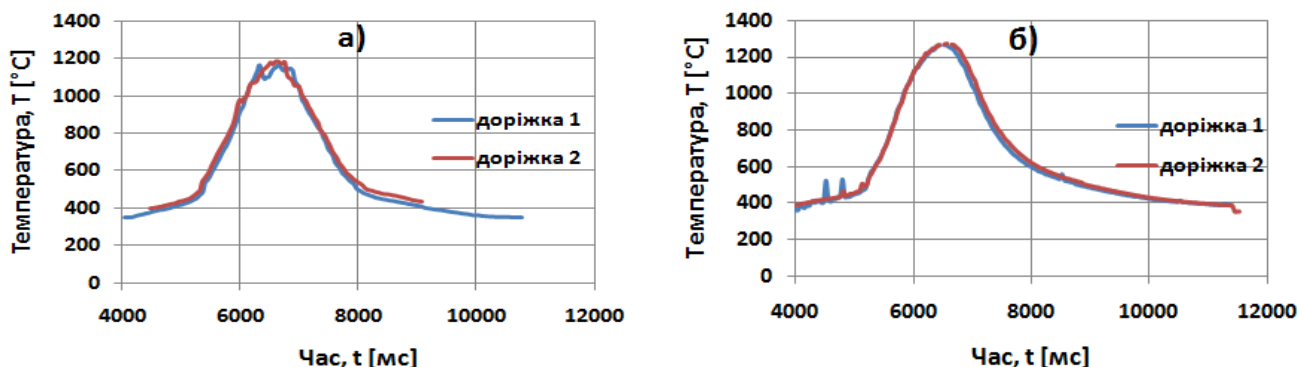


Рисунок 4.8 – Зміна температури нагрівання в зоні дії лазерного променя:
а) сталь 45; б) сталь Х12МФ

Відомо [155,156], що в результаті повторної дії лазерного випромінювання на попередньо загартовану поверхню ЛО утворюються зони із різними мікроструктурами (рис. 4.9), зокрема зміцнена зона в результаті першого проходу (1), зміцнена зона в результаті другого проходу (2), зміцнена (3) та частково зміцнена (4) зони протягом другого лазерного проходу, відпущена зона в результаті другого лазерного проходу (5), перехідна зона (6) та мікроструктура оброблюваного матеріалу (7).

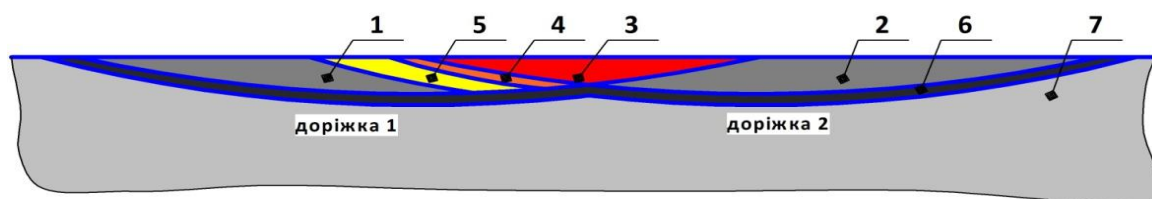


Рисунок 4.9 – Термічно зміцненні зони з перекриттям лазерного променя

Геометричні розміри ширини та глибини зони термічного зміцнення сталі 45, а також глибини між перекритими доріжками залежать від коефіцієнту перекриття (рис. 4.10).

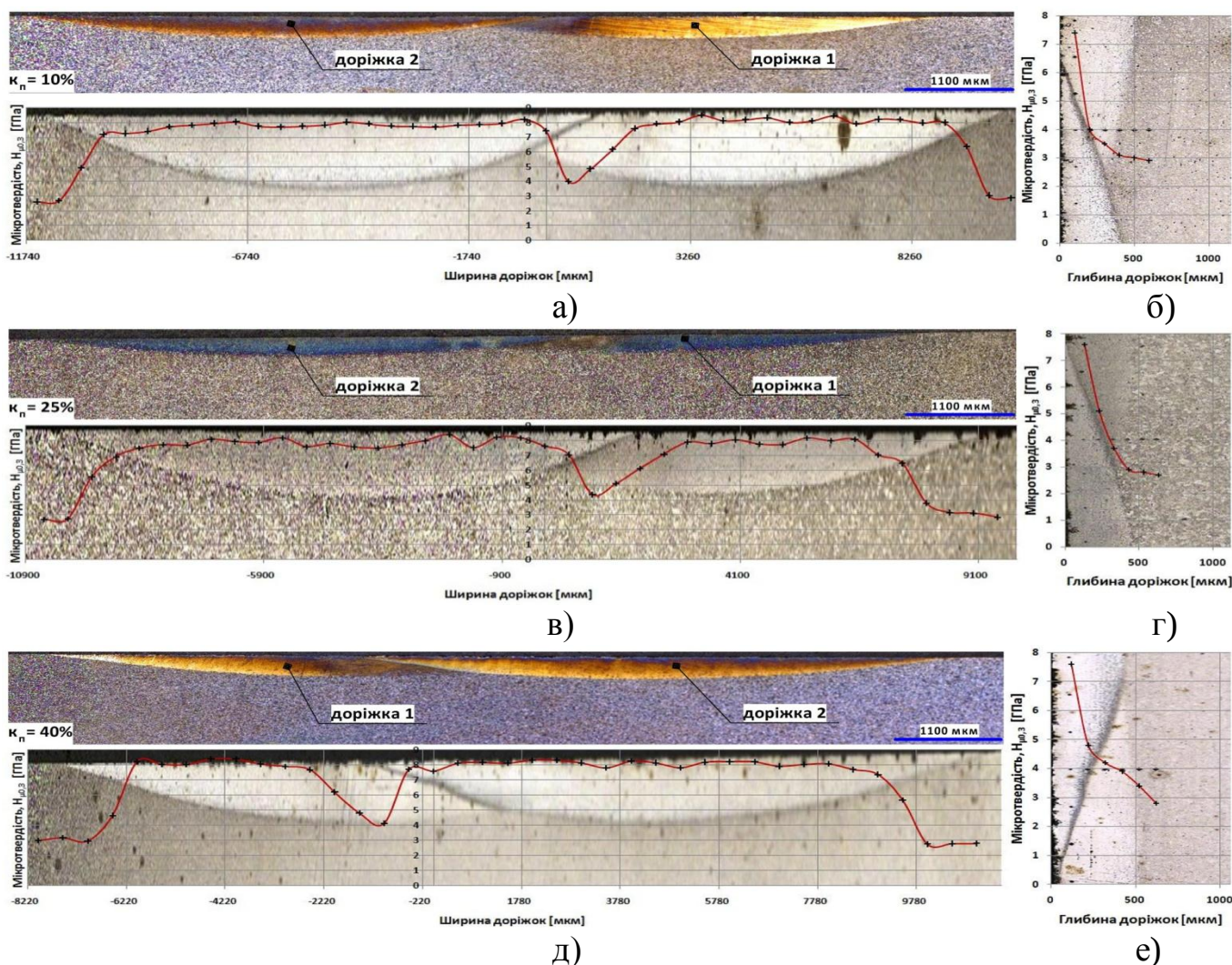


Рисунок 4.10 – Розподіл мікротвердості по глибині термічно зміцнених доріжок сталі 45 з різним коефіцієнтом перекриття: а), в), д) розподіл мікротвердості вздовж термічно зміцнених доріжок на глибині 150 мкм; б), г), е) розподіл мікротвердості в зоні перекриття доріжок

Мікротвердість зміцненої зони сталі 45 в результаті першого та другого проходу складає приблизно 8 ГПа, а глибина зміцнення лазерних доріжок – 500...600 мкм. У всіх випадках біля зони перекриття в першому лазерному проході присутня відпущена зона (рис. 4.10 а,в,д) в результаті термічного ефекту другого лазерного проходу мікротвердість зменшується вдвічі до 4 ГПа. Значення мікротвердості в зоні перекриття із підвищенням коефіцієнту перекриття зростають, а по глибині зменшуються (рис. 4.10 б,г,е).

Із збільшенням коефіцієнту перекриття лазерних доріжок геометричні розміри ширини зони термічного зміцнення зменшуються, а глибини зони термічного зміцнення досліджуваних сталей збільшуються (рис. 4.10, 4.11).

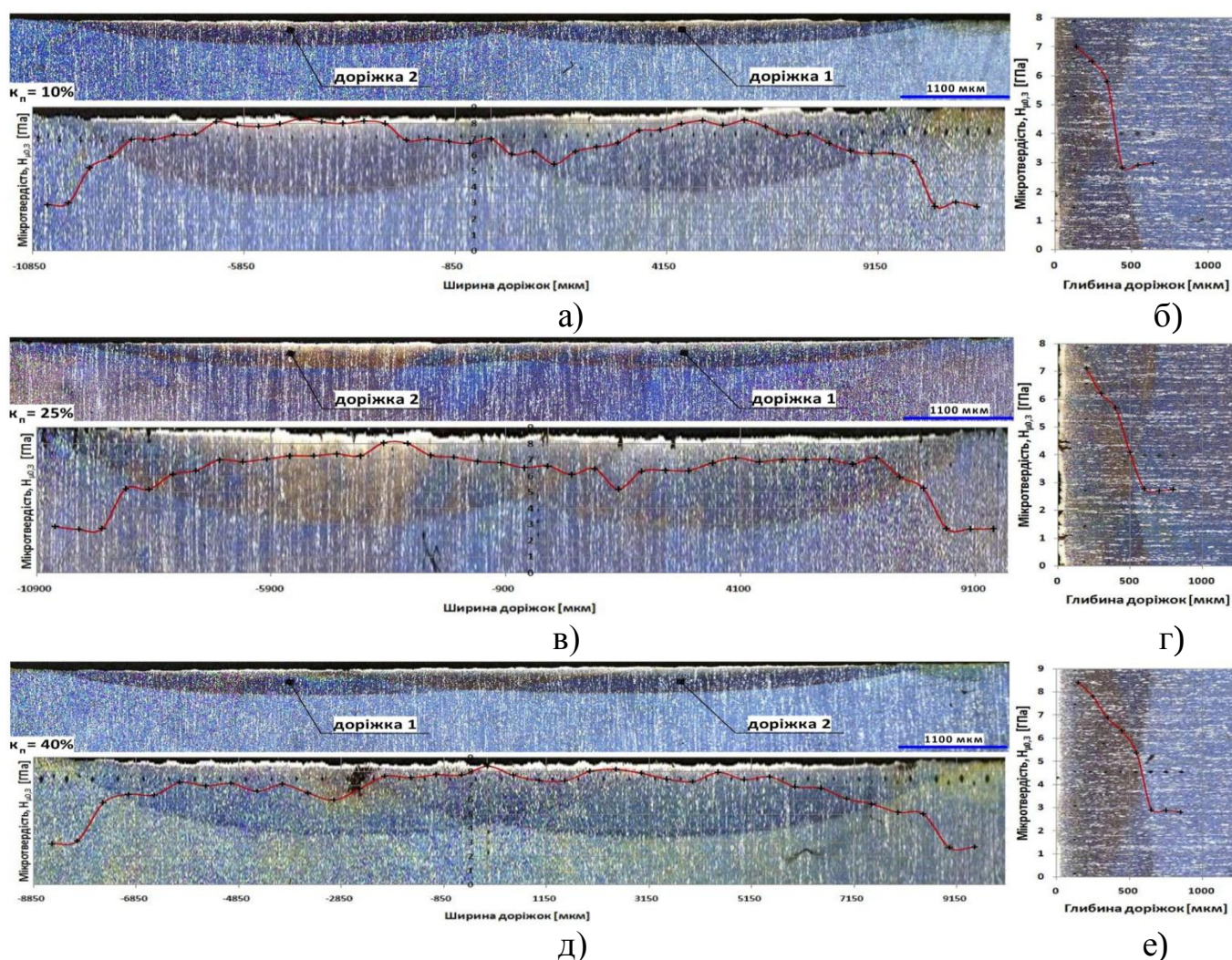


Рисунок 4.11 – Розподіл мікротвердості по глибині термічно зміцнених доріжок сталі X12МФ з різним коефіцієнтом перекриття: а), в), д) розподіл мікротвердості вздовж термічно зміцнених доріжок на глибині 150 мкм; б), г), е) розподіл мікротвердості в зоні перекриття доріжок

Мікротвердість зміцненої зони сталі X12МФ в результаті першого та другого проходу дорівнює $\sim 6 \dots 8$ ГПа в залежності від коефіцієнту перекриття, а глибина зміцнення лазерних доріжок – 670...680 мкм в порівнянні з ЛО сталі 45. У всіх випадках біля зони перекриття в першому лазерному проході присутня відпущена зона (рис. 4.11 а,в,д) в результаті термічного ефекту другого лазерного проходу, де

мікротвердість зменшується до 5...6 ГПа в залежності від коефіцієнту перекриття. Зокрема, при коефіцієнті перекриття доріжок 40% мікротвердість становить 6 ГПа. Значення мікротвердості в зоні перекриття із підвищенням коефіцієнту перекриття зростають, а по глибині зменшуються (рис. 4.11 б,г,е). Розподіл мікротвердості по ширині доріжок в поперечному перерізі поверхневого шару сталі X12МФ (рис. 4.11) має різний характер, який залежить від коефіцієнту перекриття доріжок. ЛО з коефіцієнтом перекриття 10% доріжок має широку відпущену зону між лазерними доріжками, але одночасно високу мікротвердість (~ 8 ГПа) в центральних зонах як першого, так і другого лазерного проходу внаслідок малої зони перекриття. Із збільшенням коефіцієнту перекриття до 25% розподіл мікротвердості є значно рівномірним у порівнянні з коефіцієнтом перекриття 10%. Мікротвердість першого проходу практично не знижується у порівнянні з другим проходом. При коефіцієнті перекриття (40%) спостерігається не рівномірний розподіл мікротвердості по ширині доріжок внаслідок утворення відпущеної зони близько до краю перехідної зони першого лазерного проходу, яка характеризується пониженою мікротвердістю [155].

Враховуючи вище приведені результати для отримання рівномірного розподілу мікротвердості в поперечному перерізі, як по глибині (рис. 4.12 а), так і по ширині (рис. 4.12 б) термічно зміцнених перекритих доріжок, доцільно використати повторну дію лазерним променем з коефіцієнтом перекриття 20...25% незалежно від типу сталі.

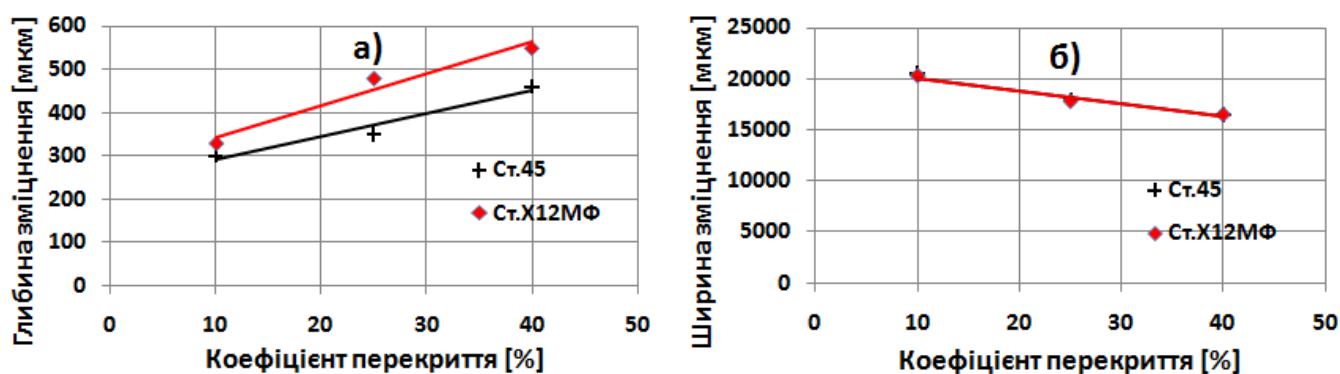


Рисунок 4.12 – Вплив коефіцієнту перекриття на зміну:

а) глибини зміцнення; б) ширини зміцнення

А для поліпшення фізико-механічних властивостей у відпущеній мартенситній зоні запропоновано використати повторний лазерний низькотемпературний відпуск після лазерного зміцнення (рис. 4.13), який дозволяє створити більш рівномірний розподіл мікротвердості в поперечному перерізі з одночасним незначним її зниженням [155,156]. Зокрема, лазерний низькотемпературний відпуск сталі Х12МФ забезпечив поліпшення розподілу мікротвердості в зоні першого лазерного проходу, але не покращив мікротвердість у відпущеній зоні.

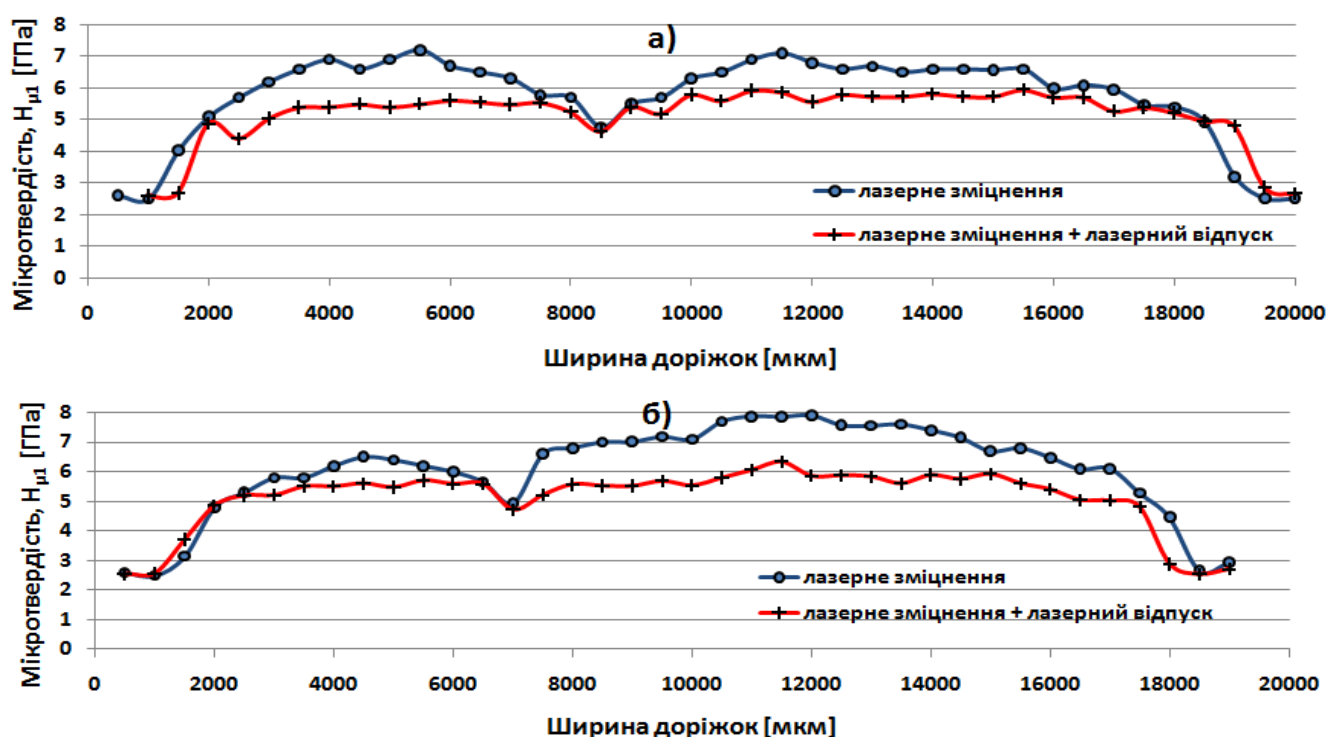


Рисунок 4.13 – Розподіл мікротвердості по глибині термічно зміцнених доріжок сталі Х12МФ: а) коефіцієнт перекриття 25%; б) коефіцієнт перекриття 40%

Лазерне поверхневе термозміцнення сталі 45, з використанням лазерного променя, сприяє також незначній зміні мікрорельєфу термічно зміцнених доріжок в зоні перекриття в залежності від стану вихідних параметрів оброблюваної поверхні (рис. 4.14 а). Зокрема, параметри шорсткості R_a , хвилястості W_a та висоти профілю S_a підвищуються у порівнянні з вихідною поверхнею. Це можна пояснити тим, що технологічна дія лазерного променя приводить до процесів окислення поверхні та зміни фізико-хімічних параметрів. Параметри шорсткості R_a та

хвилястості W_a в зоні перекриття лазерних доріжок зменшилися майже в два рази в порівнянні із зміцненими не перекритими зонами.

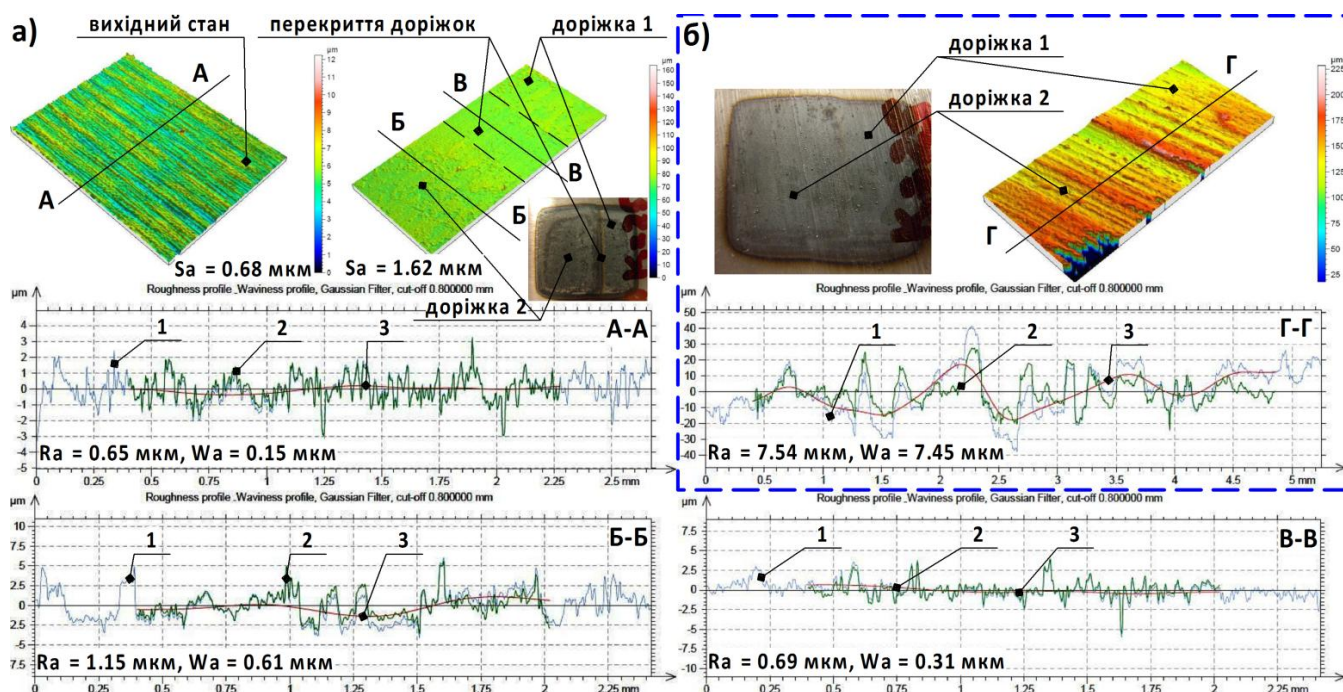


Рисунок 4.14 – Мікрорельєф поверхні термічно зміцнених доріжок з коефіцієнтом перекриття 25%: а) сталь 45 (А-А – вихідний стан; Б-Б – ЛО; В-В – ЛО з перекриттям); б) сталь Х12МФ; 1 – профіль мікрорельєфу поверхні, 2 – профіль шорсткості; 3 – профіль хвилястості

В порівнянні із сталлю 45, мікрорельєф поверхні термічно зміцнених доріжок з перекриттям (25%) сталі Х12МФ (рис. 4.14 б) має однорідний характер і практично нічим не відрізняється як від параметрів вихідної поверхні. Це можна пояснити утворенням меншої відпущеної зони, а також більшими параметрами шорсткості та хвилястості вихідної не шліфованої поверхні.

4.3. Вплив технологічних режимів ЛО та УЗО на зміну мікрорельєфу поверхні

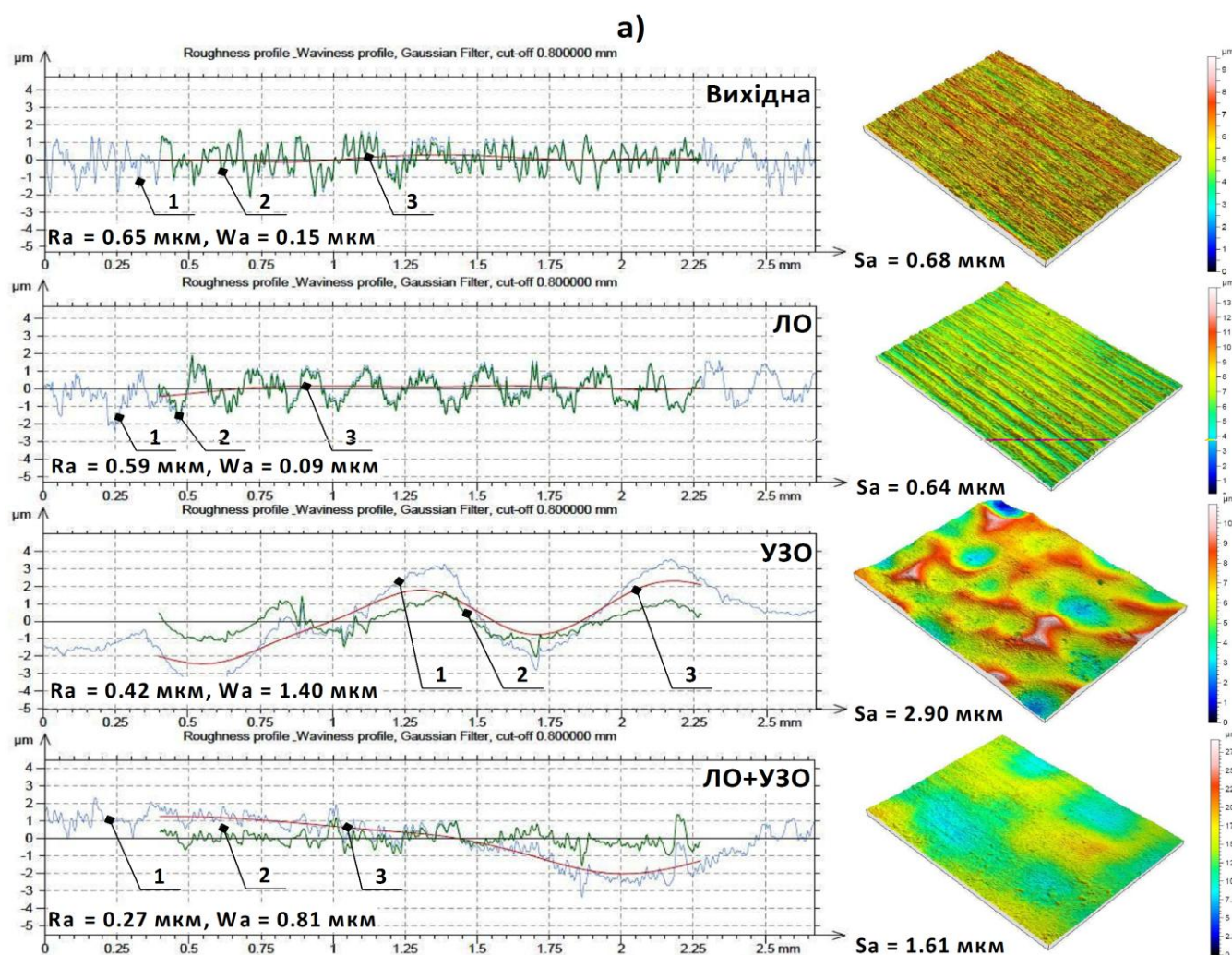
Відомо [139], що шорсткість та хвилястість поверхонь відноситься до мікрогеометрії твердого тіла і визначає його важливі експлуатаційні властивості.

Отримані результати експериментальних досліджень зміни профілю шорсткості та хвилястості мікрорельєфу поверхні (рис. 4.15) характеризують різний вплив на

вказані параметри мікрорельєфу поверхні при термічній дії лазерним променем та динамічній дії ультразвуковим багатобойковим наконечником, а також комбінованій дії ЛО+УЗО [140].

При ЛО не спостерігалось значних змін параметрів мікрорельєфу поверхні. Зокрема, ЛО призводить до незначного зменшення параметра шорсткості R_a та параметра хвилястості W_a , а також параметра висоти профілю S_a мікрорельєфу поверхні в порівнянні з вихідною поверхнею за рахунок утворення оксидної плівки в процесі нагрівання поверхні (рис. 4.15).

В порівнянні з ЛО, що має незначний вплив на параметри мікрорельєфу, після УЗО та комбінованої ЛО+УЗО спостерігається помітне зниження параметрів шорсткості мікрорельєфу (рис. 4.15) аналогічно іншим методам ППО [57,141,145]. Це добре узгоджується з висновками ряду робіт [127,143,148], що вивчали різні методи лазерної поверхневої обробки.



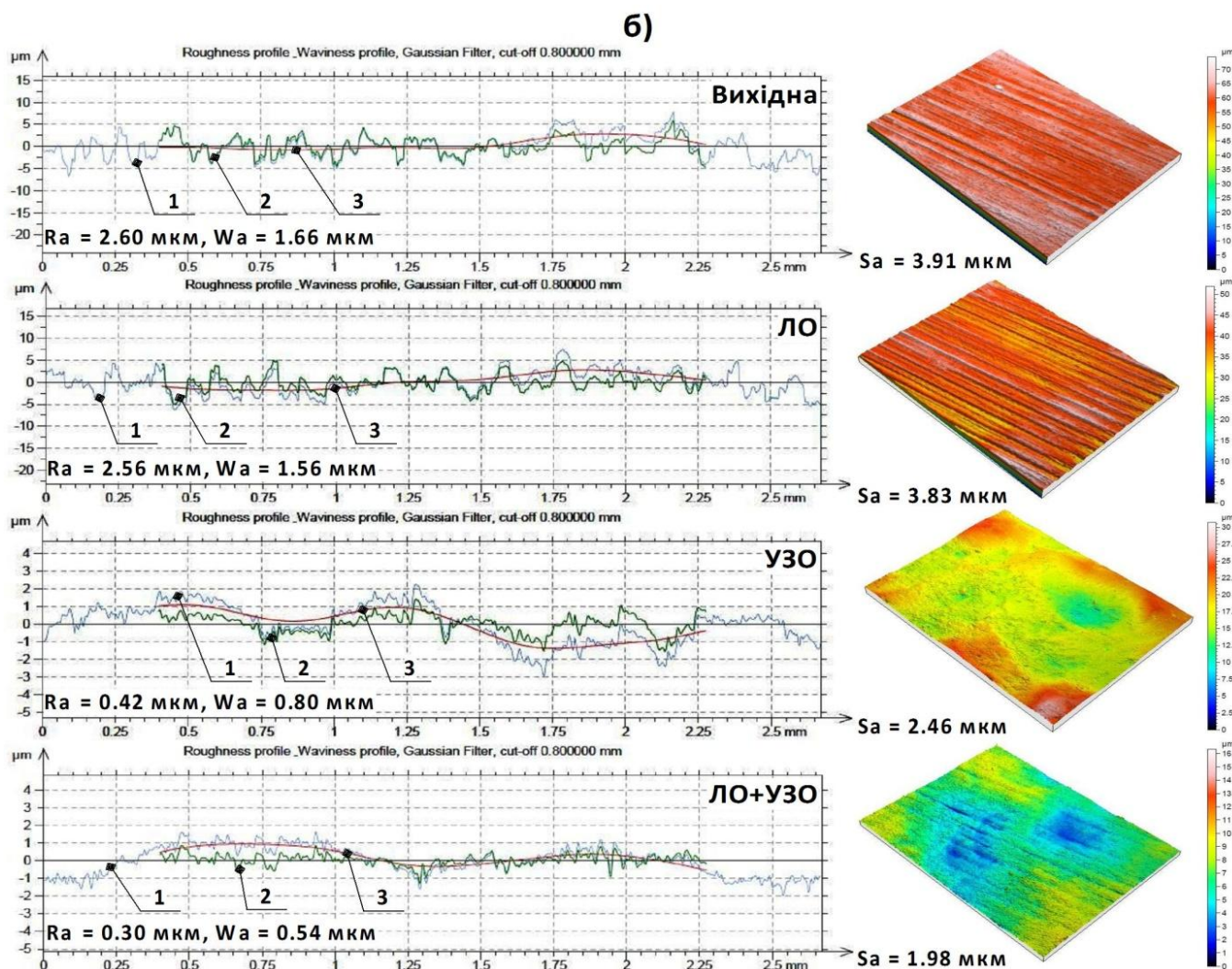


Рисунок 4.15 – Мікрорельєф поверхні сталей 45 (а) та Х12МФ (б) при $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ (сталь 45), $T = 1270\text{ }^{\circ}\text{C}$ (сталь Х12МФ) і $A_{\text{узк}} = 18\text{ мкм}$: 1 – профіль поверхні; 2 – профіль шорсткості; 3 – профіль хвилястості

Ці дослідження показують, що вплив ЛО на шорсткість поверхні залежить від густини лазерного випромінювання, і вони можуть як зменшувати, так і збільшувати шорсткість поверхні. Найбільші зміни відбуваються після ЛО з оплавленням поверхні [127,142] та ЛО без захисного покриття, що викликає абляцію обробленої поверхні [143].

Таким чином, ЛО викликає максимальне пониження шорсткості, коли діапазон густини енергії є достатнім для розплавлення тонкого поверхневого шару [127], а знижена шорсткість обробленої поверхні сталі 45 спричинює поліпшення експлуатаційних властивостей [38]. Крім того, ЛО з подачею газу в зону обробки

також показує значне зниження шорсткості поверхні сталі 4Х4ВМФС внаслідок досить низької енергії лазерного імпульсу, що сприяє уникненню великомасштабної абляції поверхні [37].

При УЗО формується регулярний хвилястий мікрорельєф та відбуваються значні зміни геометричних параметрів мікрорельєфу поверхні за рахунок одночасної примусової обертальної та багаторазової високочастотної ударної дії бойків ультразвукового наконечника, яка супроводжується інтенсивним тертям з проковзуванням бойків на поверхні. Крім того, кожний удар бойка володіє високою поперечною складовою навантаження, що сприяє формуванню профілю мікрорельєфу з високою маслоємністю поверхні деталі [140]. УЗО, попередньо шліфованих сталевих зразків із сталі 45 (рис. 4.15 а), призвела до зниження параметра шорсткості R_a , але одночасно до підвищення параметрів хвилястості W_a та висоти профілю S_a мікрорельєфу поверхні. А УЗО, попередньо не шліфованих сталевих зразків із сталей Х12МФ (рис. 4.15 б), забезпечила зменшення як параметра шорсткості R_a , так і параметрів хвилястості W_a та висоти профілю S_a мікрорельєфу поверхні.

А комбінована ЛО+УЗО сприяє формуванню регулярного мікрорельєфу поверхні із незначною хвилястістю в порівнянні з окремою УЗО завдяки значно більшій твердості поверхні зразка обробленого ЛО. Крім того, вище згадана висока поперечна складова навантаження та обертальна складова наконечника сприяє проковзанню багаторазовими високочастотними ударами наконечника, що викликає сплющення мікронерівностей та видалення продуктів зношування при УЗО [140]. Отже, параметри шорсткості R_a та хвилястості W_a , а також параметр висоти профілю S_a мікрорельєфу поверхні (рис. 4.15) поліпшується в порівнянні з окремою УЗО за рахунок інтенсивної пластичної деформації поверхні, фрагментації та видалення оксидної плівки, що утворюється в процесі нагрівання лазерним променем. У порівнянні з вихідним станом комбінована ЛО+УЗО, попередньо шліфованих зразків із сталі 45, дозволяє зменшити параметр шорсткості $R_a \sim$ в 2.5 рази, але одночасно підвищити параметри хвилястості W_a та висоти

профілю S_a мікрорельєфу поверхні приблизно в 5.5 та 2.5 рази, відповідно. А при дії ЛО+УЗО не шліфованих зразків із сталі Х12МФ всі параметри мікрорельєфу поверхні зменшуються у 8.5 (R_a), 3 (W_a) та 2 (S_a) рази (рис. 4.15 б, 4.16) [140].

Методи ППО також показали, що є ефективними при комбінованих обробках, і наші дані добре узгоджуються з цим висновком. Зокрема, при обкатуванні поверхні сталі 40Х формувалися чітко плоскі мікрорельєфи на поверхні в порівнянні з попередньою токарною обробкою [149]. Дробоструминна обробка (ДСО) значно поліпшила шорсткість поверхні низьковуглецевої сталі, яка попередньо була оплавлена лазером [147], а також попереднє зміцнення ЛО без оплавлення знизило здатність ДСО зменшити шорсткість зміцненої поверхні лазером. У той же час, збільшення інтенсивності ДСО призвело до шорсткої поверхні, ніж при початкових та лазерних розплавлених станах. Наші результати комбінованої ЛО+УЗО також показують, що шорсткість поверхні може бути по суті зведена до мінімуму при оптимальних режимах, що спостерігаються в цьому дослідженні при комбінованій ЛО+УЗО (рис. 4.16, табл. 4.2).

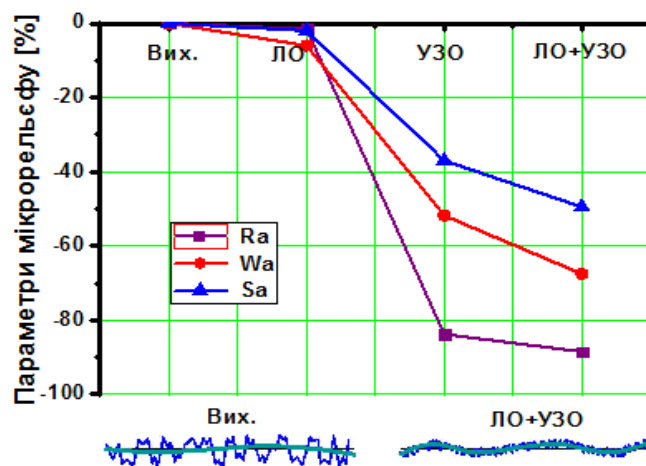


Рисунок 4.16 – Зміна параметрів мікрорельєфу поверхні сталі Х12МФ

Таким чином, комбінована ЛО+УЗО забезпечує сприятливі умови для утворення необхідної маслоємності поверхонь деталей за рахунок формування хвилястого регулярного мікрорельєфу з низьким параметром шорсткості R_a мікрорельєфу поверхні в діапазоні 0.5...0.24 мкм (рис. 4.16), що сприяє менш інтенсивному зношуванню поверхонь деталей на відміну від окремої УЗО.

4.4. Зміна фізико-механічних властивостей поверхневого шару

Залишкові напруження є ще одним важливих фактором, що впливає на експлуатаційні властивості поверхневого шару матеріалів. На рис. 4.17 та 4.18 приведено рентгенівські дифрактограми, які отримані від вихідного та оброблених ЛО, УЗО та ЛО+УЗО досліджуваних зразків.

На дифрактограмі вихідної поверхні сталі 45 (рис. 4.17 а) спостерігаються в основному лише лінії α -фази, а на поверхні сталі Х12МФ (рис. 4.18 а) – крім лінії α -фази, лінії карбідів хрому Cr_7C_3 та $(\text{Cr},\text{Fe})_7\text{C}_3$. Наявність карбідних фаз різного розміру та розташування в залізній матриці для сталей ледебуритного класу, зокрема сталі Х12МФ, в основному забезпечують той чи інший рівень твердості та зносостійкості [140].

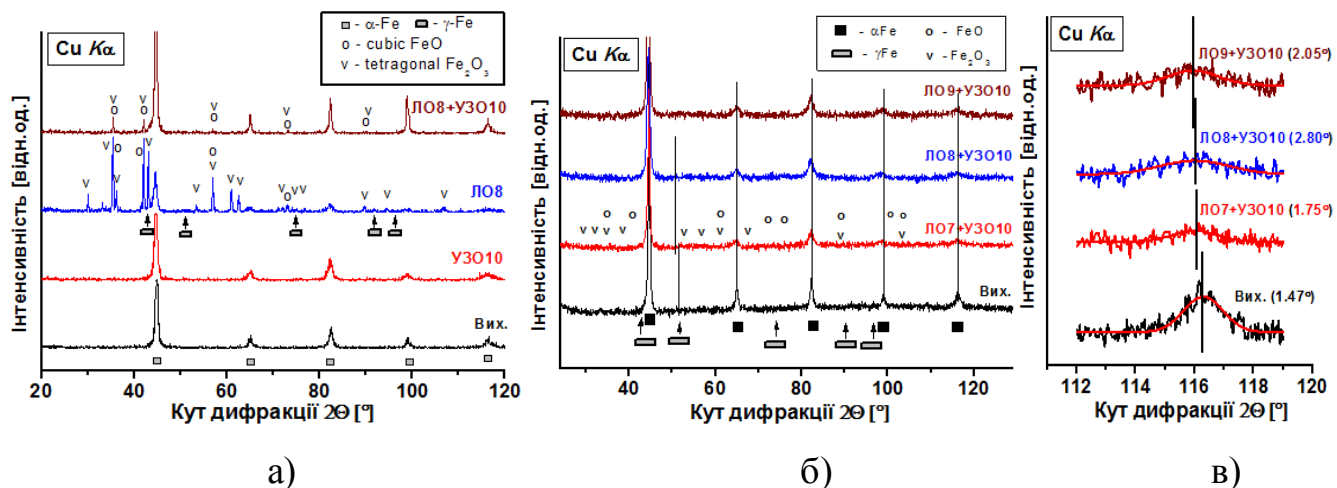


Рисунок 4.17 – Рентгенівський структурно-фазовий аналіз сталі 45:

- а) дифрактограми вихідного стану та після ЛО, УЗО, ЛО+УЗО; б) дифрактограми після ЛО+УЗО; в) дифракційні максимуми (310) α -фази після ЛО+УЗО

ЛО сталі 45 (рис. 4.17 а) призводить до утворення на поверхні зразка великої кількості оксидів заліза різного ступеню окислення, зокрема вюститу (FeO) і магнетиту (Fe_3O_4), а сталі Х12МФ (рис. 4.18 а) – оксидів заліза та хрому ($\text{FeO}, \text{Fe}_3\text{O}_4, \text{Cr}_2\text{O}_3$), що на дифрактограмах проявляється в появі додаткових дифракційних максимумів. Причому, враховуючи те, що їх інтенсивність вища від максимумів заліза, можна стверджувати, що оксидна плівка після ЛО має досить велику товщину. Крім того, цикл нагрівання і охолодження при ЛО викликає появу

дифракційних максимумів, які можуть відповідати залишковому аустеніту.

Також проведено дослідження впливу ЛО при температурі нагрівання 1200 °С та швидкостях обробки 40, 90 і 140 мм/хв та наступної УЗО сталі 45 (рис. 4.17 б). В порівнянні з вихідним станом після комбінованої обробки спостерігаються розширені максимуми α -фази незалежно від режиму ЛО. Внесок в розширення максимумів вносить як зменшення розмірів ОКР, так і мікронапруження кристалічної решітки. Найбільше розширення максимуму (310) α -фази (рис. 4.17 в) спостерігається при швидкості переміщення зразка 90 мм/хв. Можна також відзначити зміщення максимумів в бік менших кутів дифракції, що свідчить про формування в приповерхневих шарах залишкових напружень стиску. Лазерна термічна обробка сталі 45 (23.66 Å³) спричинила збільшення об'єму решітки сталі 45 у порівнянні з вихідним станом (23.41 Å³). А наступна ультразвукова інтенсивна пластична деформація після ЛО сприяє зменшенню об'єму решітки до 23.53 Å³.

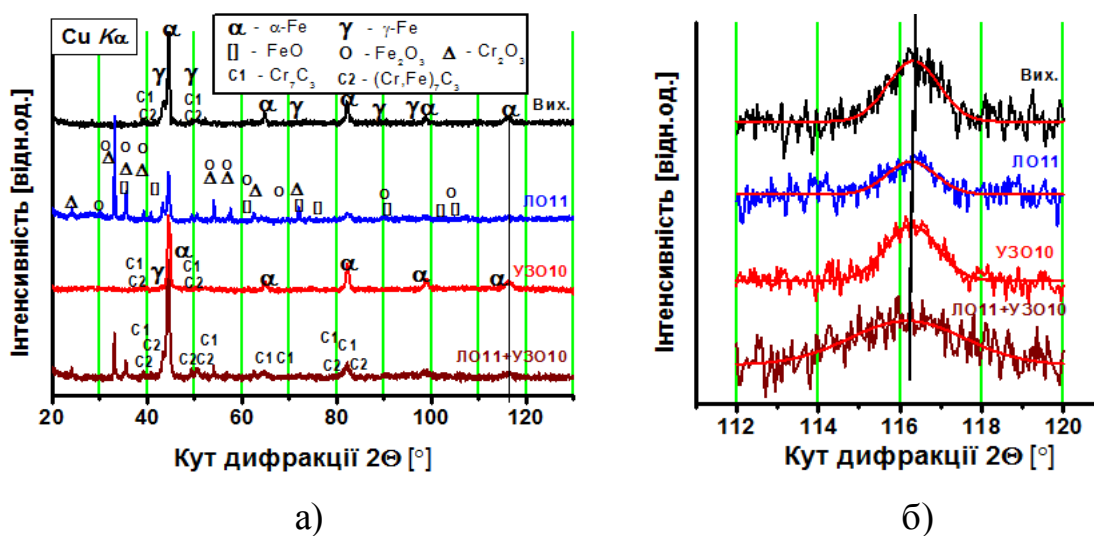


Рисунок 4.18 – Рентгенівський структурно-фазовий аналіз сталі X12МФ:

- а) дифрактограми вихідному стану та після ЛО, УЗО, ЛО+УЗО;
- б) дифракційні максимуми (310) α -фази вихідного стану та після ЛО, УЗО, ЛО+УЗО

УЗО досліджуваних сталей (рис. 4.17, 4.18) не призводить до утворення оксидів, а тільки приводить до розширення та зміщення дифракційних максимумів [140]. А комбінована ЛО+УЗО веде до зменшення інтенсивності максимумів від оксидних фаз, до суттєвого розширення максимумів α -фази, а також

їх зміщення в бік менших кутів на рентгенограмі (рис. 4.18 б). Зниження інтенсивності ліній оксидів пов'язано із зменшенням їх кількості, адже при УЗО відбувається їх руйнування і майже повністю видалення з поверхні (залишається близько 5%). Також можна зазначити, що УЗО вихідного зразка веде до більш суттєвого розширення ліній α -фази (наприклад, лінії (310)), ніж УЗО після попередньої ЛО. Це пов'язано з суттєвим термічним зміщенням за рахунок фазової перекристалізації під час швидкісного термоциклювання при ЛО. Розширення дифракційних максимумів, як відомо, може бути пов'язано з двома факторами: зменшенням ОКР та зростанням мікронапружень решітки. Зменшення ОКР корелює із зменшенням розмірів зерен, а мікронапруження решітки зростають при збільшенні густини дислокацій і їх скупчень, а також за рахунок деформаційно обумовленого розчинення вуглецю в решітці заліза при розпаді карбідів (в основному, цементиту).

Оцінка ОКР та мікронапружень решітки заліза були отримані шляхом аналізу розширення зареєстрованих рентгенівських максимумів за допомогою методу Вільямсона-Холла та рівняння Шерера (див. розд. 3.3.1). Розширення дифракційних максимумів α -фази після ЛО сталі Х12МФ (рис. 4.18 б), яке в першу чергу пов'язане з утворенням мікронапружень ($\sim 0.27\%$) в кристалічній решітці завдяки швидкому загартуванню та фазової перекристалізації. Крім того, найширше розширення дифракційних максимумів спостерігається після комбінованої ЛО+УЗО сталі Х12МФ, що свідчить про суттєвий внесок подрібнення ОКР (~ 84 нм) при значно більших величинах мікронапружень решітки ($\sim 0.47\%$) [140].

Рис. 4.18 б порівнює кутові позиції (310) дифракційних максимумів α -фази для дифракції спектру вихідного та оброблених зразків із сталі Х12МФ [140]. Видно, що після ЛО, УЗО та комбінованої ЛО+УЗО максимум є незначно зміщений в бік менших кутів дифракції, що вказує на формування напружень стиску. Тим не менш, за оцінками величина залишкових напружень трохи нижче є у випадку обробленого зразка ЛО (-205 МПа), ніж оброблених окремо УЗО (-376 МПа) і комбінованою ЛО+УЗО (-409 МПа). Відомо, що при лазерній термічній обробці в

зміцненому поверхневому шарі утворюється складний розподіл поперечних та повздовжніх залишкових напружень [12,15]. Загалом, такий ефект майже завжди спостерігається при ЛО металевих матеріалів, де приповерхневі шари швидко нагріваються до високих температур і далі різко охолоджуються, викликаючи напруження стиску. Крім того, більш глибокі шари обробленого матеріалу охолоджуються в другу чергу, спричиняючи напруження розтягу в поверхневих шарах. УЗО утворює в поверхневому шарі макронапруження стиску за рахунок інтенсивної пластичної деформації поверхневого шару. У випадку комбінованої ЛО+УЗО, ефекти підсумовуються в результаті більш високої величини залишкових напружень приблизно -409 МПа, який досягає близько 50% від границі плинності сталі Х12МФ (~ 840 МПа). Крім того, деформаційне розігрівання, яке відбувається при УЗО, може призводити до підвищення температури тонкого поверхневого шару до 150 °С [140]. Ці температури зазвичай використовуються при низькому відпусканні сталей ледебуритного класу для отримання максимальних значень твердості. Підвищення температури (і твердості) при УЗО може створювати перешкоди подальшій пластичній деформації, а отже і формуванню вищих величин напружень стиску.

Для визначення розподілу залишкових напружень по глибині при ЛО, УЗО та комбінованій ЛО+УЗО використали метод ступеневого електрохімічного видалення напружених поверхневих шарів, який дозволив зафіксувати глибину профілю залишкових напружень сформованих в сталі Х12МФ. Слід відмітити, що релаксація утворена внаслідок електрохімічного видалення веде до перерозподілу напружень та появи додаткових напружень. Встановлено, що всі використані методи обробки сприяють формуванню напружень стиску (рис. 4.19). Глибина напружень стиску при ЛО становить близько 350 мкм, що набагато більше, ніж при УЗО (~ 100 мкм). В обох випадках, при збільшені глибини залишкові напруження стиску (за межами ЗТВ та зони деформаційного впливу (ЗДВ) врівноважуються залишковими напруженнями розтягу. Виявлено, що товщина ЗДВ залежить від вихідного стану. ЗДВ після комбінованої обробки є природно тоншою в порівнянні

із окремою УЗО внаслідок високої твердості та низької пластичності поверхні після ЛО. Комбінована ЛО+УЗО формує більш складний розподіл залишкових напружень по глибині [140]. Величина залишкових напружень стиску після комбінованої обробки підвищується в 2 рази в порівнянні з окремою ЛО.

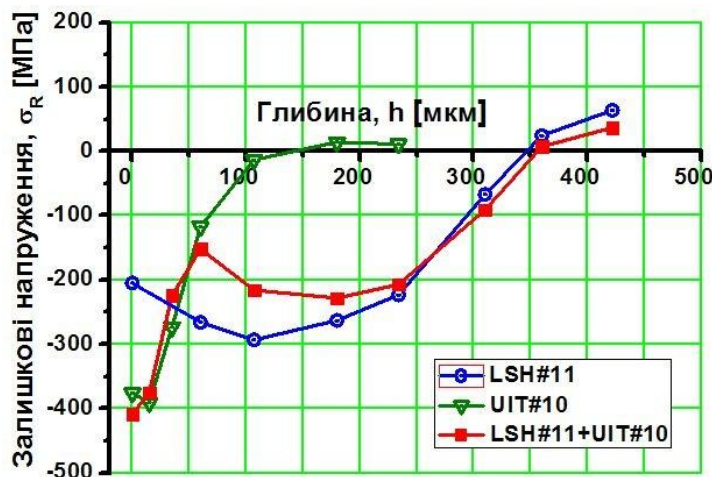


Рисунок 4.19 – Розподіл залишкових напружень по глибині поверхневого шару сталі X12МФ після ЛО, УЗО, ЛО+УЗО

УЗО використано для забезпечення більших приповерхневих залишкових напружень стиску, але з малою глибиною зони деформаційного впливу (ЗДВ) та ступеню зміцнення (рис. 4.20, 4.21) в приповерхневому шарі в порівнянні з ЛО. Ці наші спостереження добре узгоджуються з різними даними як методами поверхневої ЛО (ЛО без оплавлення [12,14,142], ЛО з оплавленням [14,142] та ЛПО [13,142]), так із методами ППО (ДСО [146], обкатування кулькою або роликком [144] та УЗО [64,141]). Всі відомі методи ППО в результаті дають високі залишкові напруження стиску у верхніх шарах поверхні. Основна відмінність полягає в товщині шару та градієнту напружень. У цьому сенсі напруження стиску, які утворюються при УЗО, порівнюємо з ДСО [141], а також з обкатуванням кулькою (роликком) та ЛПО, які утворюють набагато глибші шари стиску, особливо після ЛПО [144,146]. Розглядаючи лазерні поверхневі обробки ми можемо зробити висновок, що знак, величина та розподіл залишкових напружень поверхневих шарів оброблених лазером дуже залежить від густини інтенсивності та тривалості впливу, що спричинює відповідний температурний режим та один із наступних основних

процесів: зміцнення шляхом структурно-фазових перетворень внаслідок швидкого нагрівання/охолодження, поверхневе плавлення/швидка кристалізація та поверхневе імпульсне (ударне) зміцнення. Залишкові напруження розтягу можуть бути утворені після ЛПО непокритих зразків за рахунок інтенсивного поверхневого плавлення [143], після ЛО з оплавленням інструментальної сталі [142], а також при повільному перетворенні (загартуванні) підігрітої сталеві поверхні лазером. З іншого боку, ЛО без оплавлення сталі 42ХМ, який був подібний на ЛО використаний в цьому дослідженні, спричинює тільки нагрівання поверхні без плавлення, що забезпечує формування залишкових напружень стиску в приповерхневих шарах з мартенситною складовою, та компенсаційні залишкові напруження розтягу за межами ЗТВ [150]. Ці залишкові напруження, які природно спричинені твердотільними перетвореннями в зоні термічного впливу, а саме поверхнева аустенізація та подальше загартування внаслідок мартенситного перетворення.

У нашому випадку [140], рентгенівські дифрактограми (рис. 4.18 а) сталі Х12МФ містили лише сліди γ -фази з незначною об'ємною часткою залишкового аустеніту і переважанням мартенситної фази після ЛО та ЛО+УЗО, які викликають залишкові напруження стиску (рис. 4.19). Наступна дія УЗО після ЛО навіть збільшила величину напружень стиску в тонкому верхнього шару поверхні (крива 3 на рис. 4.19). Останній результат добре узгоджується з недавніми дослідження комбінованих впливів ЛО з оплавлення та ДСО на втомну міцність сталі 18ХГТ [145].

Вище приведені критичні глибини переходу залишкових напружень стиску в напруження розтягу, що спостерігалися по зміні глибини залишкових напружень (рис. 4.28), добре узгоджуються із визначеними ЗТВ та ЗДВ в ілюстраціях мікроструктури в поперечному перерізу (рис. 4.20) та розподілу мікротвердості по глибині поверхневого шару (рис. 4.21 г) сталі Х12МФ [140]. Виявлено, що товщина ЗДВ залежить від вихідного стану. ЗДВ після комбінованої обробки (рис. 4.20 г) є природно тоншою в порівнянні із окремою УЗО (рис. 4.20 в)

внаслідок високої твердості і низької пластичності поверхні після ЛО.

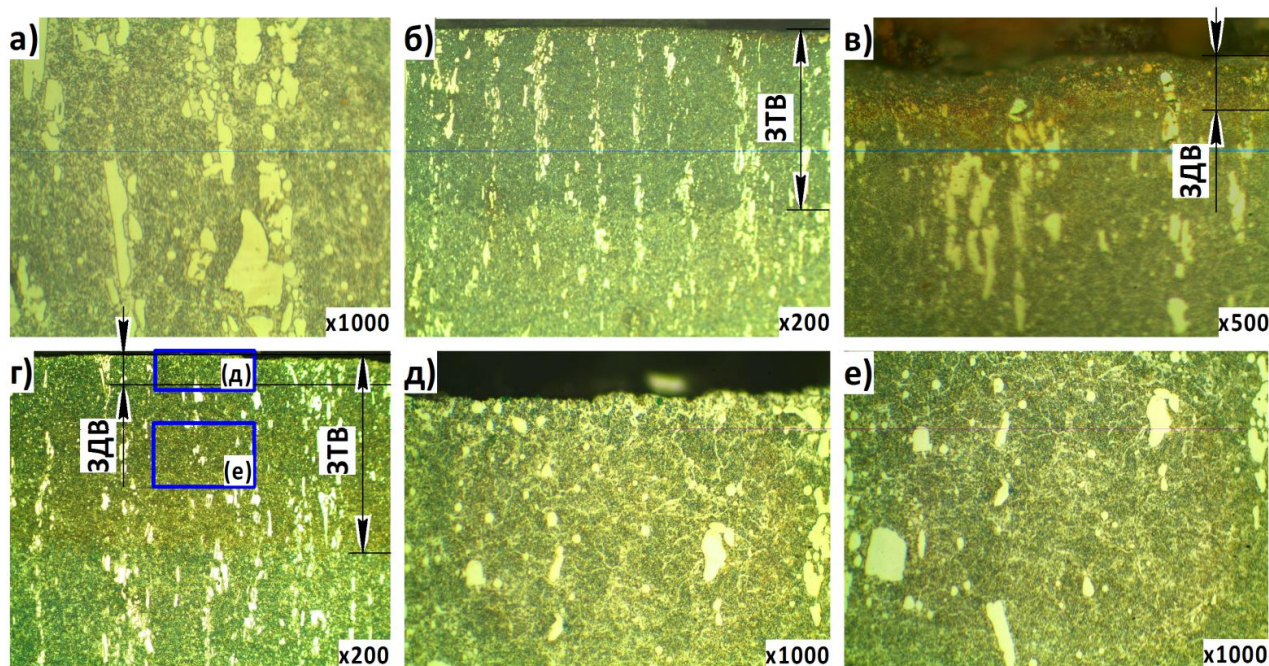


Рисунок 4.20 – Мікроструктура поверхневого шару сталі X12МФ:

а) вихідний стан; б) ЛО; в) УЗО; г-е) комбінована ЛО+УЗО

В порівнянні з вихідним станом всі застосовані методи обробки приводять до зміцнення поверхні досліджуваних сталей разом з мікроструктурними змінами в приповерхневих шарах (рис. 4.21). Зокрема, ППД за допомогою УЗО досліджуваних сталей призводить до підвищення поверхневої твердості HRC та мікротвердості поверхневого шару H_μ (рис. 4.21 а,б) на 40...50 % за рахунок підвищення густини дислокацій та подрібнення зерен структури (рис. 4.20, 4.22), але в досить тонкому поверхневому шарі товщиною $\sim 60...80$ мкм [64,70].

Мікроструктура зміцненого верхнього шару ЛО сталі 45 (рис. 4.22 в) містить однорідний дрібнодисперсний мартенсит з мікротвердістю $\sim 8.6...10.4$ ГПа (рис. 4.21 а,б), а сталі X12МФ (рис. 4.20 б) дрібногочастий мартенсит з дисперсними частинками карбідів хрому та заліза з мікротвердістю $\sim 6...6.9$ ГПа (рис. 4.21 а,б), а також невелику кількість залишкового аустеніту [14,15]. По мірі збільшення глибини зони зміцнення спостерігається підвищення неоднорідності структури сталі 45 та зменшення мікротвердості, зокрема спочатку утворюється мартенситотроостит, потім мартенсит та трооститна сітка переходять в

трооститоферитну, а на границі з вихідною структурою у феритну структуру (рис. 4.22 г). Це обумовлено тим, що в процесі лазерного нагрівання мають місце різні стадії аустенізації. У верхніх шарах, нагрітих до високої температури, відбувається повне перетворення надлишкового фериту в аустеніт і повне насичення колишніх феритних областей вуглецем. У нижніх шарах, нагрітих до більш низьких температур, насичення колишніх феритних областей відбуватися не встигає, це призводить до зменшення критичної швидкості охолодження, утворенню трооститної, трооститоферитної або феритної сітки [12].

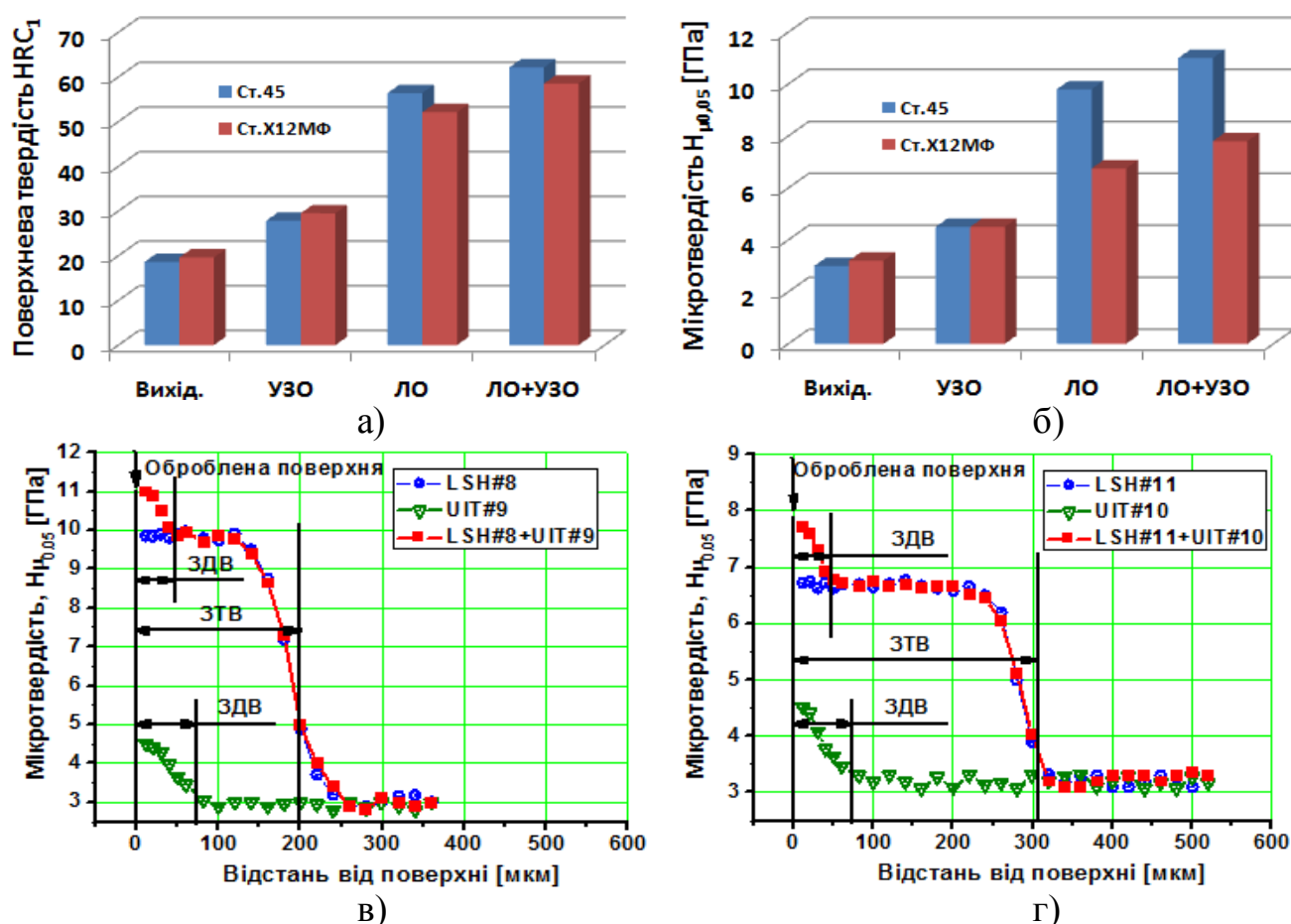


Рисунок 4.21 – Твердість поверхні та розподіл мікротвердості по глибині:

- а) поверхнева твердість; б) мікротвердість поверхневого шару на глибині до 50 мкм;
- в) розподіл мікротвердості по глибині сталі 45 після ЛО, УЗО, ЛО+УЗО;
- г) розподіл мікротвердості по глибині сталі X12MF після ЛО, УЗО, ЛО+УЗО

Виявлено, що із збільшенням швидкості переміщення зразка поверхнева твердість та мікротвердість поверхневого шару збільшується. Це обумовлено

підвищенням дефектності та дисперсності структури за рахунок збільшення швидкості охолодження. При зменшенні температури нагрівання (1200 °С) та швидкості переміщення зразка сталі 45 до 40 мм/хв поверхнева твердість та мікротвердість зони зміцнення ЛО знижується до 52.8 та 9.5 ГПа, відповідно. На відмінну від сталі 45, мікроструктура нижнього шару сталі Х12МФ (рис. 4.20 г) має однорідний шар з структурними складовими мартенситу з дисперсними частинками карбідів хрому і заліза, але без залишкового аустеніту. А ще глибше розташовується шар швидкісного лазерного відпуску з характерною високодисперсною ферито-карбідною сумішшю типу троститу [15]. Глибина ЗТВ досліджуваних зразків зменшується з ростом швидкості переміщення зразка (табл. 4.2).

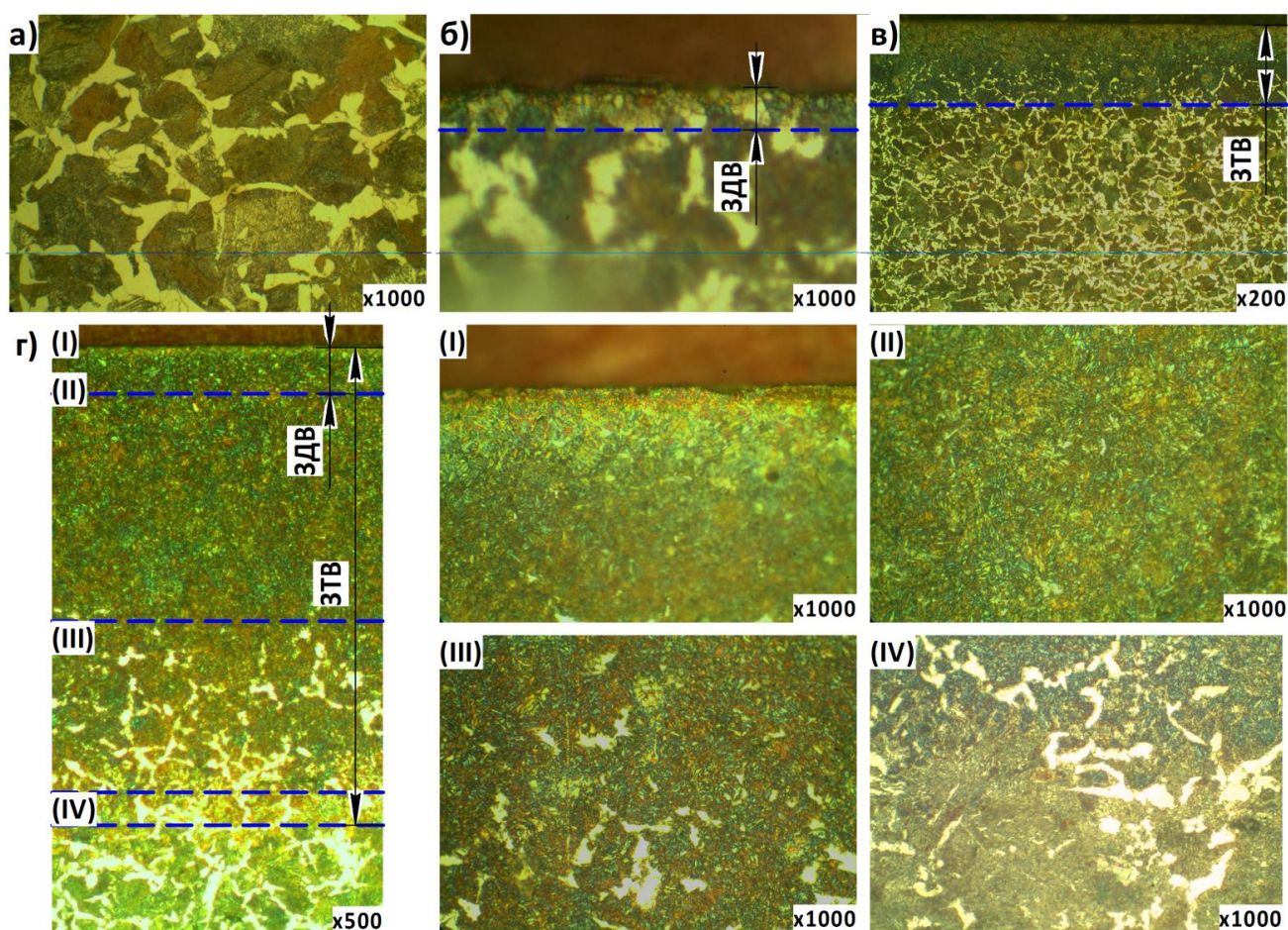


Рисунок 4.22 – Мікроструктура поверхневого шару сталі 45:

а) вихідний стан; б) УЗО; в) ЛО; г) комбінована ЛО+УЗО

Комбінована ЛО+УЗО досліджуваних сталей (рис. 4.20, 4.22) сприяє диспергуванню структурних складових та більш рівномірному їх розподілу, а також

підвищенню густини дислокацій та зниженню залишкового аустеніту, що забезпечує підвищення поверхневої твердості та мікротвердості поверхневого шару в 3...4 рази в порівнянні з вихідним станом (рис. 4.21, табл. 4.2) [140].

А УЗО після ЛО сталі Х12МФ сприяє підвищенню поверхневої твердості і мікротвердості приповерхневого шару до 25% в порівнянні з окремою ЛО за рахунок деформаційного подрібнення зерен мартенситу та карбідів хрому (режим ЛО11+УЗО10). Розподіл мікротвердості по глибині поверхневого шару сталі 45 та Х12МФ (рис. 4.21 в,г) після ЛО, УЗО та комбінованої ЛО+УЗО приведено на оптимальних режимах. Видно, що розподіл мікротвердості після комбінованої ЛО+УЗО є неоднорідним по глибині поверхневого шару, зокрема з різкою зміною в приповерхневому та нижньому шарах ЗТВ.

Крім того, електронно-мікроскопічні дослідження підтверджують, що структура поверхневого шару сталі Х12МФ у вихідному стані (рис. 4.23 а) характеризується незначною густиною дефектів і містить велику кількість світлих областей значно меншої товщини, ніж товщина фольги, які утворюються в місцях витравлювання карбідів хрому. Розміри цих областей і наявних в полі зору карбідних частинок свідчать, що розмір первинних карбідів складає ~ 350 нм. Систему карбідних рефлексів містить і картина електронної дифракції.

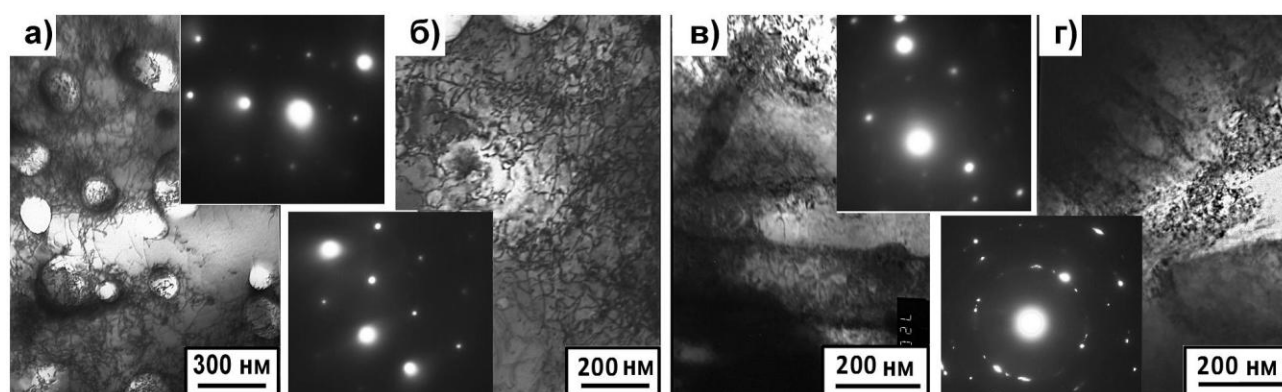


Рисунок 4.23 – Електронно-мікроскопічні зображення мікроструктури і картини електронної дифракції сталі Х12МФ: а) вихідний стан; б) УЗО; в) ЛО; г) ЛО+УЗО

УЗО веде до суттєвого зростання густини дислокацій (10^{10} см^{-2}) та до деякого зменшення розмірів і кількості карбідів у мікроструктурі поверхневого шару

товщиною 15...20 мкм. У субзернах (~ 750 нм) легованого фериту видно щільні дислокаційні сітки (рис. 4.23 б). Після лазерної обробки цієї сталі поверхневий шар містить два види структур: в деяких областях спостерігаються системи видовжених зерен мартенситної природи (розмір пакету пластин мартенситу ~ 250 нм), а в інших – подрібнена зеренна структура фериту з великою кількістю вторинних дисперсних карбідів (~ 150 нм) та певною кількістю первинних карбідів по границям зерен/субзерен (рис. 4.23 в). Наявність карбідних фаз також фіксується по рефлексам на картині електронної дифракції.

Комбінована ЛО+УЗО сталі Х12МФ (рис. 4.23 г) призводить до формування ультрадисперсної зернової структури (~ 80 нм), границі якої заблоковані великою кількістю вторинних дисперсних карбідів (~ 20 нм) розташованих на них. Про наявність великої кількості сильно розорієнтованих зерен в структурі поверхневого шару свідчить значне азимутальне розмиття рефлексів фериту на картині електронної дифракції. Саме така структура із заблокованими карбідами границями зерен здатна забезпечити високу твердість (рис. 4.30) і зносостійкість, які спостерігалися після комбінованої ЛО+УЗО.

Таким чином, отримана мартенситна структура поверхневого шару досліджуваних сталей після ЛО сприяє формуванню ультрадисперсної структури при більш низьких значеннях ступеня пластичної деформації поверхні шляхом УЗО, ніж при деформації вихідної рівноважної мікроструктури. Структура після комбінованої ЛО+УЗО має більш дрібний розмір зерен та карбідів, ніж після ЛО, що сприяє підвищенню твердості та міцності поверхневого шару деталей.

Отримані експериментальні результати в даній роботі в порівнянні з результатами приведених в публікаціях інших авторів дозволяють стверджувати, що комбінована ЛО+УЗО є найбільш ефективною для поверхневого зміцнення та оздоблювання великогабаритних деталей з використанням лазерного променя та ультразвукових багатобойкових наконечників. Окремо використані ЛО та УЗО також приводять до суттєвого поверхневого зміцнення. Після комбінованої обробки по мірі збільшення глибини формується пошаровий зміцнений поверхневий шар.

А загартований поверхневий шар шляхом структурно-фазових перетворень в 3...6 рази глибший (270...440 мкм) при ЛО, ніж нагартований поверхневий шар (40...80 мкм) при УЗО. Величини твердості поверхні після ЛО (HRC 52.1...56.4) та комбінованої ЛО+УЗО (HRC 58.9...62.3) є вищими ніж нещодавно приведені при ЛО сталі X12МФ (HRC 48) [151] та сталі 45 [142]. А отримані значення мікротвердості поверхневого шару сталі X12МФ (8.7 ГПа) після комбінованої обробки є кращими в порівнянні з ЛО нержавіючої сталі 4Х5МФ1С (5.3 ГПа) [54] та сталі X12 (~ 6...8 ГПа) [152]. Ступінь зміцнення після комбінованої ЛО+ДСО з оплавленням низьковуглецевої хромової сталі 18ХГТ [145] аналогічний як і у випадку комбінованої ЛО+УЗО сталі X12МФ (табл. 4.2).

У таблиці 4.1 приведено результати аналітичної оцінки внеску різних механізмів зміцнення (структурних параметрів) і їх сумарний внесок на границю плинності сталі X12МФ при оптимальних режимах ЛО, УЗО та комбінованої ЛО+УЗО з урахуванням співвідношень (3.4-3.10).

Таблиця 4.1 – Розрахункові значення оцінки внеску різних механізмів зміцнення на сумарний приріст границі плинності сталі X12МФ

Стан	σ_0 [МПа]	$\Delta\sigma_z (\Delta\sigma_c)$ [МПа]	$\Delta\sigma_{mp}$ (C,Cr, Mo,V) [МПа]	$\Delta\sigma_{dc}$ [МПа]	$\Delta\sigma_d$ [МПа]	$\sigma_T = \sum \sigma_i$	σ_T згідно (3.11)
Вих.	16.8	223.60 (-)	478.4	120.74	150.26	989.80	960
	1.70%	22.59%	48.33%	12.20%	15.18%		
ЛО	16.8	912.87 (-)	478.40	332.03	212.50	1952.60	2050
	0.86%	46.75%	24.50%	17.00%	10.88%		
УЗО	16.8	343.30 (115.0)	478.40	147.57	562.23	1663.30	1500
	1.01%	27.55%	28.76%	8.87%	33.80%		
ЛО+УЗО	16.8	1290.99 (-)	478.40	442.71	300.52	2529.42	2600
	0.66%	51.04%	18.91%	17.50%	11.88%		

На основі проведеної оцінки механізмів зміцнення можна зробити висновок (табл. 4.1), що зміцнення сталі X12МФ при ЛО та комбінованій ЛО+УЗО визначається зернограничним, твердорозчинним та дисперсним зміцненням, а при УЗО – дислокаційним, твердорозчинним та зернограничним (субструктурним) зміцненням. Внесок зернограничного зміцнення при ЛО та комбінованій ЛО+УЗО є

основним і становить близько 47% та 51% відповідно. При УЗО основний внесок в зміцнення вносить дислокаційна складова ($\sim 34\%$). У вихідному стані основний внесок вносить твердорозчинна складова ($\sim 48\%$), а також помітним є зернограничне зміцнення ($\sim 23\%$). Отримані дані узгоджуються з мікроструктурними дослідженнями та добре корелюють з теоретичною оцінкою границі плинності сталі X12МФ згідно формули (3.11), що пов'язує її з експериментально визначеною величиною мікротвердості.

Слід відзначити, що на відмінно від ЛО та комбінованої ЛО+УЗО при УЗО крім величини зернограничного зміцнення враховували величину субструктурного зміцнення, обумовлене малокутовими границями між субзернами (блоками) (рис. 4.23 б). Після ЛО шляхом ТЕМ виявлено дрібніші зерна, які утворені не за рахунок деформаційних (дислокаційних) механізмів, а за рахунок термічного впливу. Їх видно на світлопольному зображенні (рис. 4.23 в), і їх контраст – різний, що є додатковим свідченням того, що вони мають різну орієнтацію відносно поверхні фольги. А у випадку комбінованої лазерно-ультразвукової обробки утворюється майже кільцева електронограма (рис. 4.23 г), що свідчить про наявність висококутових границь у зерновій, а не субзерновій структурі, як у випадку УЗО.

Певна розбіжність розрахункових даних (табл. 4.1), отриманих на основі врахування механізмів зміцнення та на основі механічних випробувань (вимірювань мікротвердості поверхневого шару) обумовлена можливими похибками при визначенні розмірів і об'ємної частки карбідів методами трансмісійної електронної мікроскопії та густини дислокацій, що варіюється в залежності від методу дослідження РСА або ТЕМ.

На основі проведених теоретичних та експериментальних досліджень визначено оптимальні технологічні режими комбінованої обробки досліджуваних сталей (табл. 4.2), виходячи з мінімальних параметрів мікрорельєфу ($R_a < 0.5$ мкм) та максимальної глибини зміцнення і мікротвердості (твердості) поверхневого шару ($h_s > 200$ мкм, $H_\mu > 6.0$ ГПа).

Таблиця 4.2 – Параметри мікрорельєфу та механічні властивості поверхневого шару досліджуваних сталей після комбінованої ЛО+УЗО

№ експе- рименту	Параметри мікрорельєфу								Механічні властивості			
	R_a [мкм]	R_z [мкм]	R_t [мкм]	W_a [мкм]	W_z [мкм]	W_t [мкм]	S_a [мкм]	S_z [мкм]	HRC ₁	u_3^* [%]	$H_{\mu 0.05}$ [ГПа]	h_3 [мкм]
Сталь 45												
Вих.	0.65	4.85	6.08	0.15	0.30	0.57	0.68	12.2	18.6	-	3	-
ЛО7+УЗО9	0.33	2.71	3.02	0.93	2.07	3.99	1.74	15.0	59.7	220.9	9.7	290
ЛО8+УЗО9	0.27	2.30	2.95	1.38	1.63	3.27	1.82	29.1	60.7	226.3	11	200
ЛО9+УЗО9	0.30	2.15	2.60	0.66	4.03	8.10	2.02	16.6	61.2	229.0	11.5	140
ЛО10+УЗО9	0.39	2.89	3.17	0.18	0.69	1.09	0.84	39.1	61.5	230.6	11.2	440
ЛО11+УЗО9	0.28	2.14	2.25	0.36	0.50	1.60	0.89	11.3	62.3	234.9	12	340
ЛО12+УЗО9	0.29	2.22	2.77	0.38	1.75	3.60	1.31	13.9	62.5	236.0	12.1	270
ЛО7+УЗО10	0.33	2.50	4.82	0.63	1.43	1.90	1.92	31.7	60.9	227.4	9.9	290
ЛО8+УЗО10	0.26	1.86	2.02	1.03	1.19	2.38	1.55	13.0	62.1	233.8	11	200
ЛО9+УЗО10	0.23	2.51	3.10	0.79	1.73	2.85	1.38	20.0	62.9	238.1	11.4	140
ЛО10+УЗО10	0.33	2.22	2.34	0.57	0.75	1.39	0.72	23.7	59.7	220.9	9.8	440
ЛО11+УЗО10	0.26	1.77	2.31	0.47	1.06	1.61	0.89	9.5	61.8	232.2	10.7	340
ЛО12+УЗО10	0.24	2.96	3.98	0.47	0.54	0.93	1.05	12.7	62.1	233.8	11	270
Сталь X12МФ												
Вих.	2.60	14.4	16.0	1.66	5.15	15.4	3.91	74.2	19.6	-	3.2	-
ЛО10+УЗО10	0.38	3.64	4.17	0.18	0.27	0.56	1.57	64.7	58.4	197.9	7.1	380
ЛО11+УЗО10	0.28	2.72	3.31	0.32	0.88	1.60	0.88	49.7	58.5	198.4	7.8	310
ЛО12+УЗО10	0.29	3.17	4.47	1.14	1.60	3.22	1.23	16.3	58.8	200	8.4	240
ЛО13+УЗО10	0.51	4.41	5.82	1.15	2.91	5.11	1.60	24.3	57.8	194.8	8	290
ЛО14+УЗО10	0.38	2.23	2.91	0.74	2.23	3.43	2.13	59.0	58.9	200.5	8.7	270
ЛО15+УЗО10	0.52	3.24	3.72	0.47	1.55	2.56	2.19	63.7	59	201	8.8	230
ЛО10+УЗО11	0.36	3.49	4.99	1.81	2.79	5.62	1.96	21.9	57.2	191.8	7.5	380
ЛО11+УЗО11	0.55	5.55	8.38	0.97	4.03	5.80	2.48	27.2	58.2	196.9	8	310
ЛО12+УЗО11	0.42	4.25	6.44	1.44	3.17	5.53	2.65	24.6	58.9	200.5	8.3	240
ЛО13+УЗО11	0.30	1.98	2.08	0.41	0.86	1.52	2.43	23.0	58.6	198.9	8.3	290
ЛО14+УЗО11	0.25	1.40	1.63	0.81	1.62	2.38	1.90	15.8	58.9	200.5	8.8	270
ЛО15+УЗО11	0.24	1.81	2.16	0.37	0.87	1.48	1.93	32.5	59.5	203.5	9	230
R_a , W_a – середнє арифметичне відхилення профілю шорсткості, хвилястості поверхні; R_z , W_z – максимальна висота профілю шорсткості, хвилястості поверхні (сума середніх абсолютних значень висот п'яти найбільших виступів і глибин п'яти найбільших впадин); R_t , W_t – загальна висота профілю шорсткості, хвилястості; S_a – середня арифметична висота профілю поверхні; S_z – максимальна висота профілю поверхні; HRC – поверхнева твердість за Роквеллом; H_{μ} – мікротвердість поверхневого шару; u_3 – інтенсивність зміцнення, яка розрахована за формулою (див. розд. 3.3.3), темні комірки вказують оптимальні технологічні режими комбінованої ЛО+УЗО.												

Крім отриманих мінімальних параметрів мікрорельєфу поверхні і необхідних залишкових напружень стиску, мікротвердість та мікроструктура поверхневого шару визначає термін довгострокової експлуатації металевих матеріалів.

4.5. Дослідження зразків на зносо- та корозійну стійкість

Відомо [134], що прогнозування експлуатаційних властивостей (зносо- та корозійної стійкості, несучої здатності / контактної жорсткості, втомної міцності та інші) поверхневого шару деталей, через технологічні параметри (режими) та якісні параметри поверхневого шару, можна реалізувати шляхом комплексного імітаційного та аналітичного моделювання, а експериментальними дослідження остаточно підтвердити адекватність їх впливу на формування профілю мікрорельєфу та фізико-механічних властивостей поверхневого шару.

Встановлено [134,157], що зниження параметрів мікрорельєфу поверхні не завжди забезпечує зменшення сили тертя (коефіцієнту тертя) та сприяє менш інтенсивному зношуванню поверхонь деталей. А традиційна параметрична оцінка профілю шорсткості поверхні (R_a , R_z) не дозволяє оцінити форму мікрорельєфу поверхні. У зв'язку з цим, було запропоновано для прогнозування необхідних функціональних параметрів на різних етапах експлуатації деталей (через якісні параметри поверхневого шару) використати непараметричну оцінку форми профілю мікрорельєфу поверхні за допомогою кривої Аббота-Файєрстоуна.

Крім того, тертя і зношування значно залежать як від умов ковзання (величини нормального навантаження і швидкості ковзання), так і від властивостей контактуючих матеріалів. Нормальне навантаження і складова ковзання є необхідними для зношування, тобто механічне зношування є результатом механічної дії. Таким чином, процес зношування залежить насамперед від процесу тертя. Перші теоретичні передбачення зношування матеріалів були зроблені Хольмом, який встановив відношення для визначення величини видаленого матеріалу зношуванням на довжину ковзання до істинної площі контакту. А згідно відомого рівняння Арчарда (3.13), величина зношеного (видаленого) матеріалу прямо пропорційна довжині ковзання, силі нормального навантаження, коефіцієнту зношування та обернено пропорційна твердості поверхні зношеного матеріалу.

Для врахування особливостей експлуатації деталей та забезпечення заданої, необхідної або граничної якості поверхневого шару, запропоновано реалізувати

алгоритм прийняття рішень щодо вибору геометричних та фізико-механічних параметрів поверхневого шару (рис. 4.24), виходячи з прогностичних можливостей аналітичного та чисельного відображення технологічних режимів ЛО та УЗО.

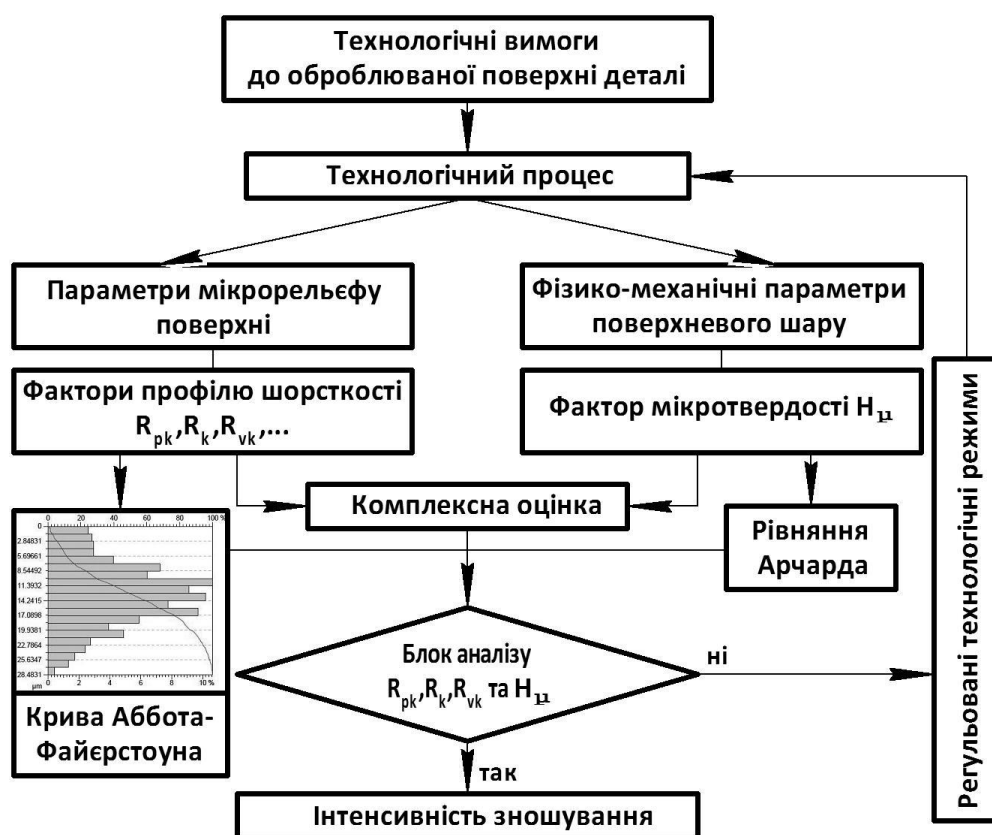


Рисунок 4.24 – Схема алгоритму взаємозв'язків між інтенсивністю зношування та якісними параметрами поверхневого шару

При встановленні взаємозв'язків, в якості параметрів мікрорельєфу поверхні, було обрано середню висоту виступів профілю шорсткості R_{pk} , глибину нерівностей профілю шорсткості R_k та середню глибину впадин профілю шорсткості R_{vk} , а параметром фізико-механічних властивостей поверхневого шару прийнято величину мікротвердості H_{μ} зміцненої зони при постійній силі нормального навантаження.

Розроблений алгоритм при комбінованій ЛО+УЗО сталевих деталей здійснюється з урахуванням:

- необхідних вихідних технологічних вимог до оброблюваної поверхні деталі;
- вхідних параметрів оброблюваного матеріалу (хімічний склад, фізико-механічні властивості та геометричні розміри) та процесу лазерного термічного

(температура нагрівання, швидкість переміщення зразка, швидкість та ширина сканування лазерного променя) та наступного деформаційного (частота та амплітуда ультразвукових коливань концентратора, статичне навантаження УЗКС, частота обертання наконечника, швидкість обробки) зміцнення;

- визначення функціональних параметрів згідно кривої Аббота-Файєрстоуна та рівняння Арчарда, а також з використанням комплексних параметрів, які поєднують як параметри мікрорельєфу, так і фізико-механічні параметри поверхневого шару;
- оптимізації якісних параметрів поверхневого шару (R_{pk} , R_k , R_{vk} , H_μ) зміною технологічних режимів ЛО та УЗО, якщо інтенсивність зношування зміцненої поверхні не задовольняє необхідні значення.

За попередньо встановленими залежностями між інтенсивністю зношування (коефіцієнтом зношування) та мікротвердістю, а також геометричними величинами профілю мікрорельєфу (див. розд. 3.3.5) можна оцінити величину зношування поверхонь при використанні різних режимів обробки.

Проведений аналіз профілю мікрорельєфу поверхні з опрацюванням кривої Аббота-Файєрстоуна та опорної лінії профілю шорсткості поверхні дозволяє спрогнозувати функціональні параметри (R_{pk} , R_k , R_{vk}) за формою профілю шорсткості мікрорельєфу поверхні (рис. 4.25).

Опрацювання результатів досліджень профілю та топографії мікрорельєфу поверхні (див. розд. 4.2), з використанням запропонованого алгоритму (рис. 4.24), дозволяють стверджувати, що термічна дія сканувального лазерного променя з підтриманням постійної температури в зоні дії його сприяє лише не значній зміні форми профілю мікрорельєфу поверхні сталі X12МФ в порівнянні з вихідним станом внаслідок поверхневого термічного зміцнення без оплавлення поверхні зразка (рис. 4.25). Зокрема, співвідношення матеріалу на глибині на 1 мкм профілю шорсткості поверхні після вихідного стану та ЛО складає менше 1%, а на рівні середньої лінії дорівнює приблизно 60%. Крім того, параметри шорсткості та хвилястості мікрорельєфу поверхні при ЛО незначно збільшуються або зменшуються внаслідок утворення оксидної плівки на поверхні, яка вже на

початковому етапі експлуатації руйнується в процесі тертя. В процесі припрацювання (початкове зношування) величина зношування поверхонь досягається до 4 мкм, а допустима величина зношування профілю складає приблизно 17 мкм як для необробленої поверхні, так і для зміцненої поверхні лазерним променем (рис. 4.25).

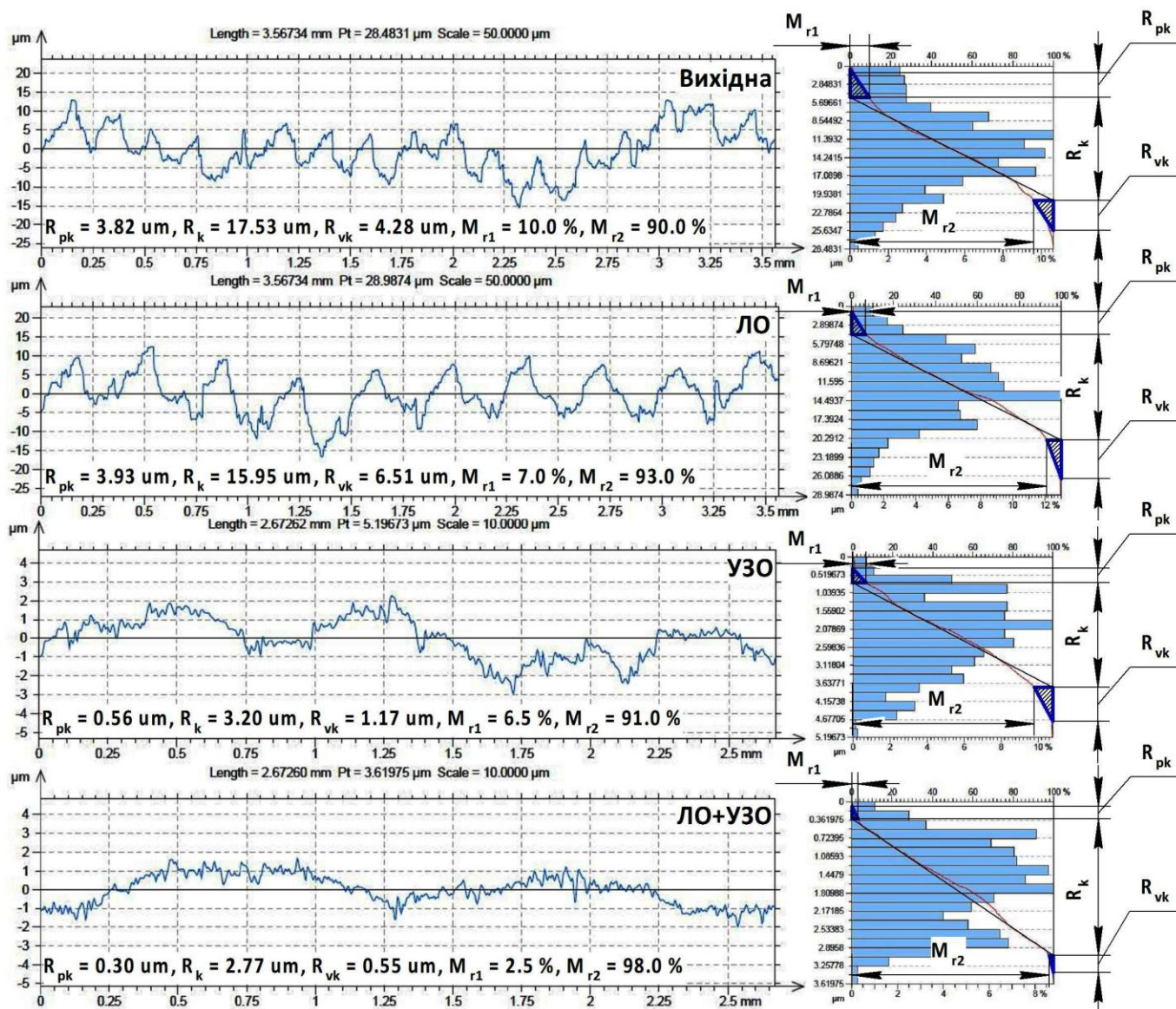


Рисунок 4.25 – Графічна оцінка експлуатаційних властивостей профілю мікрорельєфу поверхні сталі Х12МФ з використанням кривої Аббота-Файєрстоуна та опорної лінії профілю шорсткості поверхні

Профіль мікрорельєфу поверхні після вихідного стану та ЛО має об'ємні ($R_{vk} = 4...7$ мкм) та маслоємні впадини мікронерівностей внаслідок

відсутності додаткових фінішних процесів обробки вихідної поверхні зразків. Однак, очевидно, що із збільшенням тривалості або умов експлуатації (припрацювання) досліджуваних зразків величина зношування поверхні при ЛО буде значно зменшуватися у порівнянні з вихідним станом за рахунок зменшення подальшого руйнування та пластичного витіснення вершин мікронерівностей шляхом згладжування. А також переходу пластичних деформацій в пружні деформації внаслідок збільшення співвідношення матеріалу по глибині профілю мікрорельєфу поверхні, а також присутніх значно зміцнених приповерхневих шарів з мартенситною мікроструктурою та карбідами, що спричиняють значний опір до зношуванню матеріалу (рис. 4.26 а,в). Для формування мікрорельєфу на поверхні успішно застосовуються лазерне поверхнєве зміцнення з оплавлення мікронерівностей поверхні, що призводить до більш суттєвої зміни форми профілю шорсткості та поверхневих шарів металів і сплавів.

Криві опорного профілю мікрорельєфу показують (рис. 4.25), що в порівнянні з комбінованою ЛО+УЗО окремо при УЗО шляхом інтенсивної пластичної деформації формується регулярний хвилястий профіль мікрорельєфу на поверхні, яка попередньо не зміцнена ЛО, з більш високими виступами та глибокими впадинами за рахунок одночасної примусової обертальної і багаторазової (високочастотної) ударної дії багатобойкового наконечника з несиметрично розміщеними бойками. В наслідок цього, на першому етапі експлуатації (в процесі припрацювання) відбувається більш швидке зношування мікронерівностей та забезпечення високої маслоємності поверхонь деталей, ніж при комбінованій ЛО+УЗО. Це також підтверджується в експериментальних випробуваннях як при квазістатичних, так при динамічних умовах навантаження (рис. 4.26 а,в, 4.27 а,в).

В порівнянні з необробленою поверхнею УЗО сталі Х12МФ призвела до значного збільшення співвідношення матеріалу на глибині на 1 мкм профілю шорсткості поверхні в 8 і більше разів, а також не значного співвідношення матеріалу на рівні середньої лінії профілю шорсткості (~ 62%). Крім того, в порівнянні із сталлю 45 мікрорельєф поверхні сталі Х12МФ після УЗО має помірні

канавки за рахунок більш міцної вихідної структури, яка спричинює опір до зношування поверхні.

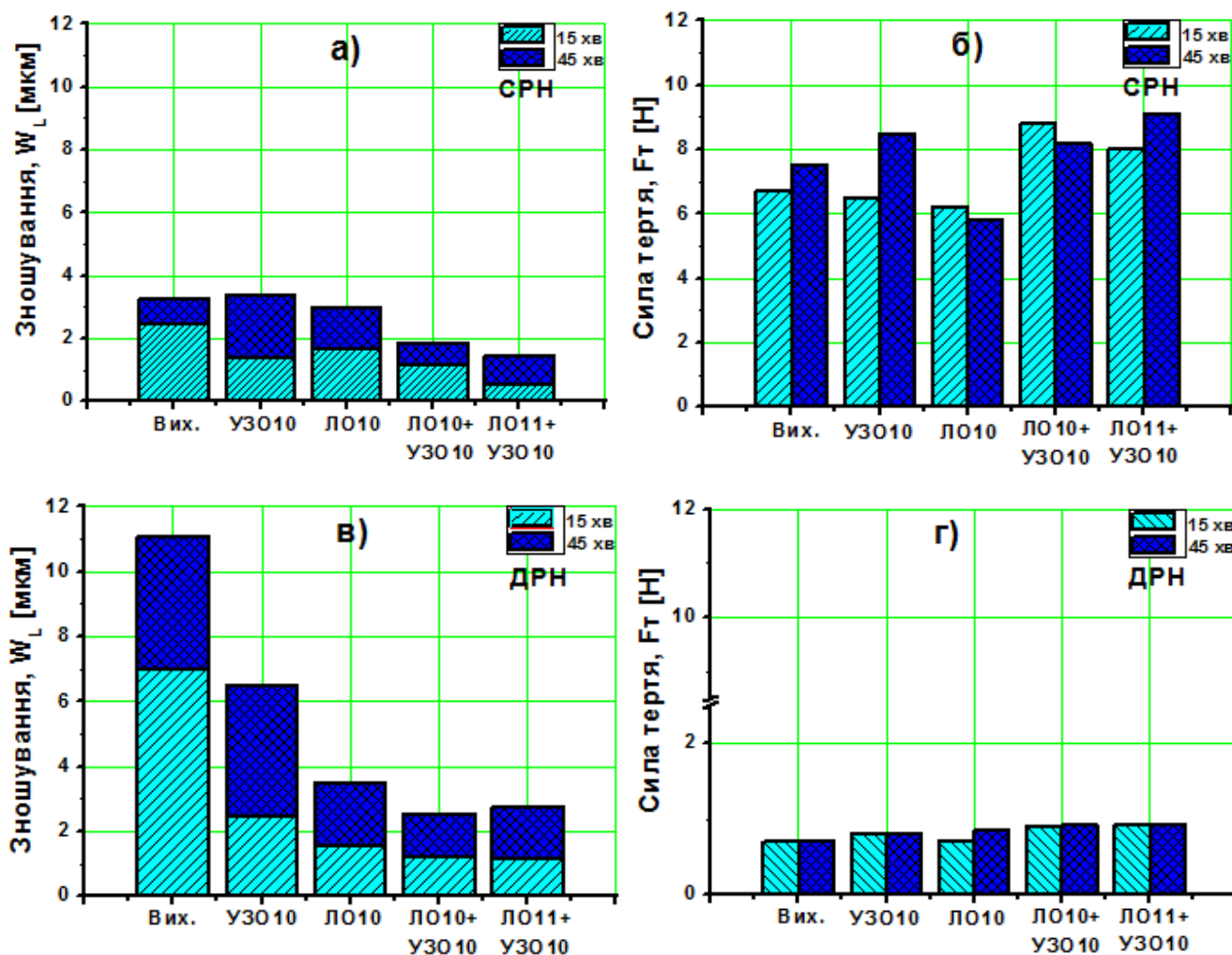


Рисунок 4.26 – Триботехнічні характеристики сталі X12МФ при квазістатичному (СРН) та динамічному (ДРН) режимах навантаження:

а,в) величина зношування; б,г) сила тертя

В порівнянні з вихідним станом та окремими ЛО та УЗО зміцнені поверхні шляхом комбінованої ЛО та наступної УЗО є найбільш стійкими до зношування за рахунок формуванню регулярного профілю мікрорельєфу на поверхні із меншою шорсткістю та незначною хвилястістю в порівнянні з окремою УЗО завдяки значно більшій твердості поверхні зразка обробленого ЛО, що підтверджується результатами експериментальних (рис. 4.26) та аналітичних досліджень (рис. 4.28). Це сприяє фрагментації (видаленню) оксидної плівки після ЛО, а також руйнуванню

виступів мікронерівностей та видаленню продуктів зношування при УЗО. Крім того, отриманий регулярний мікрорельєф характеризується здатністю поверхні до утримання мастила (рис. 4.25).

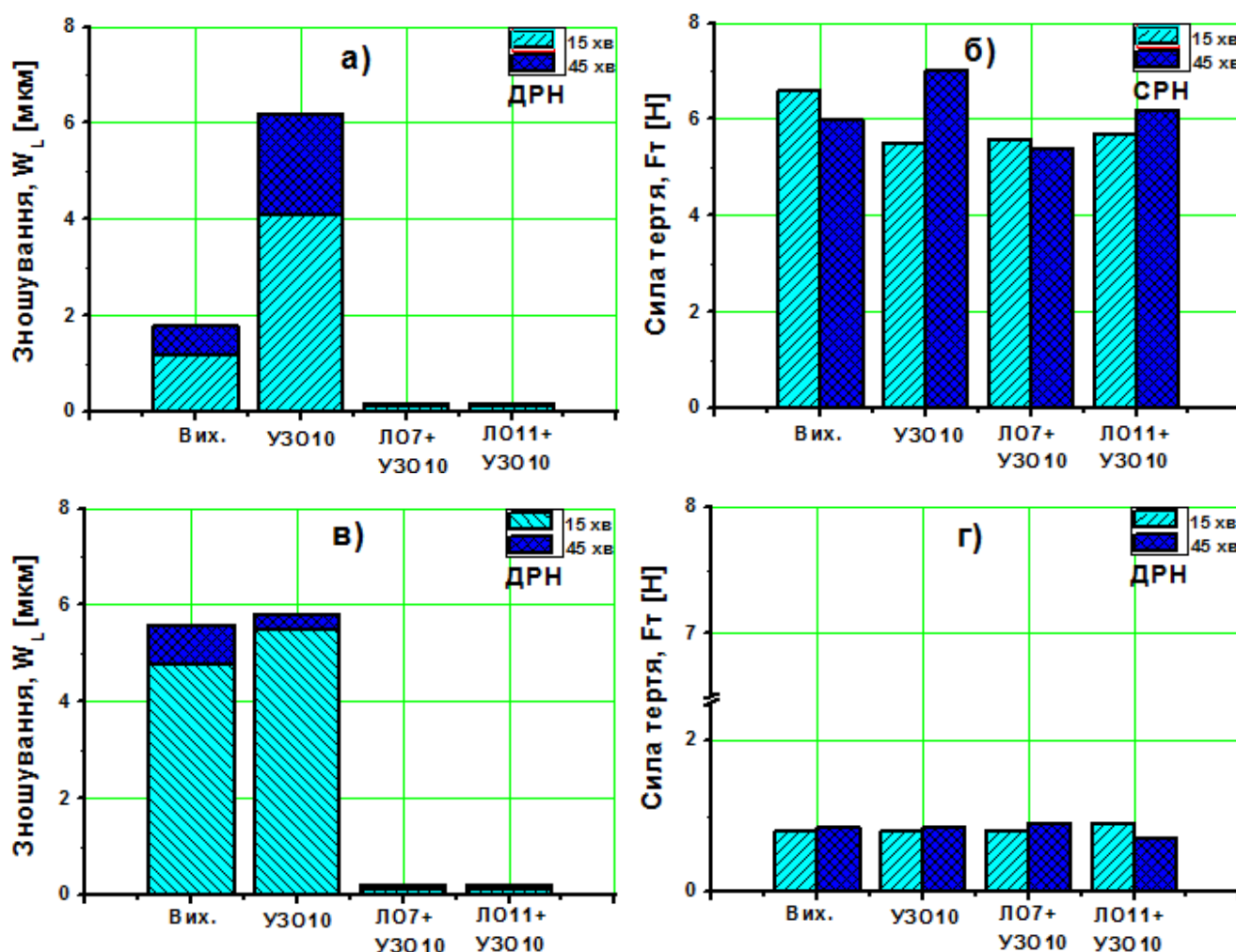


Рисунок 4.27 – Триботехнічні характеристики сталі 45 при квазістатичному (СРН) та динамічному (ДРН) режимах навантаження:

а,в) величина зношування; б,г) сила тертя

В результаті комбінованої ЛО+УЗО параметр R_{pk} профілю мікрорельєфу поверхні зменшився в 5 разів і більше в порівнянні з вихідною поверхнею (рис. 4.25), що дозволяє стверджувати про підвищення стійкості мікрорельєфу до зношування. Крім того, величини співвідношення матеріалу на глибині 1 мкм профілю мікрорельєфу поверхні після комбінованої ЛО+УЗО є значно більшою ($R_{mr} = 28\%$), ніж після необробленої поверхні ($R_{mr} = 0.6\%$), що

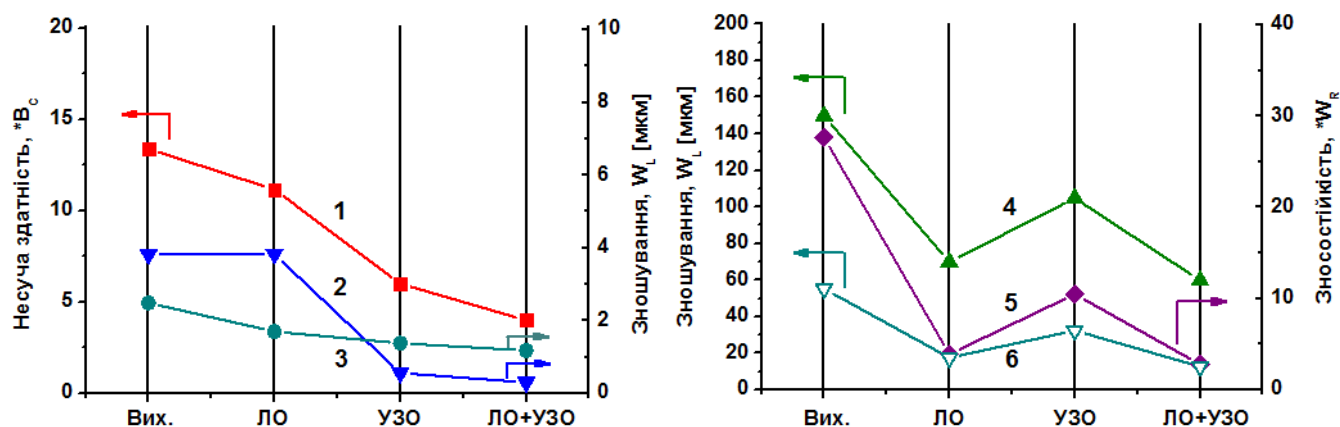
дозволяє збільшити ресурс роботи сполучених поверхонь в парі тертя. Характер зміни параметру R_{pk} профілю мікрорельєфу поверхні в процесі припрацювання згідно графічної оцінки за кривою Аббота-Файєрстоуна мікрорельєфу поверхні підтверджується при розрахунках несучої здатності поверхні з використанням формули Крагельського-Комбалова (рис. 4.28 криві 1,2), а також корелює з експериментальними випробуваннями зразків на опір до зношування при квазістатичних умовах навантаження (рис. 4.28 крива 3).

Результати експериментальних випробувань на зношування протягом 15 та 45 хв сталі Х12МФ показали (рис. 4.26 а, 4.27 а), що при квазістатичному навантаженні на контр-тіло окремо проведені ЛО чи УЗО практично не змінили величину зношування в порівнянні з вихідним станом внаслідок руйнування оксидної плівки після ЛО та високих виступів нерівностей хвилястого мікрорельєфу після УЗО в процесі припрацювання.

Слід відзначити, що аналіз структурного стану та залишкових напружень, проведений за результатами рентгенівських досліджень (див. розд. 4.4), свідчить про згубний вплив на зносостійкість оксидної плівки, які формуються при ЛО. На відмінно від результатів експериментальних досліджень величини зношування поверхні, а також аналітичних даних величини зношування поверхні у відповідності з величиною несучої здатності поверхні згідно формули Крагельського-Комбалова та кривою Аббота-Файєрстоуна (рис. 4.28 крива 1,2), очевидно, що при збільшенні часу навантаження або умов експлуатації зміцнена поверхня після ЛО буде більш зносостійка внаслідок високої твердості, утворення залишкових напружень стиску та низьких параметрів мікрорельєфу поверхні в порівнянні як після УЗО, так з вихідним станом, що підтверджуються розрахунками величини зношування поверхні за формулою Арчарда (рис. 4.28 крива 4) та зносостійкості поверхні шляхом комплексної оцінки (рис. 4.28 крива 5), а також експериментальними даними величинами зношування (рис. 4.28 крива 6).

При випробуваннях з динамічним навантаженням на контр-тіло після ЛО величина зношування поверхневого шару сталі Х12МФ зменшилося приблизно

в 3 рази, а після УЗО – майже в 2 рази (рис. 4.26 в). Після комбінованої ЛО+УЗО мікрорельєф поверхні має знижену шорсткість і збільшені площі контакту, а поверхневий шар – найвищу твердість та високий рівень залишкових напружень стиску. Ці фактори призвели до підвищення сили тертя (рис. 4.26 б,г, 4.27 б,г) та зносостійкості в порівнянні з окремо обробленими ЛО та УЗО поверхнями як при квазістатичних, так і при динамічних умовах випробувань.



* – чим менша величина B_c , W_R , тим більша несуча здатність (зносостійкість) мікрорельєфу поверхні

Рисунок 4.28 – Оцінка функціональних параметрів поверхні сталі Х12МФ:

- 1 – несуча здатність за формулою Крагельського-Комбалова; 2 – величина зношування за кривою Аббота-Файєрстоуна; 3 – величина зношування згідно експерименту (рис. 4.26 а); 4 – величина зношування за формулою Арчарда; 5 – зносостійкість за формулою (3.15); 6 – величина зношування згідно експерименту (рис. 4.26 в)

Найбільш суттєво зменшилася величина зношування після комбінованої ЛО+УЗО, зокрема при квазістатичному навантаженні приблизно в 2 рази для сталі Х12МФ (рис. 4.26 а) та в 4 рази для сталі 45 (рис. 4.27 а), а при динамічному навантаженні в 4 рази для сталі Х12МФ (рис. 4.26 в) та в 6 разів і більше для сталі 45 (рис. 4.27 в) за рахунок оптимальної швидкості переміщення зразка (90 мм/хв), яка визначає умови швидкісного нагрівання та загартування, що сприяють збільшенню кількості та зменшенню розміру структурних складових в поверхневому шарі. Дисперсні карбіди забезпечують підвищену стійкість структурного стану до релаксації, спричиненої динамічними навантаженнями при

випробуваннях на зношування сталі Х12МФ. Отже, це дозволить підвищити експлуатаційні властивості сталевих деталей при граничному терті як в квазістатичних, так і динамічних експлуатаційних умовах, а також сприяти економному використанню мастильних матеріалів.

Величина зношування, після проведення трибологічних випробувань на зношування на автоматизованому трибологічному комплексі за умов квазістатичних та динамічних режимів навантаження (рис. 4.29), визначалася на основі аналізу профілю та топографії доріжок тертя з використанням конфокальної мікроскопії.

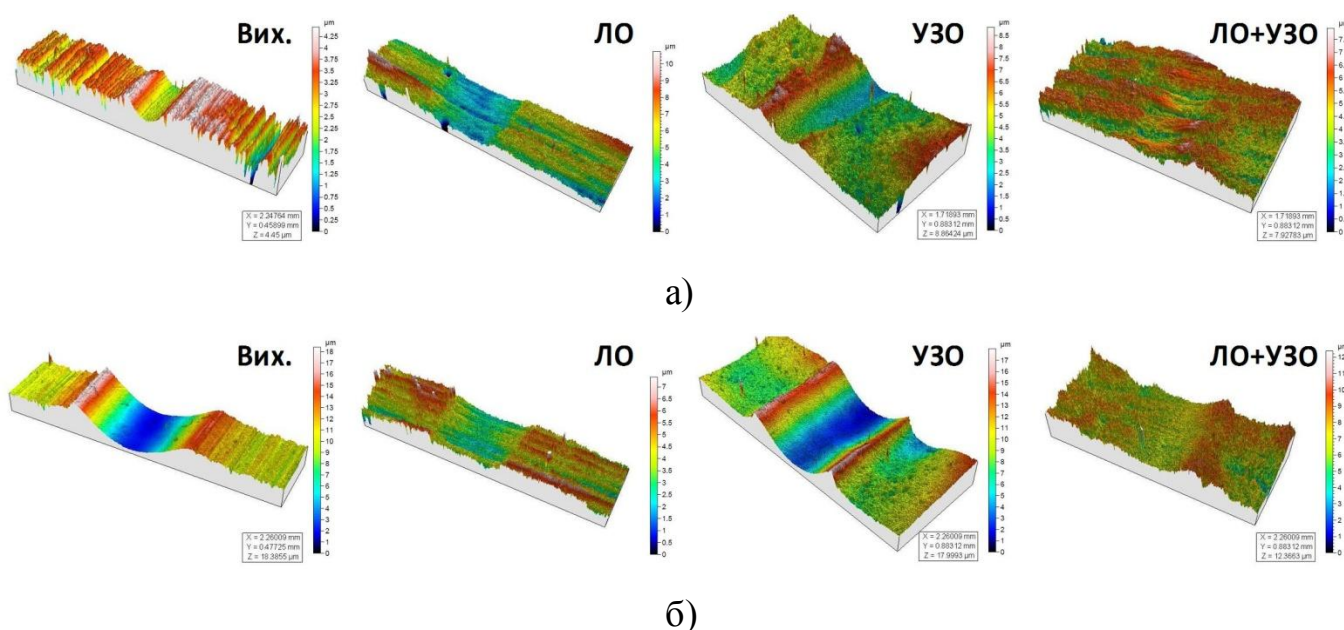


Рисунок 4.29 – 3D топографія доріжок тертя сталі Х12МФ при $t = 45$ хв:

а – квазістатичний режим навантаження; б – динамічний режим навантаження

При дослідженні процесів тертя та зношування встановлено [135], що шорсткість поверхні деталі, отримана під час її виготовлення (початкова шорсткість), впливає лише при початковому зношуванні. Встановлено також, що для кожної із можливих сукупностей матеріалів пар тертя та експлуатаційних факторів (величина і характер навантаження, характеристики мастила, температурний режим тощо) після закінчення процесу припрацьовування на робочих поверхнях деталей утворюється рівноважна (оптимальна) шорсткість

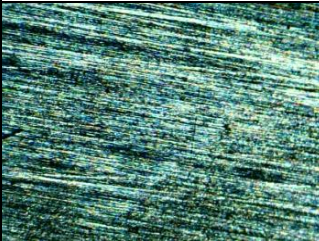
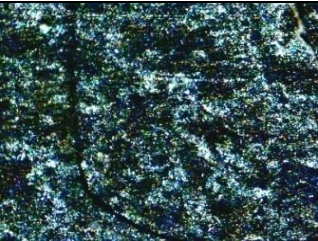
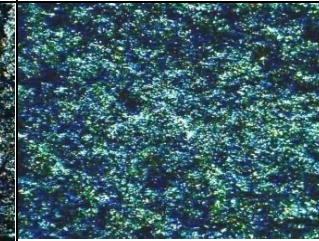
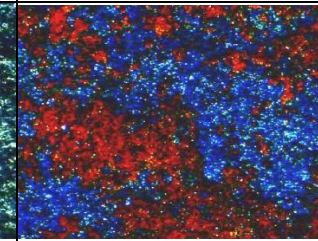
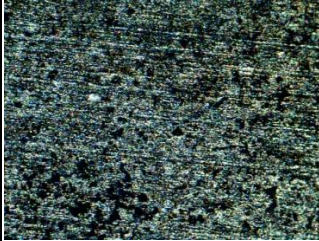
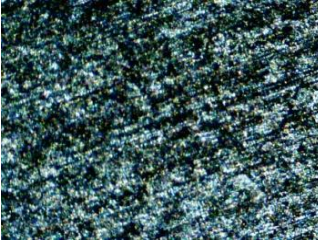
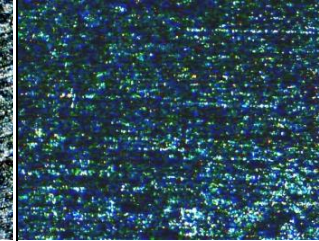
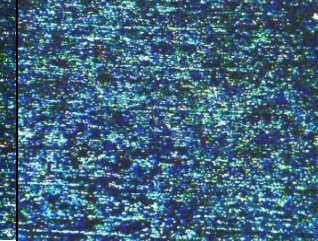
поверхні, яка залишається сталою протягом усієї подальшої експлуатації. Рівноважна шорсткість поверхні не залежить від початкової шорсткості, яка отримана при механічній обробці, а залежить лише від умов зношування. Одним із умов завершення процесу припрацювання є перехід вихідної технологічної шорсткості до експлуатаційної рівноважної шорсткості поверхні. Зокрема, експериментальні дослідження показали [135], що в процесі припрацювання з різною вихідною шорсткістю ($R_a = 0.125$ мкм) та ($R_a = 1.35$ мкм) через деякий різний час шорсткість поверхні стає рівноважною на одному рівні ($\sim R_a = 0.5$ мкм).

Відомо [135], що в залежності від методу поверхневої обробки з використанням різних видів джерел енергії процес формування рівноважної шорсткості поверхні тертя при зношуванні є різний. Зокрема, при поверхневій термічній обробці сталі X12МФ ($R_a = 2.56$ мкм) при визначених оптимальних режимах відбудеться поступовий перехід на рівноважну шорсткість поверхні тертя внаслідок відносно високої шорсткості мікрорельєфу поверхні та наявності оксидної плівки на поверхні, що спричинить схоплювання та абразивне руйнування вершин мікронерівностей матеріалу. Швидкість переходу необробленої поверхні зразка на рівноважну шорсткість поверхні тертя матиме подібний характер як при ЛО. Після УЗО ($R_a = 0.42$ мкм) відбудеться швидкий перехід на рівноважну шорсткість поверхні тертя при зношуванні внаслідок гладкої та хвилястої поверхні, яка спричинює вершинне зношування та вирив частинок мікронерівностей поверхні. Однак, після комбінованій ЛО+УЗО ($R_a = 0.3$ мкм) відбудеться більш швидкий перехід на рівноважну шорсткість поверхні тертя у порівнянні з УУО внаслідок більш гладкої та міцнішої поверхні, яка спричинює проковзування та згладжування частинок мікронерівностей матеріалу [140]. Для забезпечення мінімального початкового зношування в парах тертя слід на фінішних операціях механічної обробки забезпечувати шорсткість поверхні, яка близька до рівноважної.

А результати експериментальних досліджень корозійної стійкості оброблених поверхонь сталі 45 комбінованою обробкою (режим ЛО10+УЗО10) дозволяють стверджувати (табл. 4.3), що після 146 годин на вихідному зразку чітко видно місця

корозії, а після комбінованої ЛО+УЗО не виявлено завдяки сформованого мікрорельєфу та підвищеним фізико-механічним властивостям поверхневого шару.

Таблиця. 4.3 – Корозійна стійкість сталі 45 (x40)

№	До обробки	50 год.	100 год.	146 год.
Вихідний стан				
Комбінована ЛО+УЗО				

Таким чином, прогнозування інтенсивності зношування поверхневого шару дозволяє вже на стадії виготовлення сформувати необхідний мікрорельєф та фізико-механічні властивості поверхневого шару, тобто отримати зносостійкий (маслоємний) профіль і таким шляхом уникнути забруднення продуктами зношування при експлуатації.

На основі результатів моделювання та експериментальних досліджень, розроблено алгоритм визначення вхідних технологічних режимів комбінованої лазерно-ультразвукової обробки сталевих деталей за роздільною схемою (рис. 4.30), який передбачає:

- введення вхідних параметрів оброблюваного матеріалу (хімічний склад, фізико-механічні властивості та геометричні розміри) та процесу лазерного термозміцнення (температура нагрівання, швидкість переміщення зразка, швидкість та ширина сканування лазерного променя);
- попереднє визначення діапазону температури нагрівання (критичних точок температури повної аустенізації досліджуваних сталей) з урахуванням хімічного

складу матеріалу згідно діаграми стану Fe-C (Fe-C-Cr), обмежуючи максимальну температуру нагрівання;

- визначення діапазону температури повної аустенізації та перетворення аустеніту в мартенсит згідно термкінетичної моделі, при розрахунках критичних точок температури структурно-фазових перетворень при нагріванні (охолодженні), обмежуючи максимальну температуру нагрівання ($A_{C3} < T_n < T_{пл}$) та тривалість лазерного впливу ($0.01 < t_n [c] < 1.5$);

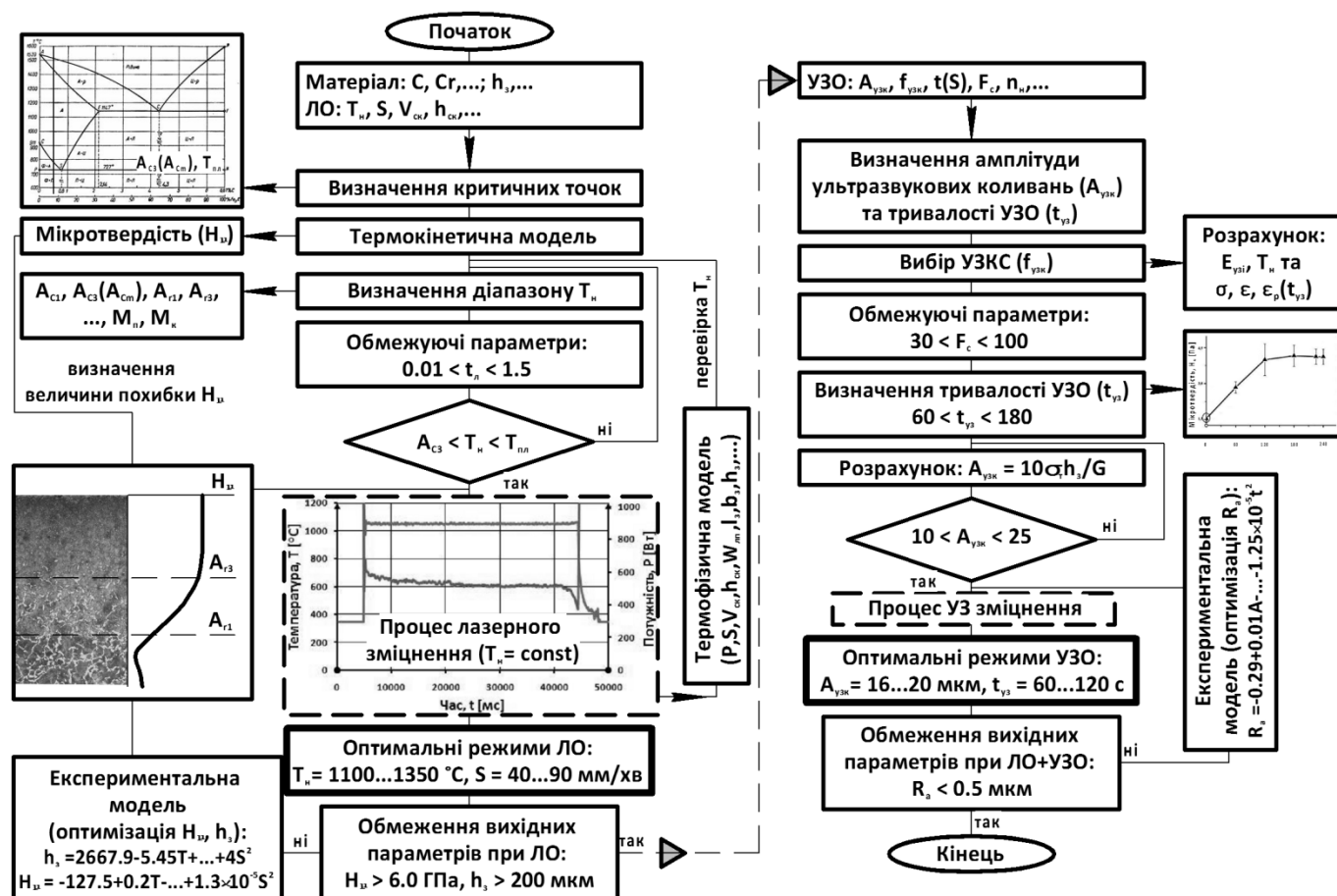


Рисунок 4.30 – Алгоритм визначення технологічних режимів комбінованої лазерно-ультразвукової обробки (роздільна схема) сталевих деталей

- проведення процесу лазерного термозміцнення з підтриманням постійної температури нагрівання досліджуваних сталей, при умові $A_{C3} < T_n < T_n$;
- оптимізацію вихідних параметрів при ЛО згідно експериментальної моделі, якщо параметри не задовольняють необхідні значення;

- введення вхідних параметрів процесу ультразвукового деформаційного зміцнення (частота та амплітуда ультразвукових коливань концентратора, статичне навантаження УЗКС, частота обертання наконечника, тривалість обробки), якщо вихідні параметри при ЛО відповідають заданим;
- вибір ультразвукової коливальної системи та генератора з відповідної частотою ультразвукових коливань;
- розрахунок механічної енергії ультразвукового інструменту;
- визначення діапазону тривалості УЗО досліджуваних сталей на основі попередніх досліджень, обмежуючи статичне навантаження УЗКС ($30 < F_c < 100$);
- розрахунок величини амплітуди ультразвукових коливань концентратора згідно формули [92];
- проведення процесу ультразвукового деформаційного зміцнення досліджуваних сталей, при умові $10 < A_{узк} < 25$;
- оптимізацію вихідних параметрів при УЗО згідно експериментальної моделі, якщо параметри не задовольняють необхідні значення.

4.6. Висновки

1. Проведеними систематичними теоретичними та експериментальними дослідженнями визначені оптимальні технологічні режими комбінованої ЛО+УЗО для отримання максимальної твердості та глибини зміцнення, а також мінімальних параметрів мікрорельєфу поверхні, зокрема швидкість сканування лазерного променя 1000 мм/с, ширина доріжки сканування 10 мм, температура нагрівання 1300 °С для сталі 45 і 1340 °С для Х12МФ, швидкість переміщення зразка 90 мм/хв, статичне навантаження ультразвукової коливальної системи 50 Н, швидкість обертання наконечника 76 об⁻¹, амплітуда ультразвукових коливань концентратора 18 мкм, тривалість обробки 60 с (сталь 45) та 120 с (сталь Х12МФ).

2. Встановлені оптимальні технологічні режими комбінованої ЛО+УЗО дозволили підвищити твердість в 3...4 рази з глибиною зміцнення поверхневого шару 270...440 мкм та поліпшити параметр шорсткості R_a мікрорельєфу поверхні

в 2...4 рази в порівнянні з вихідними параметрами, а також збільшити залишкові напруження стиску в приповерхневому шарі в 2 рази (сталі Х12МФ) у порівнянні з ЛО, що дозволяє зменшити величину зношування для сталі Х12МФ в 2 рази при квазістатичному навантаженні та в 4 рази при динамічному навантаженні, а для сталі 45 – в 4 рази при квазістатичному та в 6 разів при динамічному навантаженні відповідно, а також підвищити корозійну стійкість оброблених поверхонь.

3. Визначена оптимальна величина коефіцієнту перекриття доріжок ($k_n = 20...25\%$) на зразках із сталі 45 та Х12МФ при повторній дії лазерного променя, який сканується, з підтриманням постійної температури нагрівання, що дозволяє отримувати рівномірні значення глибини та мікротвердості зміцненої зони та параметрів мікрорельєфу поверхні, а також визначені режими лазерного низькотемпературного відпуску для рівномірного розподілу мікротвердості у відпущеній зоні та розроблено керуючі програми для автоматизації лазерного термозміцнення великогабаритних деталей.

4. Розроблено алгоритм визначення технологічних режимів комбінованої дії лазерного променя з сканатором з підтриманням постійної температури нагрівання та ультразвукової динамічної дії багатобойковими наконечниками з урахуванням обмежень вихідних параметрів ($H_\mu > 6.0$ ГПа, $h_z > 200$ мкм, $R_a < 0.5$ мкм), що дозволяє розробляти та реалізовувати процеси оздоблювання і зміцнення поверхневого шару сталевих деталей.

РОЗДІЛ 5

РЕКОМЕНДАЦІЇ ДЛЯ ПРОЕКТУВАННЯ ТА РЕАЛІЗАЦІЇ КОМБІНОВАНОЇ ЛАЗЕРНО-УЛЬТРАЗВУКОВОЇ ОБРОБКИ

5.1. Рекомендації відбору ультразвукових наконечників та формування регульованого мікрорельєфу програмним методом

Для проведення зміцнювальної та оздоблювальної УЗО малогабаритних або великогабаритних зовнішніх поверхонь (плоскої або циліндричної форми), з отриманням заданих параметрів поверхневого шару, доцільно вибрати потрібні для здійснення даного процесу, одно- чи багатобойкові наконечники, загальний вигляд яких зображено на рис. 5.1 (обробка плоскої (рис. 5.1 а) або циліндричної поверхні (рис. 5.1 б,в,г) однобойковими наконечниками, з обертальним чи дискретними рухами багатобойкового наконечника (рис. 5.1 д,е), а також низькочастотними коливаннями зразка (НЧКЗ) (рис. 5.1 є)) [64,78].

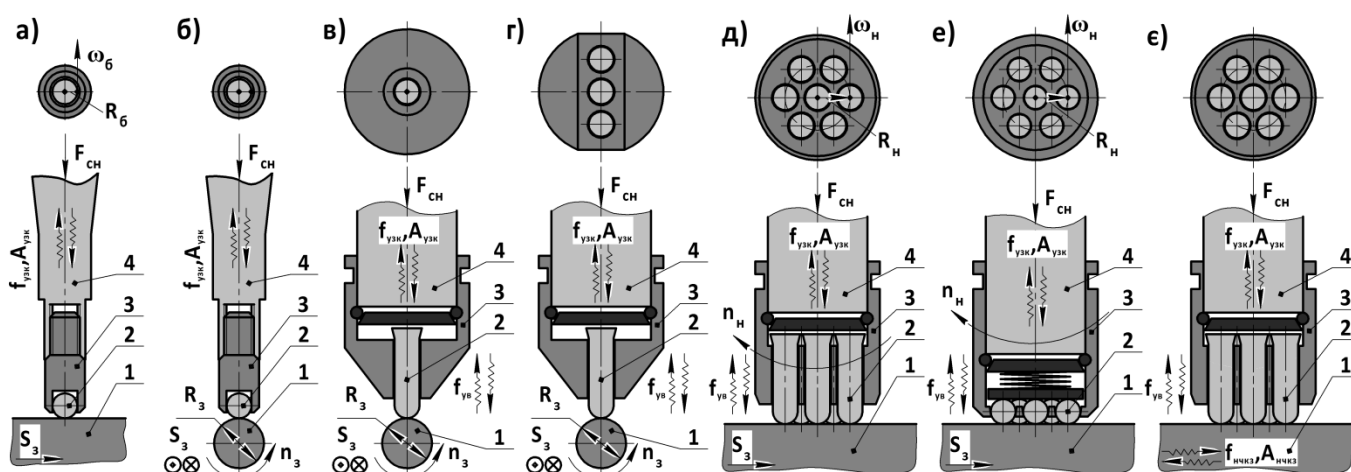


Рисунок 5.1 – Кінематичні схеми УЗО з використанням одно- та багатобойкових наконечників: а-б) процес вигладжування; в-є) процес удару

Теоретичний розрахунок механічної енергії ультразвукової коливальної системи $E_{узі}$, в залежності від технологічних режимів різних кінематичних схем УЗО (рис. 5.1), проводили з використанням формул 2.49 та 2.50 (див. розділ 2.3.3), з урахуванням кінетичної енергії від високочастотного ударного впливу ультразвукового концентратора $E_{узк}$ та додаткової кінетичної енергії $E_{оке}$ за

рахунок обертання оброблюваного зразка або обертального (дискретного) руху наконечника [64,120].

Однобойкові наконечники (рис. 5.1 а,б) призначені для процесу оздоблювання (вигладжування) та зміцнення бойками, а багатобойкові наконечники – для процесу зміцнення та оздоблювання з формуванням необхідного профілю поверхні.

Коефіцієнт масової величини m враховує кореляцію між масою бойка m_b та масою зразка m_z в залежності від схеми обробки. Лінійна швидкість нормального руху бойка v_b (див. розділ 2.3.2), яка дорівнює середній коливальній швидкості торця наконечника в момент їх дотику (однобойковий наконечник, бойок у вигляді кулі), або дорівнює середній коливальній швидкості торця концентратора в момент їх дотику (багатобойковий наконечник, бойок у вигляді кулі або циліндра із сферичним радіусом кривизни) [64]:

$$v_{\perp} = v_b = 2\pi f_{узк} A_{узк}, \quad (5.1)$$

де $f_{узк}$ та $A_{узк}$ – частота і амплітуда ультразвукових коливань торця концентратора.

А додаткову кінетичну енергію бойків $E_{оке}$ для різних кінематичних схем УЗО оцінювали [64]:

- для поступального переміщення однобойкового наконечника з обертальним рухом кулі по плоскій поверхні (рис. 5.1 а):

$$E_{оке} = 0.7(\omega_b R_b)^2 m_b, \quad (5.2)$$

де R_b – радіус бойка, ω_b – кутова швидкість бойка, m_b – маса бойка.

- для обертання циліндричного зразка (рис. 5.1 б-г) або багатобойкового наконечника (рис. 5.1 д,е):

$$E_{оке} = \alpha(n\pi R)^2 m, \quad (5.3)$$

де n – частота обертання зразка n_z або наконечника n_n за секунду, R – радіус зразка R_z або радіус обертання бойків R_n (відстань від центрів бойків до вісі наконечника), m – маса зразка m_z або маса бойка m_b , α – коефіцієнт, який при обертанні зразка дорівнює $\alpha = 1$, при повному обертанні одно- або багатобойкового наконечника дорівнює $\alpha = 2$, а при дискретному обертанні зразка або наконечника $\alpha = 2/5$, ω_n – кутова швидкість вісі бойків в наконечнику.

- для низькочастотних коливань плоского зразка (рис. 5.1 є):

$$E_{\text{оке}} = 2\pi^2 \cdot f_{\text{нчкз}}^2 \cdot A_{\text{нчкз}}^2 \cdot m_3, \quad (5.4)$$

де $f_{\text{нчкз}}$, $A_{\text{нчкз}}$ – частота та амплітуда НЧКЗ.

Крім того, лінійну швидкість побічного руху (удару) розраховували для обробки циліндричного зразка: $v_{\square} = \omega_3 = 2\pi n_3 R_3$ або для одно- або багатобойкового наконечника $v_{\square} = \omega_n = 2\pi n_n R_n$ та для низькочастотних коливань плоского зразка – $v_{\square} = v_{\text{нчкз}} = 2\pi f_{\text{нчкз}} \cdot A_{\text{нчкз}}$, де ω_n – кутова швидкість багатобойкового наконечника, ω_3 – кутова швидкість зразка, $v_{\text{нчкз}}$ – частота переміщення плоского зразка.

Результати розрахунків величини механічної енергії ультразвукового інструменту для різних схем УЗО приведено в табл. 5.1.

Таблиця 5.1 – Розраховані енергетичні показники ультразвукового інструменту

Схема УЗО	Частота УЗ коливань концентратора, $f_{\text{узк}}$ [кГц]	Амплітуда УЗ коливань концентратора, $A_{\text{узк}}$ [мкм]	Частота удару бойка, f_y [кГц]	Маса бойка, m_6 [г]	Радіус обертання зразка або бойка(ів), R [мм]	Частота обертання зразка або наконечника, n [об ⁻¹]	Енергія ультразвукового концентратора, $E_{\text{узк}}$ [мДж]	Додаткова енергія зразка або бойків, $E_{\text{оке}}$ [Дж]	Енергія УЗ інструменту, $E_{\text{узт}}$ [кДж]	Швидкість нормального руху, $v_{\text{н}}$ [м/с]	Швидкість побічного руху, $v_{\text{п}}$ [м/с]
а	21.6	18	-	0.7	2.5	-	2.0	$3.0 \cdot 10^{-8}$	8.9	2.4	-
б				0.7	10	45	2.0	$1.3 \cdot 10^{-3}$	3.4	2.4	2.8
в			3	3	10	45	8.9	$5.9 \cdot 10^{-3}$	14.95	2.4	2.8
г				3	10	45	8.9	$5.9 \cdot 10^{-3}$	44.85	2.4	2.8
д				3	6.5	76	8.9	0.014	160.6	2.4	3.1
е				0.7	6.5	76	2.0	$3.3 \cdot 10^{-3}$	38.22	2.4	3.1
є*				3	-	-	8.9	$6.3 \cdot 10^{-6}$	62.3	2.4	$5.0 \cdot 10^{-3}$
* частота $f_{\text{нчкз}} = 50$ Гц та амплітуда $A_{\text{нчкз}} = 16$ мкм низькочастотних коливань зразка											

Відомо [135], що підвищення якісних та експлуатаційних властивостей поверхневого шару виробів залежать в першу чергу від стану контактуючих поверхонь деталей. В умовах інтенсивного тертя профіль мікрорельєфу поверхонь

деталей має значний вплив на величину зношування та маслоємність контактуючих поверхонь. Встановлено [158], що на поверхнях з однаковою шорсткістю (R_a) та високою маслоємністю, зносостійкість збільшується в 3...6 разів, а також знижується рівень шуму та підвищується плавність роботи контактуючих деталей. Крім того, формування РМР на поверхні з вихідними параметрами профілю (висота виступів нерівностей, величина співвідношення матеріалу та інш.), а також класу, групи, виду та типу має значний вплив на якісні та експлуатаційні властивості поверхневого шару контактуючих деталей [159]. Таким чином, проблема досягнення оптимальної якості поверхневого шару контактуючих деталей є однією із найбільш актуальних.

Згідно з ГОСТ 24773-81 «Поверхности с регулярным микрорельефом. Классификация, параметры и характеристики» передбачено два класи регулярного мікрорельєфу при зміцнювально-оздоблюваній обробці [159], зокрема повністю РМР (тетрагонального і гексагонального типу) або частково-регулярного мікрорельєфу (ЧРМР), які поділяються на наступні групи:

- з дискретними регулярними нерівностями (кільцеве розташування регулярних нерівностей, шахматне розташування регулярних нерівностей);
- безперервними регулярними нерівностями (відсутність перетинання регулярних нерівностей, неповне перетинання регулярних нерівностей, повне перетинання регулярних нерівностей).

Тобто, в другому випадку на поверхні утворюється безперервне та дискретне розташування заглиблень, між якими залишається без змін вихідний стан поверхні. А в першому випадку – повністю новий мікрорельєф з однаковими по формі, висоті та взаємному розташуванні нерівностей.

Відомо [160], що при використанні більшості методів традиційної обробки (абразивна, лезова та електрофізична обробка, прокатування, волочіння та інш.) формується нерегулярний мікрорельєф на поверхні з негативними відбитками профілю робочих поверхонь інструментів. Для формування ЧРМР на поверхні у вигляді мастильних мікрокарманів запропоновано ефективні методи вібраційного

обкатування [158], які підвищують надійність та довговічність контактуючих деталей внаслідок утворення мікрокарманів, що запобігають ефекту «плівкового голодування» за рахунок накопичення мастильного матеріалу на поверхні. Однак, недоліком методів вібраційного обкатування є формування мікрорельєфу на поверхні тільки з опуклим або увігнутим профілем, що виключає можливість формування плосковершинного профілю мікрорельєфу з мастильними мікрокарманами за рахунок вигладжування на верстатах з ЧПК. А формування РМР на оброблюваній поверхні легко забезпечується тонким ППД з використанням однобойкових або багатобойкових наконечників із складною кінематикою переміщення деформуючого інструменту [160].

Широкі можливості із забезпеченням якісних та експлуатаційних властивостей поверхневого шару деталей відкриваються при закономірній зміні параметрів профілю мікрорельєфу поверхні, що забезпечуються як статичними, так і динамічними методами ППО, з використанням верстатів з ЧПК або роботів, які дозволяють легко вмонтувати деформуючий інструмент та забезпечувати запрограмовану зміну режимів обробки.

Для формування поверхонь деталей з регульованим мікрорельєфом запропоновано програмний метод УЗО на верстатах з ЧПК [99,139], сутність якого полягає в програмуванні траєкторії переміщення УЗКС з однобойковими (багатобойковими) наконечниками або оброблюваної поверхні, що дозволяє реалізувати як відомі, так і нові типи мікрорельєфу поверхні, а також будь-який закон їх зміни.

Для проведення експериментальних досліджень формування мікрорельєфу при УЗО як плоских, так і циліндричних поверхонь зразків було змонтовано спеціальний стенд на базі кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій (НТУУ «КПІ»), який включає фрезерний верстат з ЧПК «DYNAMITE 2800», ультразвуковий генератор УЗГ250 та УЗКС з п'єзокерамічним перетворювачем, конічним концентратором, одно- або багатобійковим наконечником [99]. Переміщення плоского зразка (або циліндричного), що закріплюється в лещатах

(в трьохкулачковому патроні) відносно деформуючого інструменту, здійснювалося кроковими електродвигунами по 3-м осям (обертання циліндричного зразка по вісі A), у відповідності із заданою керуючою програмою. УЗКС монтувалася за допомогою спеціального пристрою, а статичне навантаження її визначалося за допомогою індикатора для тарування. Верстат контролювався системою Mach3.

Схеми лінійного РМР (рис. 5.2 а-г) та синусоїдального ЧРМР (рис. 5.2 е) траєкторії переміщення УЗКС з одно- та багатобойковими наконечниками по оброблюваній плоскій поверхні розмірами l і b задавалися за допомогою керуючих програм для створення необхідного профілю мікрорельєфу поверхні.

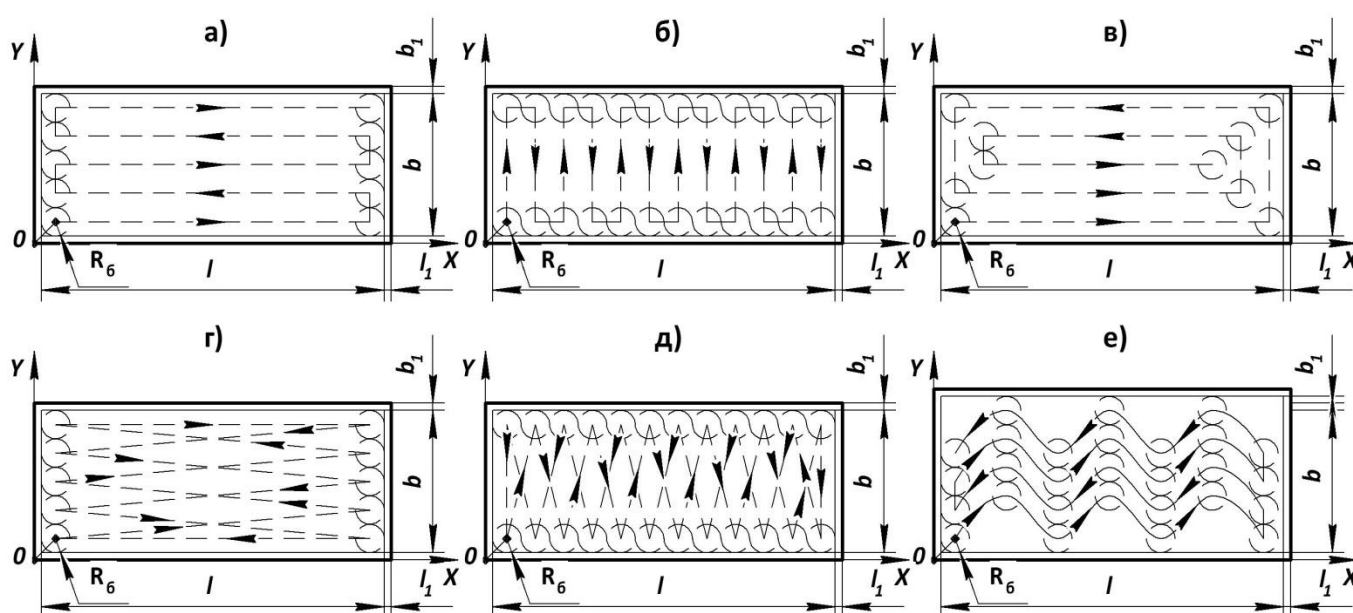


Рисунок 5.2 – Схеми траєкторії переміщення УЗКС:

- а) по довжині; б) короткими відрізками; в) спіралі до центру; г) по довжині під кутом; д) короткими відрізками під кутом; е) по синусоїдальному закону

Траєкторія переміщення УЗКС на поверхні для формування ЧРМР синусоїдального мікрорельєфу (рис. 5.2 е) відносно першої кривої описується [160]:

$$y_1 = A \sin \left(2\pi \frac{x}{S_k} \right) + S_0 n, \quad (5.5)$$

де A – амплітуда осциляційного переміщення УЗКС, S_k – круговий крок мікронерівностей, S_{0n} – осьовий крок мікронерівностей для n -й кривої.

А для другої синусоїди рівняння переміщення має вигляд [135,160]:

$$y_2 = A \sin \left(2\pi \frac{x}{S_k} + 2\pi \{i\} \right) + S_0 n, \quad (5.6)$$

де $\{i\}$ – дробова частина зміщення другої кривої відносно першої.

Таким чином, використання одно- або багатобойкових ультразвукових наконечників та верстатів з ЧПК дозволяє реалізовувати мікрорельєф оброблюваної поверхні згідно заданої програми, а також поліпшити фізико-механічні властивості поверхневого шару деталей та їх експлуатаційні властивості за рахунок використання оптимальної величини навантаження, швидкості переміщення, амплітуди та частоти ультразвукових коливань УЗКС. Ці параметри визначають діючі навантаження та кратність одиничних актів ППД поверхні. Разом з ними якість поверхневого шару визначається також масою, діаметром, радіусом закруглення бойків та вихідною шорсткістю поверхні.

Зокрема, для ПАТ «Полонський гірничий комбінат» запропоновано конструкції одно- та багатобойкових ультразвукових наконечників, а також розроблено керуючі програми (рис. 5.3) для обробки коронки ковша екскаватора (сталь Х12М) та ролика конвеєра (сталь 45), що дозволить підвищити продуктивність обробки та поліпшити якість поверхневого шару оброблюваних деталей.

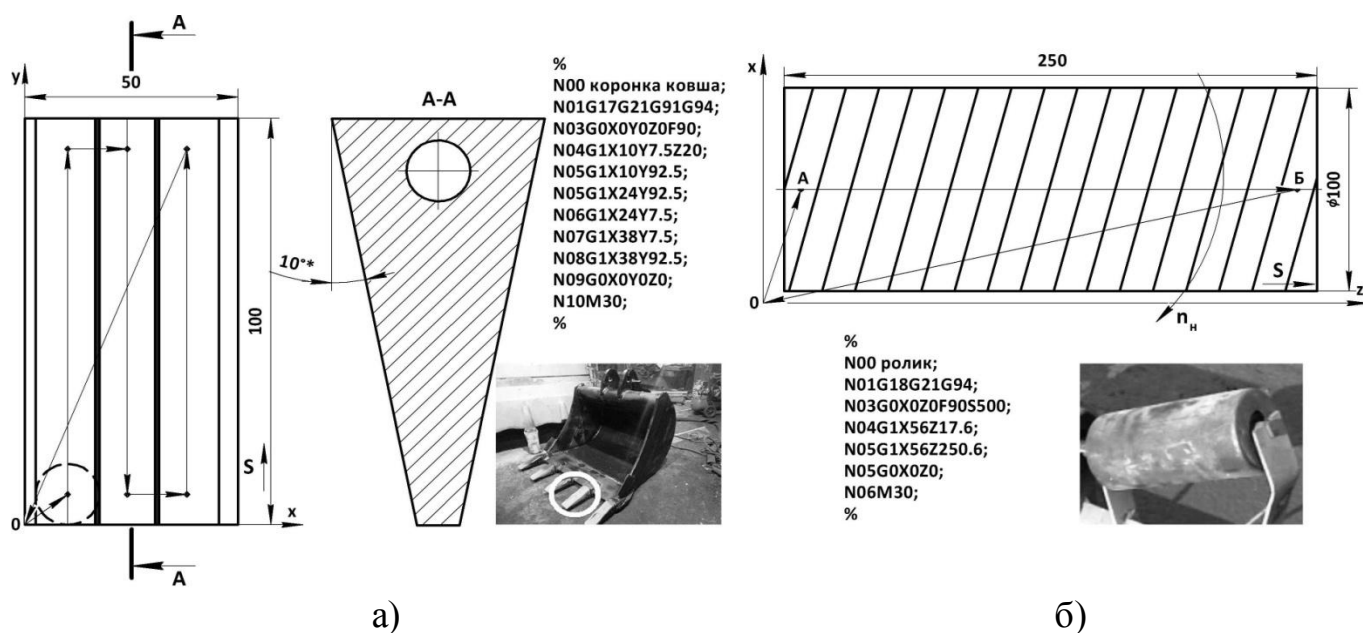


Рисунок 5.3 – Керуючі програми для УЗО: а) коронки ковша; б) ролика конвеєра

УЗО програмним методом дозволяє розширити можливості обробки та здійснювати операції різного призначення при максимальній технологічній гнучкості. Таким чином, розроблене програмне забезпечення дозволяє автоматизувати процес оздоблювально-зміцнювальної обробки, скоротити час підготовчих операцій та відповідно зменшити час обробки, здешевивши при цьому виробництво.

5.2. Установка для ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки

Ультразвукова оздоблювальна-зміцнювальна обробка як малогабаритних, так і великогабаритних металевих деталей може бути успішно реалізована в промисловості для підвищення якісних властивостей поверхневого шару, зокрема поліпшення геометричних параметрів мікрорельєфу, формування дисперсної структури, підвищення твердості та гарантоване забезпечення залишкових напружень стиску, з використанням відомого обладнання [64,78].

Для розширення технологічних можливостей реалізації УЗО розроблено конструкцію пристрою (рис. 5.4) для поверхневої ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки металів [161] за рахунок комбінованої дискретної (імпульсної) ультразвукової дії одно- або багатобойковими деформуючими наконечниками з використанням спеціального механізму приводу. На зовнішній поверхні головки, у формі стакану з отворами у донній частині, розташовані стрижневі або кулькові деформуючі інструменти, які мають можливість залежно від заданої керуючої команди здійснювати дискретний обертовий рух на визначений кут, що сприяє інтенсифікації оздоблювально-зміцнювальної з отриманням рівномірного профілю рельєфу та структури поверхневого шару деталей.

Перед обробкою нижні кінці деформуючих інструментів 17 підводять у дотик з металевою поверхнею деталі 18, а ультразвукова коливальна система, що включає перетворювач 2 з концентратором 7 і державку 9 з головою 12, притискується до виробу з визначеною силою (рис. 5.4). Потім від УЗ генератора 1 на п'єзокерамічний перетворювач 2 подають електричну напругу, яка збуджує в ньому поздовжні

ультразвукові коливання з визначеною частотою, підвищуючи амплітуду коливань концентратора 7 на його торці 13, які передаються стрижневим ударним інструментам 17. Одночасно з включенням генератора через штуцер 22 в корпусі 8 подається стиснене повітря, яке проходить в напрямку оброблюваної поверхні через отвори у фланці 5 і попадає у головку 12, з якої через канали 24 виходить на зовні. Частина повітря проходить крізь зазори між головою 12 і стрижневими ударними інструментами 17, що сприяє їх охолодженню. З метою запобігання виходу із ладу деформуючих інструментів і контролю за охолодженням пристрою, передбачений ємнісний датчик зближення 23 і датчик температури 20.

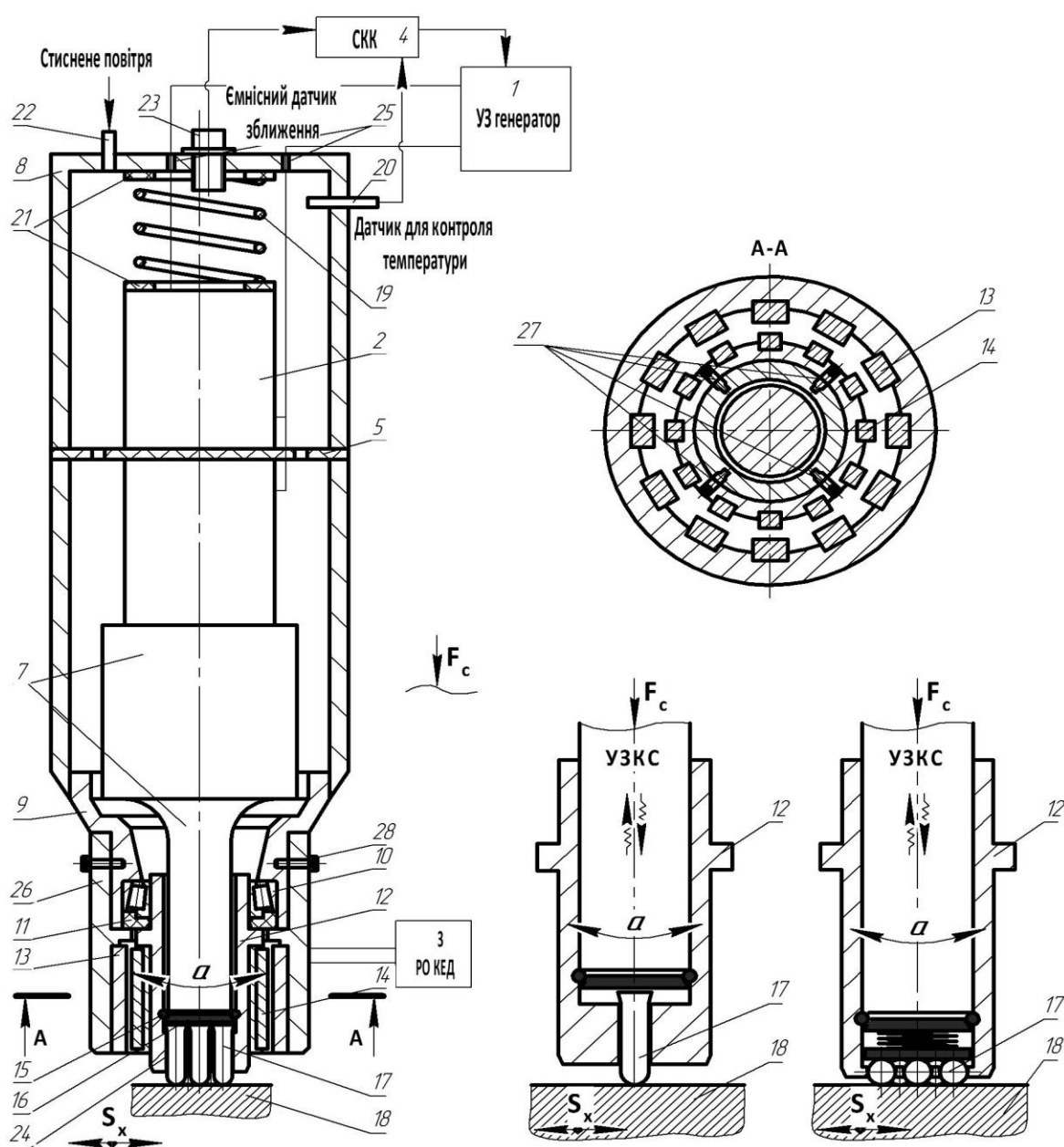


Рисунок 5.4 – Конструкція установки для поверхневої УЗО

Використання в установці системи ЧПК та можливість швидкої зміни головки разом з деформуючими інструментами і надання їм дискретно-обертового руху на визначений кут сприяє формуванню рівномірного профілю мікрорельєфу поверхні і підвищення фізико-механічних властивостей поверхневого шару та підвищенню продуктивності процесу зміцнення та оздоблювання в 5 разів великогабаритних деталей.

Розроблена УЗ установка може бути успішно реалізована для зміцнення та оздоблювання, а також для відновлення та релаксаційної обробки мало- та великогабаритних металевих деталей за рахунок не високої вартості та простої конструкції в різних галузях промисловості, зокрема в автобудуванні, суднобудуванні, залізничному машинобудуванні, авіабудуванні, сільськогосподарському машинобудуванні та інш.

5.3. Технологічні рекомендації для практичної реалізації комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки

Розроблено технологічний регламент, за результатами проведених теоретичних та експериментальних досліджень, для практичної реалізації комбінованого лазерного-ультразвукового поверхневого зміцнення та оздоблювання плоских або циліндричних великогабаритних сталевих деталей (табл. 5.2), зокрема колінчасті і розподільні вали, шпинделі та інші деталі (сталь 45), секції кузовних штамів складних форм, матриці і пуансони вирубних просічених штамів зі складною конфігурацією робочих частин, а також корпуси лопаток гідротурбін (сталь Х12МФ), що працюють в умовах інтенсивного абразивного зношування твердими частинками у воді або в інших умовах, коли необхідні висока твердість та зносостійкість поверхневого шару.

Таблиця 5.2 – Технологічний регламент комбінованого ЛО+УЗО зміцнення та оздоблювання сталевих деталей

№ п/п	Назва і послідовність операції	Матеріал	Параметри	Величини		Додатки
				Одиниці виміру	Значення	
1	2	3	4	5	6	7
1. Поверхнєве термозміцнення сталевих деталей ЛО						
1.1	Лазерне термозміцнення за способом підтримання постійної температури нагрівання з використанням волоконного (а) або діодного лазера (б)	Сталеві деталі	Густина потужності Час впливу Потужність Коефіцієнт поглинання ККД Максимальна густина потужності Капіталовкладення	Вт/см ² с кВт % % Вт/см ² \$/Вт	а) 10 ³ ...10 ⁴ 10 ⁻² ...1 до 50 25...35 20...30 10 ⁹ ... б) 10 ³ ...10 ⁴ 10 ⁻² ...1 до 6 25...40 25...40 10 ⁶ 100...300	Направлення/ формування променя: а) волокном, лінзами/ сканатором б) прямо/ волокном, лінзами
1.2а	Режими ЛО	Доевтектоїдні сталі (сталь 45)	Температура Швидкість обробки Швидкість сканування Ширина сканування	°С мм/хв мм/с мм	1200...1300 90 1000 10	
1.2б		Заевтектоїдні та леговані сталі (сталь Х12МФ)	Температура Швидкість обробки Швидкість сканування Ширина сканування	°С мм/хв мм/с мм	1270...1340 90 1000 10	

2. Поверхнєве деформаційне зміцнення та оздоблення сталевих деталей УЗО						
1	2	3	4	5	6	7
2.1а	Застосування УЗО за схемою обертальної контактної-зсувної схеми високочастотного ударного навантаження з використанням УЗ генератора (потужністю 0.3 кВт, частотою 21.6 кГц) та УЗКС з п'єзокерамічним перетворювачем, ступінчастим концентратором та багатобойковим наконечником з 7-а бойками (ШХ15)	Сталеві деталі	Навантаження інструменту Частота удару бойка	Н кГц	30...50 1...3	Для обробки плоскої поверхні
2.2б	Режими УЗО	Доевтектоїдні сталі (сталь 45)	Частота Амплітуда Навантаження інструменту Швидкість переміщення зразка Час обробки Частота обертання наконечника	кГц мкм Н мм/хв с об ⁻¹	21...22 18 50 600 60 76	
2.2а		Заевтектоїдні та леговані сталі (сталь Х12МФ)	Частота Амплітуда Навантаження інструменту Швидкість переміщення зразка Час обробки Частота обертання наконечника	кГц мкм Н мм/хв с об ⁻¹	21...22 18 50 600 120 76	

5.4. Висновки

1. Запропоновано методику розрахунку допустимої механічної енергії ультразвукового інструменту для різних кінематичних схем УЗО.
2. Для розширення технологічних можливості реалізації процесу деформаційного зміцнення та оздоблювання розроблено конструкцію пристрою для ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки металів, з використанням дискретної ультразвукової дії багатобойкових деформуючих наконечників та програмний метод формування поверхонь деталей з регульованим мікрорельєфом на верстатах з ЧПК, дозволяють підвищити продуктивність процесів обробки великогабаритних деталей в 3...4 рази та поліпшити якість оброблюваної поверхні.
3. Результати теоретичних та експериментальних досліджень апробовано в умовах підприємства «Полонський гірничий комбінат», якому передано технологічний регламент для реалізації комбінованої лазерно-ультразвукової обробки, конструкції одно- та багатобойкових наконечників, а також керуючі програми для обробки коронки ковша екскаватора та ролика конвеєра, що дозволить підвищити продуктивність обробки та поліпшити якість поверхневого шару оброблюваних деталей.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Поліпшення параметрів мікрорельєфу та фізико-механічних властивостей поверхневого шару металевих деталей із отриманням рівномірної глибини зміцнення та уникненням небажаного перегріву і оплавлення складних за конструкцією поверхонь та їх вихідних частин забезпечуються розробленим способом комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки металів з підтриманням постійної температури в зоні дії послідовного переміщення лазерного променя сканатором і програмним забезпеченням за рахунок автоматизованої системи контролю температури в опроміненій зоні та наступним ультразвуковим деформаційним зміцненням багатобойковими наконечниками, а також встановленими функціональними залежностями.

2. Прогнозування діапазону температури нагрівання, структури та мікротвердості поверхневого шару сталей, на основі розрахованих критичних температур фазових перетворень та об'ємних часток структурних складових і їх мікротвердості, забезпечуються термодинамічною моделлю лазерного термозміцнення з підтриманням постійної температури нагрівання в зоні дії послідовного переміщення лазерного променя сканатором. А передбачення вхідних режимів УЗО для отримання якісних параметрів зміцненого шару комбінованою ЛО+УЗО визначаються динамічною моделлю ультразвукового деформаційного зміцнення з визначенням параметрів деформації, а також величини енергії ультразвукової ударної та обертової дії одно- та багатобойкових деформуючих наконечників.

3. Визначення змін мікрорельєфу та фізико-механічних властивостей поверхневого шару, а також випробування поверхонь на зношування за умов квазістатичних та динамічних режимів навантаження забезпечуються розробленими методиками експериментальних досліджень поверхневого шару, на основі сучасних методів і обладнання та математичного планування експерименту, з використанням спеціального лазерного комплексу та технологічної ультразвукової установки.

4. Отримання максимальної глибини зміцнення, твердості та залишкових напружень стиску, а також мінімальних параметрів мікрорельєфу поверхневого шару гарантуються встановленими оптимальними технологічними режимами комбінованої ЛО+УЗО сталей 45 та Х12МФ на основі проведених систематичних теоретичних та експериментальних досліджень, зокрема при швидкості сканування лазерного променя 1000 мм/с, ширині доріжки сканування 10 мм, температурі нагрівання 1300 °С для сталі 45 і 1340 °С для Х12МФ, швидкості переміщенні зразка 90 мм/хв, статичному навантаженні ультразвукової коливальної системи 50 Н, швидкості обертання наконечника 76 об⁻¹, амплітуді УЗ коливань концентратора 18 мкм, тривалості УЗО 60 с для сталі 45 та 120 с для сталі Х12МФ.

5. Підвищення в 3...4 рази твердості з глибиною зміцнення поверхневого шару до 270...440 мкм та поліпшення в 2...4 рази параметру шорсткості R_a мікрорельєфу поверхні в порівнянні з вихідними параметрами, а також збільшення в 2 рази (сталь Х12МФ) залишкових напружень стиску в приповерхневому шарі у порівнянні з ЛО, зменшення більше чим в 2 рази величини зношування поверхні сталі Х12МФ, а поверхні сталі 45 – в 4 рази, а також підвищення корозійної стійкості оброблених поверхонь забезпечуються розробленими пристроями для комбінованої ЛО+УЗО.

6. Отримання рівномірних значень глибини і ширини, мікротвердості термічно зміцнених доріжок та параметрів мікрорельєфу поверхні сталей 45 та Х12МФ гарантуються величиною коефіцієнту перекриття доріжок 20...25% при повторній дії лазерного променя, що сканується, з підтриманням постійної температури нагрівання. Автоматизація лазерного термозміцнення великогабаритних деталей з перекриттям лазерного променя реалізується розробленими керуючими програмами.

7. Розробка та реалізація процесів оздоблювання і зміцнення поверхневого шару сталевих деталей із визначенням технологічних режимів комбінованої дії лазерного променя (температура нагрівання, швидкість ЛО) та ультразвукової динамічної дії багатобойковими наконечниками (амплітуда ультразвукових коливань концентратора, тривалість УЗО), з урахуванням обмежень вихідних

параметрів ($H_\mu > 6.0$ ГПа, $h_z > 200$ мкм, $R_a < 0.5$ мкм) забезпечуються розробленим алгоритмом.

8. Підвищення в 3...4 рази продуктивності процесу обробки великогабаритних деталей забезпечуються розробленою конструкцією пристрою для ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки металів з використанням дискретної ультразвукової дії багатобойкових деформуючих наконечників та програмним методом формування поверхонь деталей з регульованим мікрорельєфом на верстатах з ЧПК. Поліпшення якості та підвищення зносостійкості поверхневого шару сталевих деталей реалізуються запропонованим технологічним регламентом комбінованої лазерно-ультразвукової зміцнювально-оздоблювальної обробки, конструкцію одно- та багатобойкових наконечників, а також керуючими програмами для обробки коронки ковша екскаватора та ролика конвеєра на ПАТ «Полонський гірничий комбінат».

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Поляк М.С. Технология упрочнения. Технол. методы упрочнения. В 2 т. Т. 2 / М.С. Поляк. – М.: «Л.В.М. – СКРИПТ», «МАШИНОСТРОЕНИЕ», 1995. – 688 с.
2. Евдокимов В.Д. Технология упрочнения машиностроительных материалов / В.Д. Евдокимов, Л.П. Клименко, А.Н. Евдокимова. Под ред. В.Д. Евдокимова. – Одесса Николаев: Изд-во НГГУ им. Петра Могилы, 2005. – 352 с.
3. Посвятенко Е.К. Поліпшення надійності форсованих двигунів транспортної техніки дискретним зміцненням поверхні деталі / Е.К. Посвятенко, М.А. Ткачук, В.М. Шеремет // Східноєвропейський журнал передових технологій. – 2012 – №3/10(57). – С. 23-26.
4. Маркашова Л.И. Влияние структурно-фазового состава на механические свойства поверхностных слоев конструкционной стали формирующихся в условиях лазерного и лазерно-плазменного легирования / М.И. Маркашова, В.Д. Шеягин, В.Ю. Хаскин, О.С. Курнарева, А.В. Бернацкий // Сборник трудов XI международной конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов». – с. Кацивели, Крым, 2013. – С. 64-69.
5. Бернацкий А.В. Лазерное поверхностное легирование стальных изделий (Обзор) / А.В. Бернацкий // Автоматическая сварка. – 2013 – №12(727). – С. 3-9.
6. Сафонов Е.Н. Плазменная закалка деталей машин: монография / Е.Н. Сафонов. – Нижний Тагил: НТИ УрФУ, 2014. – 116 с.
7. Ismail M.I.S. Surface hardening of tool steel by plasma arc with multiple passes / M.I.S. Ismail, Z. Taha // Int. J. Technol. – 2014. – Vol. 1. – P. 79-87.
8. Коваленко В.С. Лазерная и электроннолучевая обработка материалов / В.С. Коваленко, А.Д. Верхотуров, Л.Ф. Головкин, И.А. Подчерняева. – М.: Наука, 1986. – 496 с.
9. Поболь И.Л. Состояние электронно-лучевой обработки материалов / И.Л. Поболь // Сборник трудов XII международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом». – Минск, Беларусь, 2007. – С. 389-391.

10. Song R.G. Electron beam surface treatment. Part I: surface hardening of AISI D3 tool steel / R.G. Song, K. Zhang, G.N. Chen. // *Vacuum*. – 2002. – Vol. 69. – P. 513-516.
11. Vollertsen F. State of the art of Laser Hardening and Cladding / F. Vollertsen, K. Partes, J. Meijer // *Proceedings of the Third International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing*. – Munich, 2005. – P. 281-305.
12. Григорьянц А.Г. Методы поверхностной лазерной обработки / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов. – М.: Высшая школа, 1987. – 191 с.
13. Коваленко В.С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера / В.С. Коваленко, Л.Ф. Головка, В.С. Черненко. – К., 1990. – 192 с.
14. Григорьянц А.Г. Технологические процессы лазерной обработки / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов, А. И. Мисюров. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 664 с.
15. Головка Л.Ф. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання / Під ред. Л.Ф. Головка, С.О. Лук'яненка. – К.: Вістка, 2009. – 296 с.
16. Poprawe R. Tailored Light 2. Laser Application Technology / R. Poprawe. – Springer-Verlag Berlin: Heidelberg, 2011. – 603 p.
17. Santhanakrishnan S. Steel heat treating fundamentals and processes (Vol. 4A). Laser surface hardening / S. Santhanakrishnan, N.B. Dahotre. – ASM International Handbook Committee, 2013. – P. 476-491.
18. Kusinski J. Laser modification of the materials surface layer – a review paper / J. Kusinski, S. Kac, A. Kopia, A. Radziszewska, M. Rozmus-Gornikowska, B. Major, L. Major, J. Marczak, A. Lisiecki // *Technical Sciences*. – 2012. – Vol. 60. – P. 710-728.
19. Montealegre M.A. Surface treatments by laser technology / M.A. Montealegre, G. Castro, P. Rey, J.L. Arias, P. Vazquez, and M. Gonzalez // *Contemporary Materials*. – 2010. – Vol. 19. – P. 19-30.
20. Shin H.J. Microstructural and hardness investigation of hot-work tool steels by laser surface treatment / H.J. Shin, Y.T. Yoo // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 201. – P. 343-347.

21. Pellizzari M. Influence of laser hardening on the tribological properties of forged steel for hot rolls / M. Pellizzari, M.G. De Flora // *Wear*. – 2011. – Vol. 271. – P. 2404-2411.
22. Suna Y. Fatigue behavior and fractography of laser-processed hot work tool steel / Y. Suna, S. Hanakia, M. Yamashitaa, H. Uchidaa, H. Tsujiib // *Surface Engineering, Surface Instrumentation and Vacuum Technology*. – 2004. – Vol. 73. – P. 655-660.
23. Majumdar J.D. Studies on laser surface melting of tool steel – Part I: Surface characterization and it's electrochemical behavior / J.D. Majumdar, A.K. Nath, I.M. Hussainc // *Surface and Coating Technology*. – 2010. – Vol. 204. – P. 1321-1325.
24. Кривцун И.В. Численный анализ процессов нагрева и конвективного испарения метала при обработке излучением импульсного лазера / И.В. Кривцун, И.Л. Семенов, В.Ф. Демченко // *Автоматическая сварка*. – 2010 – №1(681). – С. 5-10.
25. Jiang J. Discrete laser spot transformation hardening of AISI O1 tool steel using pulsed Nd:YAG laser / J. Jiang, L. Xue, S. Wang // *Surface and Coating Technology*. – 2011. – Vol. 205. – P. 5156-5164.
26. Qureshia K.A. Surface modification of low alloy steel by laser melting / K.A. Qureshia, N. Hussainb, J.I. Akhterb, N. Khana, A. Hussainc // *Materials Letters*. – 2005. – Vol. 59. – P. 719-722.
27. Cabeza M.G. Laser surface melting: A suitable technique to repair damaged surfaces made in 14 Ni (200 grade) maraging steel / M. Cabeza, G. Castro, P. Merino, G. Pena, M. Roman // *Surface and Coating Technology*. – 2012. – Vol. 212. – P. 159-168.
28. Li C. Microstructure, hardness and stress in melted zone of 42CrMo steel by wide-band laser surface melting / C. Li, Y. Wangn, B. Han, L. Rena // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2011. – Vol. 49. – P. 530-535.
29. Zhang Z. Microstructure, hardness, and thermal fatigue behavior of H21 steel processed by laser surface remelting / Z. Zhang, P. Lina, H. Zhou, L. Rena // *Applied Surface Science*. – 2012. – Vol. 276. – P. 62-67.

30. Leech P.W. Laser surface melting of a complex high alloy steel / P.W. Leech // *Materials and Design*. – 2014 – Vol. 54. – P. 539-543.
31. Yilbas B.S. Laser-shock processing of steel / B.S. Yilbas, S.Z. Shuja, A. Arif, M.A. Gondal // *J. of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 135. – P. 6-17.
32. Rozmus-Gornikowska M. Laser shock processing of an austenitic stainless steel / M. Rozmus-Gornikowska, J. Kusinski, M. Blicharski // *Archives of Metallurgy*. 2010. – Vol. 55. – P. 635-639.
33. Peyre P. Influence of thermal and mechanical surface modifications induced by laser peening on the initiation of corrosion pits in 316L stainless steel / P. Peyre, C. Carboni, P. Forget, G. Beranger // *J. Material Science*. 2007. – Vol. 42. – P. 6866–6877.
34. Ye C. Fatigue performance improvement in AISI 4140 steel by dynamic strain aging and dynamic precipitation during warm laser shock peening / C. Ye, S. Suslov, B.J. Kim, E.A. Stach, G.J. Cheng // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59. – P. 1014-1025.
35. Lim H. Enhancement of abrasion and corrosion resistance of duplex stainless steel by laser shock peening / H. Lim, P. Kim, H. Jeong, S. Jeong // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2012. – Vol. 212. – P. 1347-1354.
36. Lu J.Z. Effects of laser peening on stress corrosion cracking (SCC) of ANSI 304 austenitic stainless steel / J.Z. Lu, K.Y. Luo, D.K. Yang, X.N. Cheng, J.L. Hud, F.Z. Dai, H. Qi, L. Zhang, J.S. Zhong, Q.W. Wang, Y.K. Zhang // *Corrosion Science*. – 2012. – Vol. 60. – P. 145-152.
37. Lu J.Z. Effects of multiple laser shock processing (LSP) impacts on mechanical properties and wear behaviors of AISI 8620 steel / J.Z. Lu, K.Y. Luo, F.Z. Dai, J.W. Zhong, L.Z. Xu, C.J. Yang, L. Zhang, Q.W. Wang, J.S. Zhong, D.K. Yang, Y.K. Zhang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 536. P. 57-63.
38. Ganesh P. Studies on fatigue life enhancement of pre-fatigued spring steel specimens using laser shock peening / P. Ganesh, R. Sundar, H. Kumar, R. Kaul, K. Ranganathan, P. Hedaoo, G. Raghavendra, S. Anand Kumar, P. Tiwari, D.C. Nagpure, K.S. Bindra, L.M. Kukreja, S.M. Oak // *Materials and Design*. – 2014 – Vol. 54. – P. 734-741.

39. Cui C. Microstructure evolution on the surface of stainless steel by Nd:YAG pulsed laser irradiation / C. Cui, J. Hu, Y. Liu, Z. Guo // *Applied Surface Science*. – 2008. – Vol. 254. – P. 3442-3448.
40. Wanga Z. Effect of shot peening on the microstructure of laser hardened 17-4PH / Z. Wanga, C. Jianga, X. Ganb, Y. Chena // *Applied Surface Science*. – 2010. – Vol. 257. – P. 1154-1160.
41. Ren N.F. High temperature mechanical properties and surface fatigue behavior improving of steel alloy via laser shock peening / N.F. Ren, H.M. Yang, S.Q. Yuan, Y. Wang, S.X. Tang, L.M. Zheng, X.D. Ren, F.Z. Dai // *Materials and Design*. – 2014. – Vol. 53. – P. 452-456.
42. Ye C. Warm laser shock peening driven nanostructures and their effects on fatigue performance in aluminum alloy 6160 / C. Ye, G.J. Cheng // *Advanced Engineering Materials*. – 2010. – Vol. 4. – P. 291-297.
43. DeMichelis C. Laser interaction with solids-a bibliographical review / C. DeMichelis // *J. Quantum Electronics*. – 1970. – Vol. 10. – P. 630-641.
44. Rana J. Experimental studies on the microstructure and hardness of laser-treated steel specimens / J. Rana, G.L. Goswami, S.K. Jha, P.K. Mishra, B.V.S. Prasad // *Optics and Laser Technology*. – 2007. – Vol. 39. – P. 385-393.
45. Slatter T. The influence of laser hardening on wear in the valve and valve seat contact / T. Slatter, H. Taylor, R. Lewis, P. King // *Wear*. – 2009. – Vol. 267. – P. 797-806.
46. Babu P.D. Experimental studies on the microstructure and hardness of laser transformation hardening of low alloy steel / P.D. Babu, G. Buvanashekarana, K.R. Balasubramanian, *Transactions of the Canadian Society for Mechanical Engineering*. – 2012. – Vol. 36. – P. 241-258.
47. Sun P. Laser surface hardening of 42CrMo cast steel for obtaining a wide and uniform hardened layer by shaped beams / P. Sun, S. Li, G. Yu, X. He, C. Zheng, W. Ning // *Int. J. of Ad. Manufac.Technology*. – 2014. – Vol. 70. – P. 787-796.

48. Hagino H. Design of a computer-generated hologram for obtaining a uniform hardened profile by laser transformation hardening with a high-power diode laser / H. Hagino, S. Shimizu, H. Ando, H. Kikuta // *Precision Engineering*. – 2010. – Vol. 34. – P. 446-452.

49. Nasim H. Diode lasers: From laboratory to industry / H. Nasim, Y. Jamil // *Optics and Laser Technology*. – 2014. – Vol. 56. – P. 211-222.

50. Gisario A. Characterization of laser treated steels using instrumented indentation by cylindrical flat punch / A. Gisario, M. Barletta, A. Boschetto // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 202. – P. 2557-2569.

51. Shariff S.M. Influence of chemical composition and prior microstructure on diode laser hardening of railroad steels / S.M. Shariff, T.K. Pal, G. Padmanabham, S.V. Joshi // *Surface and Coatings Technology*. – 2013 – Vol. 228. – P. 14-26.

52. Rodzinak D. Effect of laser hardening on the properties of PM steels / D. Rodzinak, J. Cernan, R. Zahradnicek // *Acta Metallurgica Slovaca*. – 2013. – Vol. 19. – P. 282-291.

53. Telasanga G. Structure-property correlation in laser surface treated AISI H13 tool steel for improved mechanical properties / G. Telasanga, J. Dutta Majumdar, G. Padmanabham, I. Manna // *Materials Science and Engineering*. – 2014. – Vol. 559. – P. 255-267.

54. Lee J.H. Laser surface hardening of AISI H13 tool steel / J.H. Lee, J.H. Jang, B.D. Joo, Y.M. Son, Y.H. Moon // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2009. – Vol. 19. – P. 917-920.

55. Tani G. Laser surface hardening of martensitic stainless steel hollow parts / G. Tani, A. Fortunato, A. Ascari, G. Campana // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 2010. – Vol. 59. – P. 207-210.

56. Ножницкий Ю.А. Разработка и применение новых методов упрочнения деталей ГТД, основанных на пластическом деформировании поверхностных слоев. (Обзор) / Ю.А. Ножницкий, А.В. Фишгойт, Р.И. Ткаченко, С.В. Теплова // *Вестник двигателестроения*. – 2006. – №2. – С. 8-16.

57. Rodriguez A. Surface improvement of shafts by the deep ball-burnishing technique / A. Rodriguez, L.N. Lopez de Lacalle, A. Celaya, A. Lamikiz, J. Albizuri // *Surface and Coatings Technology*. – 2012. – Vol. 206. – P. 2817-2824.

58. Balland F.P. An investigation of the mechanics of roller burnishing through finite element simulation and experiments / F.P. Balland, T. Laurent, D. Fabien, M. Vincent // *International Journal of Machine Tools Manufacture*. – 2013. – Vol. 65. – P. 29-36.

59. Саленко О.Ф. Гідро- та гідроабразивна обробка: теорія, технологія та обладнання / О.Ф. Саленко, І.В. Петко, О.В. Третяков. – К.: ІЗМН, 1999. – 488 с.

60. Zhan K. Effect of prestress state on surface layer characteristic of S30432 austenitic stainless steel in shot peening process / K. Zhan, C.H. Jing, V. Ji // *Materials and Design*. – 2012. – Vol. 42. – P. 89-93.

61. Джемелінський В.В. Поверхнева фінішна обробка виробів / В.В. Джемелінський, Д.А. Лесик // *Східноєвропейський журнал передових технологій*. – 2010. – №2/5(44). – С. 88-90.

62. Марков А. И. Ультразвуковая обработка материалов / А.И. Марков. – М.: Машиностроение, 1980. – 237 с.

63. Белоцкий А.В. Ультразвуковое упрочнение металлов / А.В. Белоцкий, В.Н. Винниченко, И.М. Муха. – К.: Техника, 1989. – 168 с.

64. Morduyk B.N. Ultrasonic impact peening for the surface properties management / B.N.Morduyk, G.I.Prokopenko // *J.Sound and Vibr.* – 2007. – Vol. 308. – P. 855-866.

65. Fan Z. Surface nanocrystallization of 35# type carbon steel induced by ultrasonic impact treatment (UIT) / Z. Fan, H. Xu, D. Li, L. Zhang, L. Liao // *Proc. Eng.* – 2012. – Vol. 27. – P. 1718-1722.

66. Yasuoka M. Improvement of the fatigue strength of SUS304 austenite stainless steel using ultrasonic nanocrystal surface modification / M. Yasuoka, P. Wang, K. Zhang, Z. Qiu, K. Kusaka, Y. Pyoun, R. Murakami // *Surf. Coat. Technol.* – 2013. Vol. 218. – P. 93-98.

67. Крупенин В.Л. Методы обработки поверхностных и приповерхностных слоев металлов / В.Л. Крупенин // *Материалы международной научно-технической*

конференции: Обработка материалов и поверхностей материалов, технологии и оборудование, сварка, резка, металлообработка. Успехи современного естествознания. – 2009. – №8. – С. 88-89.

68. Абрамов О.В. Ультразвуковая обработка материалов / О.В. Абрамов, И.Г. Хорбенко, Ш. Швегле. – М.: Машиностроение, 1984. – 280 с.

69. Холопов Ю.В. Машиностроение: ультразвук: УЗС, БУФО, ГЕО / Ю.В. Холопов. – С-П.: ООО «Типография Береста», 2008. – С. 323-272.

70. Mordyuk B.N. Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on corrosion behavior of AISI-321 stainless steel / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, M.O. Vasylyev, M.O. Iefimov // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 458. – P. 253-261.

71. Лобанов Л.М. Повышение сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций высокочастотной проковкой (обзор) / Л.М. Лобанов, В.И. Кирьян, В.В. Кныш, Г.И. Прокопенко // Автоматическая сварка. – 2006. – №9. – С.3-11.

72. Patent Application US, #6467321. Device for ultrasonic peening of metals / G.I. Prokopenko, A.V. Kozlov, J.I. Kleiman, P.P. Mischeev, V.V. Knysh, Yu.F. Kudryavtsev, 2002.

73. Patent Application US, #A120040244882L. Method for processing welded metal work joints by high-frequency hammering / V. Lobanov, P.P. Mikheev, G.I. Prokopenko, V.V. Knysh, Yu.F. Kudryavtsev, Ja.I. Kleiman, B.N. Mordyuk, December 9, 2004.

74. Крылов Н.А. Использование ультразвукового оборудования для стабилизации структуры металла / Н.А. Крылов, А.М. Полищук // Основы физики промышленных ультразвуковых приминений (Ч.1.). – 1970. – №70 – С. 45-51.

75. Feng C.C. Impact of spherical tool against a sonic transmission line / C.C. Feng, K. Graff // Journal of Acoustic Society of America. – 1972. – Vol. 1. – P. 254-262.

76. Котко В.А. Структурные изменения в молибдене, наклёпанном с помощью ультразвука / В.А. Котко, Г.И. Прокопенко, С.А. Фирстов // ФММ. – 1974. – №2(37). – С. 404-405.

77. Мовчанюк А.В. Исследование режимов работы ультразвукового инструмента для релаксационной виброударной обработки поверхности / А.В. Мовчанюк, А.Ф. Луговской, Я.И. Клейман, Ю.Ф. Кудрявцев // Вібрації в техніці та технологіях. – 2009. – №4(56). – С. 45-51.

78. Патент на корисну модель 9175 України. МПК В24В 1/04, В24В 39/00. Ультразвуковий пристрій для зміцнення та наноструктуризації поверхні металів / Г.І. Прокопенко, М.О. Васильєв, Б.М. Мордюк, Г.І. Кузьміч, О.Ф. Луговський, В.І. Чорний (Україна). – u2005 01157; заяв. 09.02.2005; опубл. 15.09.2005, бюл. №9. – 4 с.

79. Peters O. On the application of the Kitagawa-Takahashi diagram to foreign-object damage and high-cycle fatigue / O. Peters, B.L. Boyce, X. Chen, J.M. McNaney, J.W. Hutchinson, R.O. Ritchie // Engineering Fracture Mechanics. – 2002. – Vol. 69. – P. 1425-1446.

80. Пантелеенко Ф.И. Методика разработки комбинированных упрочняющих технологических процессов / Ф.И. Пантелеенко, В.А. Оковитый, О.Г. Девойно, А.Ф. Пантелеенко, А.И. Шевцов, В.Ю.Блюменштейн // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2010. – №10. – С. 36-42.

81. Котляров В. П. Поверхностная отделочно-упрочняющая обработка с лазерным излучением / В. П. Котляров // Электронная обработка материалов. – 1987. – №1. – С. 12-17.

82. Патент на корисну модель 76423 України, МПК В23К 26/00. Пристрій для створення регулярного мікрорельєфу / В.П. Котляров, П.П. Шинкаренко (Україна). – u2012 05108; заяв. 24.04.2012; опубл. 10.01.2013, бюл. №1. – 4 с.

83. Патент на корисну модель 76425 України, МПК В23К 26/00. Пристрій для зміцнення поверхонь деталей поверхневим пластичним деформуванням / В.П. Котляров, І.Л. Вишневська (Україна). – u2012 05112; заяв. 24.04.2012; опубл. 10.01.2013, бюл. №1. – 4 с.

84. Муханов И.И. Интенсификация упрочняющей чистовой обработки стальных деталей ультразвуковым инструментом и импульсным тепловым

воздействием / И.И. Муханов, В.И. Синдеев, Г.А. Исхакова / Электрофизические и электромеханические методы обработки. – 1979. – №10. – С. 8-9.

85. Синдеев В.И. Влияние упрочняюще-чистовой обработки лучом лазера и ультразвуковым инструментом на структуру стали / В.И. Синдеев, Г.А. Исхакова // Новые методы упрочнения и обработки металлов. – 1983. – №1. – С. 100-106.

86. Джемелінський В.В. Вплив комбінованої лазерної і ультразвукової імпульсної дії на зміну мікрорельєфу та мікротвердості металевої поверхні / В.В. Джемелінський, Д.А. Лесик, Я.М. Гніліцький // Вібрації в техніці та технологіях. – 2012. – №1(65). – С. 69-72.

87. Синдеев В.И. Физико-механическое состояние поверхностного слоя стальных деталей при воздействии лазерного луча и ультразвукового инструмента / В.И. Синдеев // Новые технологические процессы и оборудование для поверхностей пластической обработки материалов. – 1986. – №1. – 136 с.

88. Синдеев В.И. Особенности формирования поверхностного слоя деталей при лазерном и ультразвуковом воздействии / В.И. Синдеев, Г.А. Исхакова // Физика и химия обработки материалов. – 1988. – №2. – С. 59-64.

89. Гуреев Д.М. Лазерно-ультразвуковое упрочнение поверхности стали / Д.М. Гуреев // Квантовая электроника. – 1998. – №3(25). – С. 282-286.

90. Гуреев Г.Д. Лазерное и лазерно-ультразвуковое упрочнение поверхности металлических пластин / Г.Д. Гуреев, Д.М. Гуреев // Вестн. Сам. Гос. Техн. Ун-та Сер.: Физ.-мат. науки. – 2005. – №1(34). – С. 90-94.

91. Девойно О.Г. Особенности формирования микрорельефа поверхности при лазерно-ультразвуковой обработке цилиндрических поверхностей деталей / О.Г. Девойно, С.Ф. Кукин, А.А. Баркун и др. // Вестник Полоцкого государственного университета. Сер. Фундаментальные науки. – 2005. – №10 – С. 78-81.

92. Гуреев Г.Д., Гуреев Д.М. Совмещение лазерного и ультразвукового воздействия для термообработки поверхности стали / Г.Д. Гуреев, Д.М. Гуреев //

Электрофизические и электромеханические методы обработки. – 2007. – №1(14). – С. 90-95.

93. Джемелінський В.В. Вплив імпульсних лазерно-ультразвукових джерел енергії на формування поверхневого шару деталей / В.В. Джемелінський, Д.А. Лесик // Східноєвропейський журнал передових технологій. – 2013. – №2/5(62). – С. 26-30.

94. Гуреев Г.Д. Влияние лазерной и лазерно-ультразвуковой обработок на изменение износостойкости поверхностей трения стали / Г.Д. Гуреев, Д.М. Гуреев // Вестн. Сам. Гос. Техн. Ун-та Сер.: Физ.-мат. науки. – 2007. – №2(15). – С. 138-144.

95. Бровер А.В. Структурное состояние поверхностных слоев стали X12M после лазерно-акустической обработки / А.В. Бровер // Вестник машиностроения. – 2008. – №11 – С. 67-69.

96. Патент на полезную модель 2375465 Российской Федерации, МКП C21D 1/09. Способ поверхностного упрочнения / С.Ф. Кукин, О.Г. Дефойно, А.А. Баркун, А.С. Кукин (Россия). – ru2008 131983/02; заявл. 01.08.2008, опубл. 10.12.2009, бюл. №34. – 7 с.

97. Патент на корисну модель 60662 України, МПК В24В 39/00. Спосіб лазерно-ультразвукової фінішної обробки / В.В. Джемелінський, Л.В. Джемелінська, Д.А. Лесик (Україна). – u2010 14395; заяв. 01.12.2010; опубл. 25.06.2011, бюл. №12. – 4 с.

98. Патент на корисну модель 93522 України, МПК В24В 39/00. Установка для комбінованої лазерно-ультразвукової оздоблювально-зміцнювальної обробки / В.В. Джемелінський, Д.А. Лесик, Л.В. Джемелінська (Україна). – u2014 02885; заяв. 21.03.2014; опубл. 10.10.2014, бюл. №19. – 4 с.

99. Джемелінський В.В. Перспективи використання лазерно-ультразвукового оздоблювання та зміцнення поверхонь деталей / В.В. Джемелінський, Г.В. Конашевич, Д.А. Лесик // Вісник НТУУ «КПІ». Серія машинобудування. – 2012. – №64. – С. 184-189.

100. Джемелінський В.В. Комбіноване лазерно-ультразвукове поверхнєве зміцнення деталей і можливості його використання при виробництві та ремонті обладнання / В.В. Джемелінський, Д.А. Лесик // Збірник наукових праць (галузеве машинобудування, будівництво). ПолтНТУ. – 2014. – №3(42). – С. 61-69.
101. Джемелінський В.В. Комбінована лазерно-ультразвукова оздоблювально-зміцнювальна обробка виробів із сталі / В.В. Джемелінський, Д.А. Лесик // Збірник праць XI міжнародної конференції «Лазерні технології в зварюванні і обробці матеріалів». – с. Кацівелі, Крим, 2013. – С. 26-29.
102. Кузнецов В.П. Имитационное моделирование поверхностей деталей / В.П. Кузнецов // Металлообработка. – 2010. – №1(53). – С. 7-15.
103. Джемелінський В.В. Визначення оптимальних параметрів лазерно-ультразвукового зміцнення та оздоблювання поверхонь виробів / В.В. Джемелінський, Д.А. Лесик // Вісник НТУУ «КПІ». Серія машинобудування. – 2013. – № 2(68). – С. 15-18.
104. Santhanakrishnan S. An experimentally based thermo-kinetic phase transformation model for multi-pass laser heat treatment by using high power direct diode laser / S. Santhanakrishnan, F. Kong, R. Kovacevic // Int J Adv Manuf Technol. – 2012. – Vol. 64. – P. 219-238.
105. Homberg D. PID-Control of Laser Surface Hardening of Steel / D. Homberg, W. Weiss // IEEE Trans. Control Syst. Technol. – 2006. – Vol. 14. – P. 896-904.
106. Панченко В.Я. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / Под ред. В.Я. Панченко. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. – 664 с.
107. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / Под. ред. Дж.М. Поута и др., пер. с англ. Н.К. Мышкина, А.В. Белого, В.М. Анищика. – М.: Машиностроение, 1987. – 424 с.
108. Zhang Z. Microstructure evolution of hot-work tool steels during tempering and definition of a kinetic law based on hardness measurements / Z. Zhang, D. Delagnes, G. Bernhart // Materials Science and Engineering: A. – 2004. – Vol. 380. – P. 222-230.

109. Ritesh S.L. Predictive modeling of multi-track laser hardening of AISI 4140 steel / S.L. Ritesh, C.S. Yung, J.M.K. Matthew // *Physics Procedia*. – 2008. – Vol. 480. – P. 209-217.
110. Tani G. Prediction of hypo eutectoid steel softening due to tempering phenomena in laser surface hardening / G. Tani, L. Orazi, A. Fortunato // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 2008. – Vol. 57. – P. 209-212.
111. Прокопенко Г.И. Исследование режимов поверхностного упрочнения с помощью ультразвука / Г.И. Прокопенко, Т.А. Лягун // *ФиХОМ*. – 1977. – №3. – С. 91-95.
112. Казанцев В.Ф. Особенности пластической деформации при ударном ультразвуковом воздействии / В.Ф. Казанцев // *Акустика и ультразвуковая техника*. – 1980. – №16. – С. 58-76.
113. Казанцев В.Ф. Ультразвуковая поверхностная пластическая деформация твердых тел / В.Ф. Казанцев, Е.Ш. Статников и др. – М.: Наука, 1986. – С.186-216.
114. Johnson J.N. Quasielastic release in shock compressed solids / J.N. Johnson, R.S. Nixon, G.T. Gray, C.E. Morris // *J. Appl. Phys.* – 1992. – Vol. 72. – P. 429-441.
115. Prokopenko G.I. Deformation of aluminum by multiple low-frequency impacts loads / G.I. Prokopenko, A.V. Kozlov, G.I. Kuzmich, B.N. Mordyuk // *Met. Phys. Adv. Tech.* – 1997. – Vol. 16. – P. 595-600.
116. Prokopenko G.I. Peculiarities of plastic of metal and alloys under shock ultrasonic treatment / G.I. Prokopenko, A.V. Kozlov, B.N. Mordyuk, W. Gust, V.O. Abramov // *Metal. New Tech.* – 2001. – Vol. 23. – P. 216-219.
117. Прокопенко Г.И. Накопление остаточной деформации в металлах при многократном нагружении с разными частотами / Г.И. Прокопенко, Г.И. Кузьмич // *Металлофизика*. – 1993. – №5(15). – С. 56-66.
118. Kyryliv O.V. Evaluation of heat release in the process of pulsed mechanical hardening of titanium alloys / O.V. Kyryliv, H.M. Nykyforchyn, K.J. Kurzydowski // *Mater. Sci.* – 2008. – Vol. 44. – P. 418-422.

119. Исаченко В.П. Теплопередача / В.П. Исаченко, В.А. Осипова, А.С. Сукомел. – М.: Энергия, 1969. – 439с.
120. Morduyk B.N. Fatigue life improvement of α -titanium by novel ultrasonically assisted technique / B.N. Morduyk, G.I. Prokopenko // Mater. Sci. Eng.: A. – 2006. – Vol. 437.– P. 396-405.
121. Mordyuk B.N. Characterization of ultrasonically peened and laser-shock peened surface layers of AISI-321 stainless steel / B.N. Mordyuk, M.O. Iefimov, Yu.V. Milman, G.I. Prokopenko, V.V. Silbershmidt, M.I. Danylenko, A.V. Kotko // Surf. Coat. Technol. – 2008. – Vol. 202. – P. 4875-4883.
122. Roberts G. Tool steels / G. Roberts, G. Krauss, R. Kennedy. – 5th Ed. ASM International, 1998. – 345 p.
123. <http://blog.rofin.es/wp-content/uploads/2013/08/FL-010-FL-020.pdf>
124. Martinez S. Laser hardening process with 2D scanning optics / S. Martinez, A. Lamikiz, I. Tabernero, E. Ukar // Physics Procedia. – 2012. – Vol. 39. – P. 309-317.
125. Ukar E., Thermal model with phase change for process parameter determination in laser surface processing / E. Ukar, A. Lamikiz, L.N. Lopez de Lacalle, S. Martinez, F. Liebana, I. Tabernero // Physics Procedia. – 2010. – Vol. 5. – P. 395-403.
126. http://www.scanlab.de/en/-/products/2D_scan_systems/hurrySCAN
127. <http://www.lumasenseinc.com/EN/products/infrared-thermometers-and-switches/series-12/pyrometer-impac-igar-12-lo.html>
128. Mordyuk B.N. Wear assessment of composite surface layers in Al–6Mg alloy reinforced with AlCuFe quasicrystalline particles: Effects of particle size, microstructure and hardness / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, Yu.V. Milman, M.O. Iefimov, K.E. Grinkevych, A.V. Sameljuk, I.V. Tkachenko // Wear. – 2014. – Vol. 319. – P. 84-95.
129. Suryanarayana C. X-ray Diffraction: A Practical Approach / C. Suryanarayana, M.G. Norton. – New York, 1998. – 273 p.
130. Горелик С.С. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Металлургия / С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. – М., 1970. – 366 с.

131. Бернацький А.В. Підвищення фізико-механічних властивостей поверхневих шарів сталей лазерним та комбінованим легуванням / А.В. Бернацький // Східноєвропейський журнал передових технологій. – 2013. – №6/1(66). – С. 25-31.

132. Караваева М.В. Микроструктура и механические свойства среднеуглеродистой стали, подвергнутой интенсивной пластической деформации / М.В. Караваева, С.К. Киселева, М.М. Абрамова, А.В. Ганеев, Е.О. Протасова, Р.З. Валиев // Наноинженерия. – 2013. – №10. – С. 30-35.

133. Мільман Ю.В. Особливості механічних та трибологічних властивостей інтерметалідів на основі алюмінію, нікелю та титану за умов локального навантаження / Ю.В. Мільман, К.Е. Грінкевич, Л.В. Мордель, Д.В. Козирєв, І.В. Ткаченко, В.В. Купрін // Електронна мікроскопія і міцність матеріалів: Зб. наук. пр. ІПМ НАНУ. – 2013. – №19. – С. 86-95.

134. Ступницький В.В. Триботехнічний критерій формування функціонально-орієнтованої технології виготовлення деталей в машинобудуванні / В.В. Ступницький, Є.М. Махоркін // Міжвузівський збірник «Наукові нотакти». – 2013. – № 42. – С. 305-313.

135. Суслов А.Г. Технологическое обеспечение и повышение эксплуатационных свойств деталей и их соединений / А. Г. Суслов, В.П. Федоров, О.А. Горленко и др.. Под ред. А.Г. Суслова. – М.: Машиностроение, 2006. – 448 с.

136. Адлер Ю.П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю.П. Адлер, Е.В. Маркова, Ю.В. Грановский. – М.: Изд. «Наука», 1976. – 279 с.

137. Новик Ф.С. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов / Ф.С. Новик, Я.Б. Арсов. – М.: Машиностроение, София: Техника, 1980. – 304 с.

138. Ляшок А.В. Планування багатофакторного експерименту при дослідженні процесу ультразвукового розпилення в тонкому шару / А.В. Ляшок // Вісник НТУУ «КПІ». Серія машинобудування. – 2013. – № 3(69). – С. 13-17.

139. Суслов А.Г. Качество поверхностного слоя деталей машин / А.Г. Суслов. – М.: Машиностроение, 2000. – 320 с.
140. Lesyk D.A. Surface microrelief and hardness of laser hardened and ultrasonically peened AISI D2 tool steel / D.A. Lesyk, S. Martinez, V.V. Dzhemelinskyy, A. Lamikiz, B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko // *Surface and Coating Technology*. – 2015. – Vol. 278. – P. 108-120.
141. Mordyuk B.N. Ultrasonic impact treatment – an effective method for nanostructuring the surface layers in metallic materials / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko. In: M.Aliofkhazraei. – *Handbook of mechanical nanostructuring*, Wiley-VCH Weinheim, 2015. – P. 417-434.
142. Grum J. Comparison of different techniques of laser surface hardening / J. Grum // *J. Achiev. Mater. Manufacturing Eng.* – 2007. – Vol. 24. – P. 17-25.
143. Montross C.S. Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review / C.S. Montross, T. Wei, L. Ye, G. Clark, Y.W. Mai // *Int. J. Fatigue*. – 2002. – Vol. 24. – P. 1021-1036.
144. Nikitin I. Comparison of the fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic stainless steel AISI 304 in the temperature range 25–600 °C / I. Nikitin, I. Altenberger // *Mater. Sci. Eng.: A*. – 2007. – Vol. 465. – P. 176-182.
145. Lv Y. Effect of shot peening on the fatigue resistance of laser surface melted 20CrMnTi steel gear / Y. Lv, L. Lei, L. Sun // *Mater. Sci. Eng.: A*. – 2015. – Vol. 629. – P. 8-15.
146. Nikitin I. High temperature fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic steel AISI 304 / I. Nikitin, B. Scholtes, H.J. Maier, I. Altenberger // *Scripta Mater.* – 2004. – Vol. 50. – P. 1345-1350.
147. Yilbas B.S. Laser gas assisted treatment of AISI H12 tool steel and corrosion properties / B.S. Yilbas, I. Toor, J. Malik, F. Patel // *Optics and Lasers Eng.* – 2014. – Vol. 54. – P. 8-13.

148. Aviles R. Influence of laser polishing on the high cycle fatigue strength of medium carbon AISI 1045 steel / R. Avilés, J. Albizuri, A. Lamikiz, E. Ukar, A. Aviles // *Int. J. Fatigue*. – 2011. – Vol. 33. – P. 1477-1489.
149. Grzesik W. Producing high quality hardened parts using sequential hard turning and ball burnishing operations / W. Grzesik, K. Zak // *Precision Eng.* – 2013. – Vol. 37. – P. 849-855.
150. Kostov V. Laser surface hardening of steel: Effect of process atmosphere on the microstructure and residual stresses / V. Kostov, J. Gibmeier, A. Wanner // *Mater. Sci. Forum*. – 2014. – Vol. 772. – P. 149-153.
151. Hindus S.J. Experimental investigation on laser assisted surface tempering of AISI D2 tool steel / S.J. Hindus, S.H. Kumar, S.X. Arockiyaraj, M.V. Kannan, P.Kuppan // *Proc. Eng.* – 2014. – Vol. 97. – P. 1489-1495.
152. Goia F.A. Surface hardening of an AISI D6 cold work steel using a fiber laser / F.A. Goia, M.S.F. de Lima // *J. ASTM Int.* – 2011. – Vol. 8. – P. 1-9.
153. Ritesh L. The effects of overlapping runs in the laser transformation hardening of tool-steel specimens / L. Ritesh, J. Yang, S. Jana, S.C. Tam // *Journal of Materials Processing Technology*. – 1990. – Vol. 23. – P. 133-147.
154. Babic M. Robot laser hardening and the problem of overlapping laser beam / M. Babic, J. Balic, M. Milfelner, I. Belic, P. Kokol, M. Zorman, P. Panjan // *Advances in Production Engineering and Management*. – 2013. – Vol. 8. – P. 25-32.
155. Лесик Д.А. Особливості формування мікрорельєфу та мікротвердості термічно зміцнених зон сканувальним лазерним променем / Д.А. Лесик, В.В. Джемелінський // *Вісник НТУУ «КПІ». Серія машинобудування*. – 2015. – №1(73). – С. 100-106.
156. Yao C. Study on the softening in overlapping zone by laser-overlapping scanning surface hardening for carbon and alloyed steel / C. Yao, B. Xu, J. Huang, P. Zhang, Y. Wu // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2010. – Vol. 48. – P. 20-26.
157. Крагельский И.В. Основы расчета на трение и износ / И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Комбалов. – М.: «Машиностроение», 1977. – 526 с.

158. Кузнецов В.П. Инженерия плосковершинного регулярного микрорельефа поверхности при многоцелевой обработке деталей / В.П. Кузнецов, В.Г. Горцов, О.В. Дмитриева // Вестник УГАТУ. Машиностроение. – 2009. – №4(33). – С. 113-115.

159. Мельничук П.П. Чистова обробка плоских поверхонь деталей з утворенням необхідного регулярного мікрорельєфу / П.П. Мельничук, В.Ю. Лосєв, О.М. Богайчук // Вісник ЖДТУ. Серія технічні науки. – 2012. – №1(60). – С. 21-31.

160. Голубчиков М.А. Образование регулярного микрорельефа на станке с числовым программным управлением / М.А. Голубчиков, Ю.П. Кузьмин // Изв. Вузов. Приборостроение. – 2012. – №9(55). – С. 34-38.

161. Патент на корисну модель 101708 України, МПК В24В 39/00, В06В 1/06. Установка для ультразвуковой оздоблювально-зміцнювальної обробки / В.В. Джемелінський, Д.А. Лесик, О.О. Данилейко, С.С. Салій. – u2015 03250; заяв. 07.04.2015; опубл. 25.09.2015, бюл. №18. – 4 с.

ДОДАТКИ

ДОДАТОК А

Програмне забезпечення для контролю температури нагрівання

А.2.1. Інтерфейс прикладної програми

```
namespace lectura_pirometro
{
    partial class Temperaturure_measurement
    {
        /// <summary>
        /// Required designer variable.
        /// </summary>
        private System.ComponentModel.IContainer components = null;
        /// <summary>
        /// Clean up any resources being used.
        /// </summary>
        /// <param name="disposing">true if managed resources should
be disposed; otherwise, false.</param>
        protected override void Dispose(bool disposing)
        {
            if (disposing && (components != null))
            {
                components.Dispose();
            }
            base.Dispose(disposing);
        }
        #region Windows Form Designer generated code

        /// <summary>
        /// Required method for Designer support - do not modify
        /// the contents of this method with the code editor.
        /// </summary>
        private void InitializeComponent()
        {
            this.components = new System.ComponentModel.Container();
            System.ComponentModel.ComponentResourceManager resources =
new
System.ComponentModel.ComponentResourceManager(typeof(Temperaturure_meas
urement));

            System.Windows.Forms.DataVisualization.Charting.ChartArea
chartArea2 = new
System.Windows.Forms.DataVisualization.Charting.ChartArea();
            System.Windows.Forms.DataVisualization.Charting.Series
series2 = new
System.Windows.Forms.DataVisualization.Charting.Series();
            this.tb_COM_piro = new System.Windows.Forms.TextBox();
            this.label8 = new System.Windows.Forms.Label();
            .....;
        }
    }
}
```

A.2.2. Програма контролю температури нагрівання

```

using System;
using System.Collections.Generic;
using System.ComponentModel;
using System.Data;
using System.Drawing;
using System.Text;
using System.Threading;
using System.Windows.Forms;
using System.Windows.Forms.DataVisualization.Charting;

namespace lectura_pirometro
{
    public partial class Temperarure_measurement : Form
    {
        string Recibidos = "034900";
        string Recibidos_antes;
        string temp_guardada;
        double do_temp_piro = 0;

        int x_graph;

        public Temperarure_measurement()
        {
            InitializeComponent();
        }

        private void btn_abre_sp_piro_Click(object sender, EventArgs
e)
        {
            sp_piro.PortName = tb_COM_piro.Text;

            if (!sp_piro.IsOpen)
            {
                try
                {
                    sp_piro.Open();

                    lb_estado_piro.Text = "Pyrometer plugged";

                    //leemos lo que hay previamente (limpieza)

                    Recibidos_antes += sp_piro.ReadExisting();

                    //tb_placa.Text = Recibidos_antes;
                    btn_ext.Enabled = true;
                    btn_int.Enabled = true;
                    .....;
                }
            }
        }
    }
}

```

ДОДАТОК Б

Б.2.1. Програма для розрахунку параметрів деформації при УЗО

```

PROGRAM US-shock;
  type
    sig=array[1..3500,1..2] of real;
    sigm=array[1..3500] of real;
  CONST
    a=1.2e-2;
    wt0=0;wtf=20;h1=0.05;
    h2=0.5;
  var
    n,i,k,p,g,l:INTEGER;

alfa,gamma,b,wt,x,S,sr,f1f,f2f,sigma,sigma5,ep,sigma4,epp,dedp:real;
    f1,f2,f3:TEXT;
    t:sig;
    f:sigm;

LABEL
  NACH,lb2;
  FUNCTION hewiside (wt:real):real;
  BEGIN
    IF SIN(wt) > 0.0 THEN hewiside:=1.0 ELSE hewiside:=0.0;
  END;
  PROCEDURE sigmaro(wt,ep:real;var sr:real);
  const
    g=0.350e-4;
  begin
    if wt<=1.57 then sr:=0 else
      sr:=g*sqrt(ep*wt);
    end;
  PROCEDURE rightpart (wt:real; VAR SIGMA,f1f:real;
hewiside:real);
  BEGIN
    f1f:=A*cos(wt)*hewiside-GAMMA*(EXP(alfa*(SIGMA-sr))-exp(-
alfa*(sigma-sr)));
  END;
  PROCEDURE rungekutt (wt,H1:real; VAR SIGMA,f1f:real);
  VAR I: INTEGER;
  H,HH,Q,SIGMA0,SIGMA1:real;
  BEGIN
    H:=0.0; HH:= H1/2.0;
    SIGMA0:= SIGMA; SIGMA1:= SIGMA;
    FOR I:= 1 TO 4 DO
      begin
        rightpart (wt+h,SIGMA,f1f,hewiside(wt));
        IF I=3 THEN H:=H1 ELSE H:=HH;
        Q:=H*f1f; SIGMA:=SIGMA0+Q;
        IF I=2 THEN Q:=2*Q;
        SIGMA1:= SIGMA1 + Q/3.0;
      end;
      SIGMA:=SIGMA1;
      if sigma<0 then sigma:=0.0;
    end;
  procedure ff (sigma5:real; var f2f,sr:real);
  BEGIN
    f2F:=exp(alfa*sigma5)*exp(-alfa*sr);
  END;
  PROCEDURE rektangle (a,wt:real; l:integer; VAR
ep,sr:real;f:sigm);
  var
    n:integer;
    H1,x,s:real;
  BEGIN
    h1:=0.05;
    n:=round((wt-a)/h1);
    x:=0.0; S:= 0.0;
    FOR l:= 1 TO n DO
      BEGIN
        s:=s + f[l];
        x:=x+h1;
        .....;
      END;
    END;

```

ДОДАТОК В

Математичне планування експерименту та статистична обробка результатів Межі варіювання факторів і план експерименту ЛО та УЗО

Таблиця В.3.1 – Межі варіювання факторів при ЛО сталі 45

Фактори	Рівні факторів			
	$x_{\min} (-1)$	$x_{\max} (+1)$	$x_0 (0)$	Δx
$A(x_1)$ – температура нагрівання T [°C]	1050	1300	1200	125
$B(x_2)$ – швидкість переміщення зразка S [мм/хв]	40	140	90	50

Таблиця В.3.2 – Матриця планування експерименту при ЛО сталі 45

№	№ екс.	$x_1 (T)$	$x_2 (S)$	$x_1 (T)$	$x_2 (S)$	$y_1 (h_3)$ мкм	$y_2 (b_3)$ мкм	y_3 (HRC)	$y_4 (H_\mu)$ ГПа
1	1	-1	-1	1050	40	130	9400	45.8	6.9
2	7	-1	+1	1050	140	90	8700	50.4	7.6
3	6	+1	0	1300	90	340	9800	56.1	9.4
4	2	0	-1	1200	40	290	10100	52.8	9.5
5	3	+1	-1	1300	40	440	9900	53.6	8.6
6	9	+1	+1	1300	140	270	9400	56.7	10
7	4	-1	0	1050	90	110	9100	48.1	7.2
8	5	0	0	1200	90	200	10000	56.4	9.8
9	8	0	+1	1200	140	140	9500	57	10.4

Таблиця В.3.3 – Межі варіювання факторів при УЗО сталі 45

Фактори	Рівні факторів			
	$x_{\min} (-1)$	$x_{\max} (+1)$	$x_0 (0)$	Δx
$A(x_1)$ – амплітуда УЗ коливань концентратора $A_{узк}$ [мкм]	15	18	16.5	1.5
$B(x_2)$ – тривалість обробки $t_{узк}$ [с]	60	240	150	90

Таблиця В.3.4 – Матриця планування експерименту при УЗО сталі 45

№	№ екс.	$x_1 (A_{узк})$	$x_2 (t_{узк})$	$x_1 (A_{узк})$	$x_2 (t_{узк})$	$y_1 (R_a)$ мкм	$y_2 (W_a)$ мкм	$y_3 (S_a)$ мкм	y_4 (HRC)
1	5	0	0	16.5	150	0.4	1.12	1.9	26
2	7	-	+	15	240	0.27	0.8	1.06	25.4
3	4	-	0	15	150	0.36	0.78	1.36	25.7
4	6	+	0	18	150	0.44	1.35	2.93	26.7
5	2	0	-	16.5	60	0.31	0.86	1.47	27.6
6	1	-	-	15	60	0.25	0.55	1.19	27.4
7	8	0	+	16.5	240	0.28	0.93	1.91	26.1
8	3	+	-	18	60	0.38	1.24	2.62	27.8
9	9	+	+	18	240	0.3	1.1	2.73	26.6

Таблиця В.3.5 – Межі варіювання факторів при ЛО сталі Х12МФ

Фактори	Рівні факторів			
	$x_{\min} (-1)$	$x_{\max} (+1)$	$x_0 (0)$	Δx
$A(x_1)$ – температура нагрівання T [°C]	1200	1340	1270	70
$B(x_2)$ – швидкість переміщення зразка S [мм/хв]	40	140	90	50

Таблиця В.3.6 – Матриця планування експерименту при ЛО сталі Х12МФ

№	№ екс.	$x_1 (T)$	$x_2 (S)$	$x_1 (T)$	$x_2 (S)$	$y_1 (h_3)$ мкм	$y_2 (b_3)$ мкм	y_3 (HRC)	$y_4 (H_\mu)$ ГПа
1	5	0	0	1270	90	310	10200	52.1	6.75
2	9	+	+	1340	140	240	9500	52.7	7.2
3	6	+	0	1340	90	270	10000	52.4	6.85
4	1	-	-	1200	40	170	9500	47	6.7
5	7	-	+	1200	140	80	7600	33.8	5.6
6	3	+	-	1340	40	290	10100	51.5	6.7
7	4	-	0	1200	90	140	7800	45.2	5.7
8	8	0	+	1270	140	230	9500	54.8	6.9
9	2	0	-	1270	40	380	10500	51.2	5.7

Таблиця В.3.7 – Межі варіювання факторів при УЗО сталі Х12МФ

Фактори	Рівні факторів			
	$x_{\min} (-1)$	$x_{\max} (+1)$	$x_0 (0)$	Δx
$A(x_1)$ – амплітуда УЗ коливань концентратора $A_{узк}$ [мкм]	15	18	16.5	1.5
$B(x_2)$ – тривалість обробки $t_{узк}$ [с]	60	240	150	90

Таблиця В.3.8 – Матриця планування експерименту при УЗО сталі Х12МФ

№	№ екс.	$x_1 (A_{узк})$	$x_2 (t_{узк})$	$x_1 (A_{узк})$	$x_2 (t_{узк})$	$y_1 (R_a)$ мкм	$y_2 (W_a)$ мкм	$y_3 (S_a)$ мкм	y_4 (HRC)
1	7	-	+	15	240	0.27	0.23	2.09	28.4
2	4	-	0	15	150	0.31	0.33	2.66	28.6
3	5	0	0	16.5	150	0.32	0.38	2.88	29
4	9	+	+	18	240	0.29	0.55	1.93	29.3
5	3	+	-	18	60	0.16	0.4	1.81	27.7
6	1	-	-	15	60	0.13	0.14	1.37	27.1
7	6	+	0	18	150	0.34	0.6	2.93	29.6
8	2	0	-	16.5	60	0.15	0.23	1.67	27.5
9	8	0	+	16.5	240	0.28	0.4	2.24	28.6

**Дисперсійний аналіз досліджуваних параметрів
при ЛО та УЗО сталей 45 та Х12МФ**

Таблиця В.3.9 – Дисперсійний аналіз глибини зміцнення при ЛО сталі 45

Factor	Sum of squares	df	Mean square	F value	p-value Prob>F
Model	$1.136 \cdot 10^5$	5	22712.63	155.98	0.0008
A(x_1) – temperature	86400.00	1	86400.00	593.35	0.0002
B(x_2) – feed rate	19888.65	1	19888.65	136.58	0.0013
AB	4563.16	1	4563.16	31.34	0.0113
A ²	3821.05	1	3821.05	26.24	0.0144
B ²	200.00	1	200.00	1.37	0.3258
Residual SS	436.84	3	145.61		
Cor Total SS	$1.140 \cdot 10^5$	8			
Std. Dev.	12.07		R-Squared	0.9962	
Mean	223.33		Adj R-Squared	0.9898	
C.V. %	5.40		Pred R-Squared	0.9537	
PRESS	5281.52		Adeq Precision	36.084	

Таблиця В.4.10 – Дисперсійний аналіз досліджуваних параметрів при ЛО
сталі 45

Factor	$y_1 (h_s)$	$y_2 (b_s)$	$y_3 (HRC)$	$y_4 (H_\mu)$
Sum of squares	$1.136 \cdot 10^5$	$1.654 \cdot 10^6$	133.02	13.46
df	5	5	5	5
Mean square	22712.63	$3.309 \cdot 10^5$	26.60	2.69
F value	155.98	125.5	93.89	218.06
p-value prob.>F	0.0008	0.0011	0.0017	0.0005
Residual (error) SS	436.84	7909.36	0.85	0.037
Corrected Total SS	$1.140 \cdot 10^5$	$1.662 \cdot 10^6$	133.87	13.50
Standard deviation	12.7	51.5	0.53	0.11
Mean	223.33	9544.44	52.99	8.82
C.V. %	5.4	0.54	1	1.26
PRESS	5281.52	91634.3	9.70	0.35
R ²	0.9962	0.9952	0.9937	0.9973
Adjusted R ²	0.9898	0.9873	0.9831	0.9927
Predicted R ²	0.9537	0.9449	0.9275	0.9739
Adequate precision	36.08	34.492	26.693	38.693

Таблиця В.4.11 – Дисперсійний аналіз досліджуваних параметрів при ЛО сталі X12МФ

Factor	$y_1 (h_s)$	$y_2 (b_s)$	$y_3 (HRC)$	$y_4 (H_\mu)$
Sum of squares	66044.44	$8.107 \cdot 10^6$	48.66	2.21
df	5	5	5	5
Mean square	13208.89	$1.621 \cdot 10^6$	9.73	0.44
F value	18.20	11.53	36.61	9.62
p-value prob.>F	0.0188	0.0357	0.0069	0.0458
Residual (error) SS	2177.78	$4.219 \cdot 10^6$	0.80	0.14
Corrected Total SS	68222.22	$8.529 \cdot 10^6$	49.46	2.35
Standard deviation	26.94	375.03	0.52	0.21
Mean	234.44	9411.11	50.97	6.44
C.V. %	11.49	3.98	1.01	3.33
PRESS	26497.19	$4.667 \cdot 10^6$	9.43	1.46
R^2	26497.19	0.9505	0.9839	0.9413
Adjusted R^2	0.9649	0.8681	0.9570	0.8435
Predicted R^2	0.6116	0.4527	0.8094	0.3794
Adequate precision	12.879	10.641	16.866	9.239

Таблиця В.4.12 – Дисперсійний аналіз досліджуваних параметрів при УЗО сталі 45

Factor	$y_1 (R_a)$	$y_2 (W_a)$	$y_3 (S_a)$	$y_4 (HRC)$
Sum of squares	0.034	0.51	3.89	5.90
df	5	5	5	5
Mean square	$6.829 \cdot 10^{-3}$	0.10	0.78	1.18
F value	1843.80	61.12	34.20	79.71
p-value prob.>F	<0.0001	0.0032	0.0076	0.0022
Residual (error) SS	$1.111 \cdot 10^{-5}$	$4.975 \cdot 10^{-3}$	0.068	0.044
Corrected Total SS	0.034	0.51	3.95	5.95
Standard deviation	1.925E-003	0.041	0.15	0.12
Mean	0.33	0.97	1.91	25.59
C.V. %	0.58	4.20	7.90	0.46
PRESS	$8.265 \cdot 10^{-5}$	0.046	0.83	0.41
R^2	0.9997	0.9903	0.9828	0.9925
Adjusted R^2	0.9991	0.9741	0.9540	0.9801
Predicted R^2	0.9976	0.9096	0.7904	0.9311
Adequate precision	121.976	24.587	14.624	24.485

Таблиця В.4.13 – Дисперсійний аналіз досліджуваних параметрів при УЗО сталі Х12МФ

Factor	$y_1 (R_a)$	$y_2 (W_a)$	$y_3 (S_a)$	$y_4 (HRC)$
Sum of squares	0.052	0.18	2.39	5.61
df	5	5	5	5
Mean square	0.010	0.035	0.48	1.12
F value	748.20	33.81	93.84	54.37
p-value prob.>F	<0.0001	0.0077	0.0017	0.0038
Residual (error) SS	$4.167 \cdot 10^{-5}$	$3.144 \cdot 10^{-3}$	0.015	0.062
Corrected Total SS	0.052	0.18	2.41	5.68
Standard deviation	$3.727 \cdot 10^{-3}$	0.032	0.071	0.14
Mean	0.25	0.36	2.18	28.42
C.V. %	1.49	8.94	3.28	0.51
PRESS	$3.892 \cdot 10^{-3}$	0.028	0.18	0.75
R^2	0.9992	0.9826	0.9936	0.9891
Adjusted R^2	0.9979	0.9535	0.9831	0.9709
Predicted R^2	0.9925	0.8448	0.9268	0.8672
Adequate precision	67.644	16.96	27.087	20.385

Рівняння регресії для кодованих значень

Рівняння регресії для функції відгуку глибини (h_3) і ширини (b_3) зміцнення, поверхневої твердості (HRC) та мікротвердості (H_μ) при ЛО сталі 45:

$$h_3 = 177.5 + 120A - 57.76B - 33.55AB + 45.83A^2 + 10B^2, \quad (B.4.14)$$

$$b_3 = 9909.72 + 316.67A - 303.29B + 49.34AB - 437.5A^2 - 133.33B^2, \quad (B.4.15)$$

$$HRC = 55.33 + 3.68A + 2.01B - 0.36AB - 3A^2 - 0.82B^2, \quad (B.4.16)$$

$$H_\mu = 9.73 + 1.05A + 0.49B + 0.17AB - 1.47A^2 + 0.03B^2, \quad (B.4.17)$$

При ЛО сталі Х12МФ:

$$h_3 = 312.22 + 68.33A - 48.33B + 10AB - 108.33A^2 - 8.33B^2, \quad (B.4.18)$$

$$b_3 = 9988.89 + 783.33A - 583.33B + 325AB - 983.33A^2 + 116.67B^2, \quad (B.4.19)$$

$$HRC = 51.93 + 2.45A + 1.10B + 0.37AB - 1.55A^2 + 0.1B^2, \quad (B.4.20)$$

$$H_\mu = 6.61 + 0.53A + 0.28B + 0.05AB - 0.16A^2 - 0.08B^2, \quad (B.4.21)$$

А рівняння регресії для функції відгуку параметра шорсткості (R_a), параметра хвилястості (W_a), параметра висоти профілю (S_a) та поверхневої твердості (HRC) при УЗО сталі 45:

$$Ra = 0.4 + 0.04A - 0.01B - 0.02AB + 3.33 \cdot 10^{-3} A^2 - 0.1B^2, \quad (B.4.22)$$

$$Wa = 1.08 + 0.26A + 0.03B - 0.09AB + 0.00A^2 - 0.17B^2, \quad (B.4.23)$$

$$Sa = 1.92 + 0.78A + 0.07B + 0.06AB + 0.22 \cdot 10^{-3} A^2 - 0.23B^2, \quad (B.4.24)$$

$$HRC = 26.11 + 0.43A - 0.78B + 0.20AB + 0.03A^2 + 0.68B^2, \quad (B.4.25)$$

А при УЗО сталі Х12МФ:

$$Ra = 0.32 + 0.01A + 0.6B - 2.5 \cdot 10^{-3} AB + 0.00A^2 - 0.11B^2, \quad (B.4.26)$$

$$Wa = 0.41 + 0.14A + 0.06B + 0.01AB + 0.03A^2 - 0.11B^2, \quad (B.4.27)$$

$$Sa = 2.91 + 0.09A + 0.23B - 0.15AB - 0.13A^2 - 0.97B^2, \quad (B.4.28)$$

$$HRC = 29.01 + 0.42A + 0.67B + 0.07AB + 0.08A^2 - 0.97B^2, \quad (B.4.29)$$

Перевірка моделей

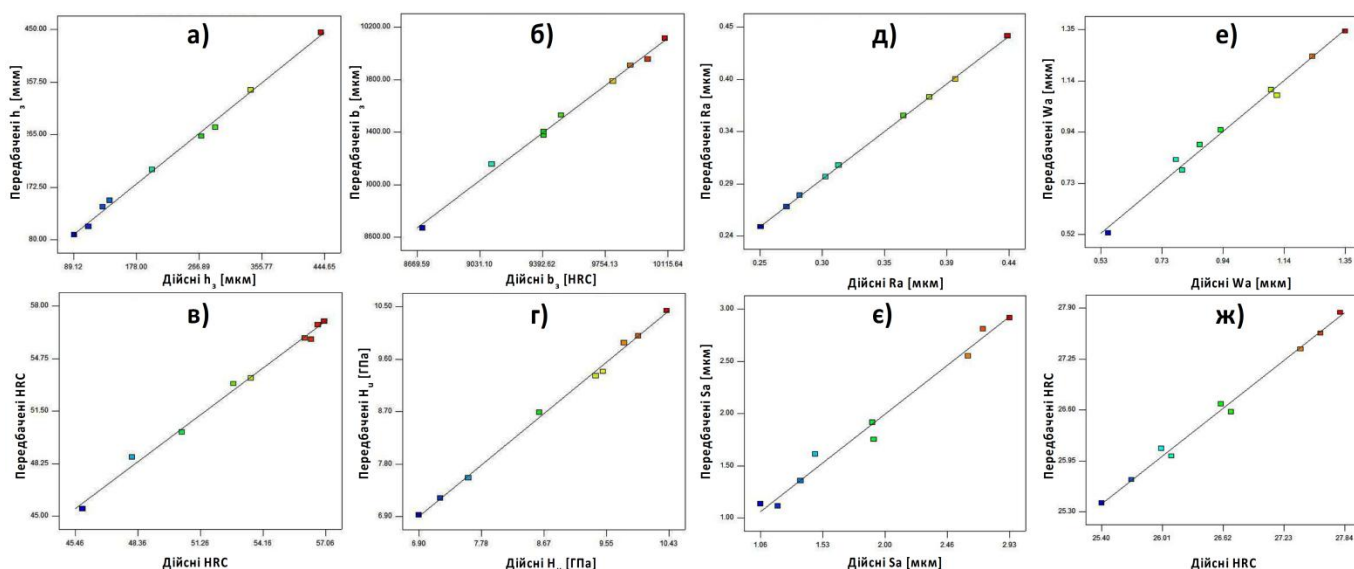


Рисунок В.4.30 – Розподіл значень h_z (а), b_z (б), HRC (в), H_u (г) при ЛО та значень R_a (д), W_a (е), S_a (є), HRC (ж) при УЗО сталі 45

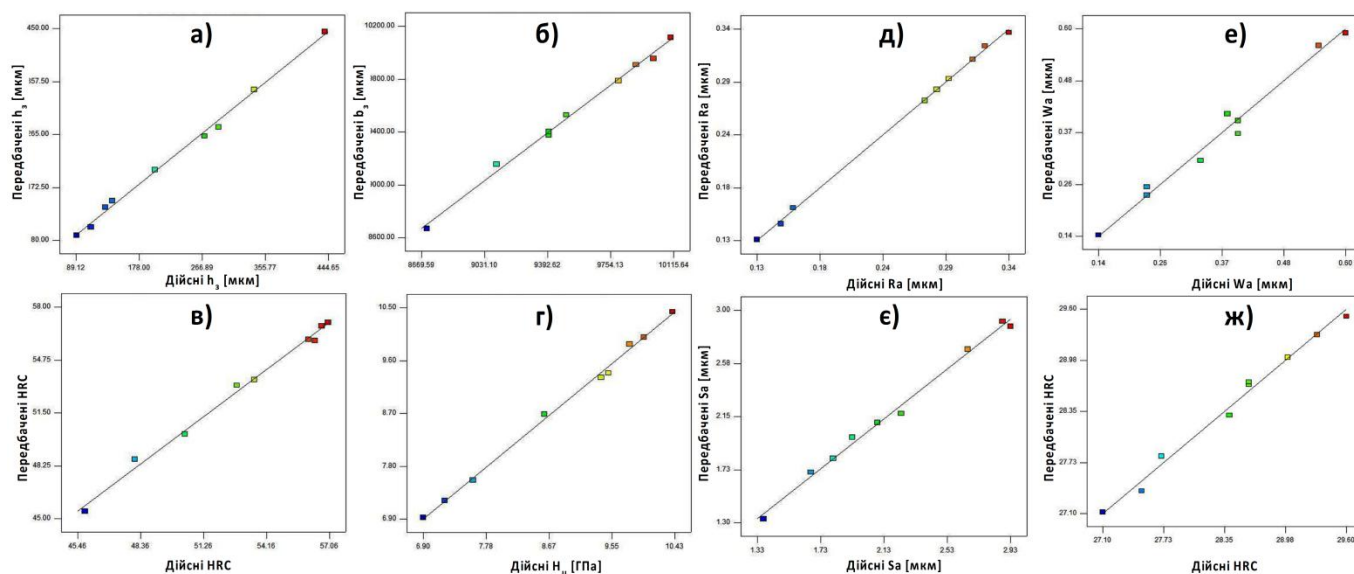
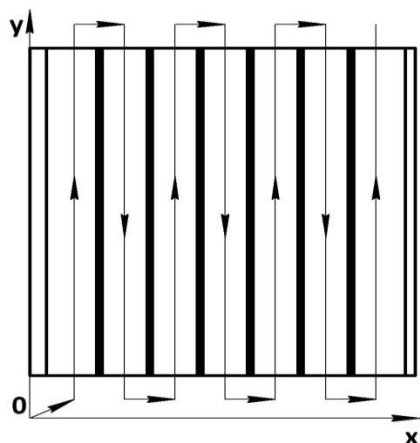


Рисунок В.4.31 – Розподіл значень h_z (а), b_z (б), HRC (в), H_u (г) при ЛО та значень R_a (д), W_a (е), S_a (є), HRC (ж) при УЗО сталі X12МФ

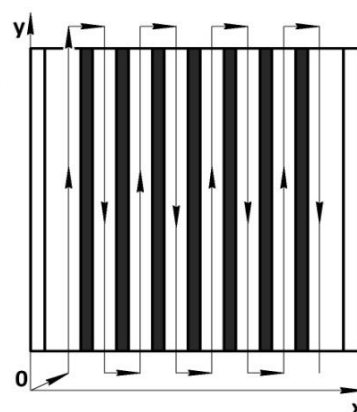
ДОДАТОК Г

Дослідження впливу лазерного термозміцнення з перекриттям доріжок на
якісні параметри поверхневого шару

Розробка керуючих програм



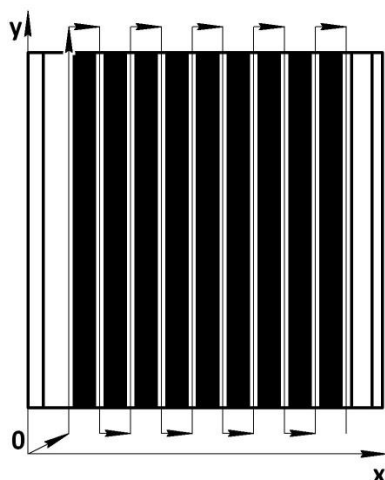
%
N00 $\kappa_n = 1$ мм;
N01G17G21G91G94;
N03G1X0Y0Z0F90;
N04G1X8Y0Z50;
N05G1X8Y79;
N05G1X17Y79;
N06G1X17Y0;
N07G1X26Y0;
N08G1X26Y79;
N09G1X35Y79;
N10G1X35Y0;
N11G1X44Y0;
N12G1X44Y79;
N13G1X53Y79;
N14G1X53Y0;
N15G1X62Y0;
N16G1X62Y79;
N17G1X0Y0Z0;
N18M30;
%



%
N00 $\kappa_n = 2.5$ мм;
N01G17G21G91G94;
N03G1X0Y0Z0F90;
N04G1X8Y0Z50;
N05G1X8Y79;
N05G1X15.5Y79;
N06G1X15.5Y0;
N07G1X23Y0;
N08G1X23Y79;
N09G1X30.5Y79;
N10G1X30.5Y0;
N11G1X38Y0;
N12G1X38Y79;
N13G1X45.5Y79;
N14G1X45.5Y0;
N15G1X53Y0;
N16G1X53Y79;
N17G1X60.5Y79;
N18G1X60.5Y0;
N19G1X0Y0Z0;
N21M30;
%

a)

б)



%
N00 $\kappa_n = 4$ мм;
N01G17G21G91G94;
N03G1X0Y0Z0F90;
N04G1X8Y0Z50;
N05G1X8Y79;
N05G1X14Y79;
N06G1X14Y0;
N07G1X20Y0;
N08G1X20Y79;
N09G1X26Y79;
N10G1X26Y0;
N11G1X32Y0;
N12G1X32Y79;
N13G1X38Y79;
N14G1X38Y0;
N15G1X44Y0;
N16G1X44Y79;
N17G1X50Y79;
N18G1X50Y0;
N19G1X56Y0;
N20G1X56Y79;
N21G1X62Y79;
N22G1X62Y0;
N23G1X0Y0Z0;
N24M30;
%

в)

Рисунок Г.4.1 – Керуючі програми для обробки плоскої поверхні розмірами 79х79 мм (сталь Х12МФ) з коефіцієнтом перекриття 10% (а), 25% (б) та 40% (в)

ЗАТВЕРДЖУЮ
Голова правління
ПАТ "Полонський гірничий комбінат"
 М.М. Мазур
"30" СІЧНЯ 2015 р.

АКТ

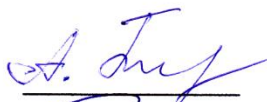
впровадження результатів дисертаційної роботи Лесика Дмитра Анатолійовича
за напрямком розроблення технології лазерно-ультразвукового поверхневого зміцнення та
оздоблювання металевих деталей та конструкцій.

Даний акт складено про те, що при виконанні робіт за темою дисертаційної роботи автором було передано такі матеріали:

1. Методику визначення оптимальних режимів лазерної термічної обробки, ультразвукової ударної обробки та комбінованої лазерно-ультразвукової обробки сталейних деталей.
2. Робочу документацію на виготовлення одно- та багатобойкових ультразвукових наконечників, які дозволяють створювати на оброблюваній поверхні регулярний мікрорельєф, а також поліпшити властивості зварних швів.
3. Технологічний регламент термодформаційного поверхневого зміцнення та оздоблювання сталейних деталей при ремонті, зокрема робочих поверхонь ковша, роликів конвеєрів та інших деталей гірничого обладнання.

На підставі переданих матеріалів фахівцями ПАТ "Полонський гірничий комбінат" прийнято рішення про використання результатів дисертаційної роботи, які дозволять підвищити фізико-механічні та експлуатаційні властивості, зокрема зносостійкість поверхонь деталей виробів, які працюють в екстремальних умовах.

Головний механік

 / О.І. Герасимчук /

Начальник гірничого цеха

 / Л.А. Біленький /

Механік

 / С.Є. Олійник /

ЗАТВЕРДЖУЮ

Генеральний директор

ПП "УКРТЕХМЕД"

Гавокін В.В.

2015 р.



АКТ

впровадження результатів дисертаційної роботи Лесика Дмитра Анатолійовича
за напрямком технології оздоблювально-зміцнювальної обробки виробів

Отримані в дисертаційній роботі результати по визначенню оптимальних режимів імпульсної оздоблювально-зміцнювальної обробки та запропоновані рекомендації використовуються у виробничій діяльності підприємства «УКРТЕХМЕД».

Застосування рекомендацій визначення режимів імпульсної оздоблювально-зміцнювальної обробки дрібнорозмірних деталей медичного призначення, що дозволило підвищити поверхневу мікротвердість на 20%, знизити шорсткість в два рази, а також поліпшити трудомісткість технологічного процесу виготовлення деталей та екологію виробництва.

Головний інженер

/ Терещенко М. С. /

Начальник виробництва

/ Мартин П.П. /

Майстер

/ Шевченко О.І. /



CERTIFICATE

to prove that EMENT - East-West European Network on higher Technical education
Erasmus Mundus Action 2 Lot 8
awards a scholarship to

Mr Dmytro Lesyk
from National Technical University of Ukraine "KPI"
who is the beneficiary of the PhD Exchange at University of the Basque Country UPV/EHU
from 16/09/2013 to 16/07/2014
at the Faculty of Engineering

Prof. Alberto Oleaga

[Signature]
Coordinator of EMENT programme
University of the Basque Country



Host University Stamp