МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «КИЇВСЬКИЙ АВІАЦІЙНИЙ ІНСТИТУТ»

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

Гловин Михайло Андрійович

УДК 621.9.048.4: 620.22

ДИСЕРТАЦІЯ
«ТРИБОТЕХНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДИСКРЕТНО АЗОТОВАНИХ ЛАЗЕРНОЮ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ ПОКРИТТІВ»

Спеціальність 131 – Прикладна механіка
Галузь знань 13 – Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело _____ Михайло ГЛОВИН

Науковий керівник: Кіндрачук Мирослав Васильович, член-кореспондент НАН України, доктор технічних наук, професор

Київ – 2026

АНОТАЦІЯ

Гловин М.А. Триботехнічні властивості дискретно азотованих лазерною хіміко-термічною обробкою покриттів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 131 Прикладна механіка. Державний університет «Київський авіаційний інститут» Міністерства освіти і науки України, Київ, 2026.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню науково-технічної задачі підвищення зносостійкості, надійності та довговічності елементів трибоспряження машин і механізмів. Основна увага приділена розробленню та дослідженню ефективних методів поверхневого зміцнення шляхом поєднання дискретної обробки поверхні з процесом азотування. У роботі досліджуються закономірності формування структури дискретно оброблених азотованих покриттів, їх фізико-механічні та трибологічні властивості, а також вплив структурно-геометричних і технологічних параметрів на процеси тертя та зношування. Отримані результати спрямовані на підвищення експлуатаційних характеристик деталей, зниження інтенсивності їх зношування та збільшення ресурсу роботи вузлів тертя, зокрема в умовах підвищених навантажень.

Метою роботи є підвищення зносостійкості елементів трибоспряження шляхом формування дискретно оброблених азотованих покриттів лазерною хіміко-термічною обробкою та встановлення впливу їх структурно-геометричних і технологічних параметрів на триботехнічні властивості поверхонь.

У **вступі** обґрунтовано актуальність підвищення надійності та довговічності машин і механізмів за рахунок покращення працездатності елементів трибоспряження, які працюють в умовах інтенсивного тертя та зношування. Показано, що значна частина відмов технічних систем пов’язана саме зі зносом робочих поверхонь деталей, що зумовлює необхідність удосконалення методів їх зміцнення. Визначено, що перспективним напрямом є поєднання хіміко-термічної обробки, зокрема азотування, з технологіями

дискретної обробки поверхні, що дозволяє формувати покриття з підвищеними трибологічними властивостями. Обґрунтовано доцільність дослідження закономірностей формування дискретно зміцнених азотованих покриттів та їх впливу на зносостійкість, що має важливе значення для підвищення ресурсу деталей машин.

У **першому розділі** проведено системний аналіз фундаментальних і сучасних теоретичних уявлень про природу тертя, зношування та енергетичну еволюцію поверхневого шару в трибосистемах. Розглянуто класичні адгезійно-деформаційні моделі Боудена–Табора, молекулярно-механічну теорію Крагельського, підходи Рабіновича, ефект Ребіндера, контактну механіку Герца–Джонсона та енергетичні концепції Костецького і Бершадського. Показано, що ключовим чинником триботехнічної поведінки є структурно-енергетичний стан поверхневого шару, його здатність до адаптації, самоорганізації та ефективної дисипації механічної енергії тертя.

Особлива увага приділена переходу від однорідних суцільних покриттів до концепції керованого формування градієнтних, багаторівневих і дискретних поверхневих структур. Обґрунтовано, що традиційні методи суцільного азотування мають обмежену ефективність у циклічних і фретинг-режимах через різкі градієнти властивостей і залишкових напружень.

Доведено перспективність дискретних та локалізованих методів поверхневого зміцнення, зокрема комбінованої лазерної хіміко-термічної обробки з азотуванням. Показано, що формування дискретно азотованих покриттів з оптимальним поєднанням зон підвищеної твердості та пластичності, стискуючих залишкових напружень і градієнтного розподілу фізико-механічних властивостей дозволяє зменшити локалізацію контактних напружень і пластичних деформацій, прискорити припрацювання, стабілізувати коефіцієнт тертя та суттєво підвищити зносостійкість і контактну витривалість у складних умовах експлуатації.

На основі проведеного аналізу сформульовано наукову гіпотезу дослідження: підвищення триботехнічних властивостей дискретно азотованих

покриттів, модифікованих лазерною хіміко-термічною обробкою, досягається завдяки керованому формуванню їх структурно-енергетичного стану, що забезпечує зниження локалізації напружень, ефективну дисипацію енергії та інтенсифікацію процесів самоорганізації поверхневого шару.

У **другому розділі** розроблено та обґрунтовано комплексну експериментальну методику отримання і дослідження дискретно азотованих покриттів, сформованих комбінованою лазерною хіміко-термічною обробкою.

Як об’єкти досліджень обрано конструкційні леговані сталі 40Х і 38Х2МЮА, а також швидкорізальну інструментальну сталь Р6М5. Контртілом у трибологічних випробуваннях слугувала підшипникова сталь ШХ15. Наведено хімічний склад матеріалів, режими їх попередньої термічної обробки та обґрунтовано вибір зразків різної геометрії (плоскі пластини та циліндричні валики) для металографічних, мікротвердометричних і трибологічних досліджень.

Розроблено двоетапну технологію формування дискретно азотованих покриттів:

– попереднє газове азотування в дисоційованому аміаку (500–600 °С, 15–40 год) для створення суцільного дифузійного шару;

– наступна локалізована лазерна обробка за сітчасто-стільниковою схемою з варіюванням щільності потужності випромінювання (10^5–10^8 Вт/см²), кроку дискретності (2–6 мм) та відносної площі зміцнених зон (20–40 %). Такий підхід дозволяє формувати поверхневий шар з контрольованою просторовою неоднорідністю механічних властивостей і сприятливим полем залишкових напружень стиску.

Трибологічні випробування проведено на машині тертя М-22М за схемою «диск–колодка» в умовах сухого та граничного тертя при контактних тисках 100–800 МПа і швидкостях ковзання 0,2–1,0 м/с. Зносостійкість оцінювали за масовим і лінійним зносом, стабільність режиму тертя — за залежністю коефіцієнта тертя від часу та шляху тертя.

Для комплексної оцінки впливу дискретної структури на експлуатаційні характеристики використано:

– металографічний аналіз і вимірювання мікротвердості по глибині шару (прилад ПМТ-3М);

– визначення залишкових напружень методом рентгенівської дифракції ($\sin^2\psi$) на дифрактометрі ДРОН-3М;

– аналітичне оцінювання напружено-деформованого стану з використанням теорії Герца, ефективного модуля пружності та коефіцієнта концентрації напружень.

Дослідження виконано за планом багатофакторного експерименту з трьома незалежними змінними (щільність потужності лазерного променю, крок дискретності, відносна площа зміцнених зон). Побудовано поліноміальні регресійні моделі другого порядку, проведено їх статистичний аналіз (критерії Стьюдента і Фішера) та оптимізацію технологічних параметрів за критеріями мінімальної інтенсивності зношування, коефіцієнта тертя та питомих енергетичних втрат.

Отримана методика забезпечує відтворюваність результатів і дозволяє кількісно оцінити внесок дискретної лазерної активації в підвищення триботехнічних властивостей поверхнево модифікованих покриттів.

Третій розділ присвячений експериментальному дослідженню триботехнічних властивостей дискретно азотованих покриттів, отриманих комбінованою лазерною хіміко-термічною обробкою (ЛХТО) на сталях 40Х, 38Х2МЮА та Р6М5.

Встановлено вплив основних технологічних параметрів лазерної обробки — щільності потужності випромінювання (10^5–10^8 Вт/см²), кроку дискретності (2–6 мм) та відносної площі зміцнених зон (30–50 %) — на інтенсивність зношування. Показано, що залежності мають екстремальний характер. Оптимальні значення параметрів становлять: $q \approx (3{,}5–4{,}1) \times 10^7$ Вт/см², $S \approx 3{,}7–3{,}8$ мм, $\varphi = 20–40$ % (залежно від марки сталі). У цих режимах інтенсивність

зношування знижується в 4,8–6,0 разів для сталей 40Х і 38Х2МЮА та в 2,8–4,0 рази для сталі Р6М5 порівняно з вихідним станом.

Виконано апроксимацію експериментальних залежностей квадратичними моделями з високими коефіцієнтами детермінації ($R^2 > 0,91$), що дозволило кількісно описати характер впливу кожного фактора та визначити оптимальні режими обробки.

Проведено оцінку напружено-деформованого стану та мікротвердості поверхневих шарів. Показано формування градієнтного профілю мікротвердості (максимум на поверхні 1074–1275 HV) та переважання стискаючих залишкових напружень у зонах лазерного впливу, що забезпечує зниження еквівалентних контактних напружень і щільності накопиченої пружної енергії деформації на 40–45 %.

Досліджено закономірності припрацювання та стабілізації тертя. Встановлено, що дискретна ЛХТО скорочує тривалість припрацювання в 1,5–3,0 рази порівняно з вихідним станом, стабілізує коефіцієнт тертя на рівні 0,18–0,28 та знижує інтенсивність зношування на стадії припрацювання в 2–4 рази. Запропоновано напівемпіричну математичну модель динаміки коефіцієнта тертя f(t), яка адекватно описує процес (похибка апроксимації 6,8–8,4 %).

Проведено порівняльний аналіз ефективності дискретної ЛХТО з традиційними методами поверхневого зміцнення (суцільне азотування, іонно-плазмове азотування, лазерне гартування). Показано перевагу запропонованого методу за комплексом показників: вища зносостійкість (в 1,5–2,5 раза), нижчий коефіцієнт тертя, швидше припрацювання та відсутність критичних дефектів (тріщин, деламінації) після тривалих випробувань.

У **четвертому розділі** розроблено та реалізовано методологію багатокритеріальної оптимізації параметрів дискретної лазерно-хіміко-термічної обробки (ЛХТО) на основі інтегрального критерію ефективності $F(q, d/s, \varphi)$, який враховує комплекс триботехнічних і фізико-механічних характеристик поверхневого шару: мікротвердість, глибину зміцнення, рівень залишкових напружень та інтенсивність зношування.

Показано, що оптимальні режими обробки для досліджуваних сталей знаходяться в діапазоні:

– щільність потужності лазерного випромінювання $q = (4–6)\times10^7$ Вт/см²,

– параметр дискретності d/s = 0,65–0,75,

– коефіцієнт перекриття зон φ = 0,30–0,35.

У цій області досягається глобальний максимум інтегрального критерію F, що забезпечує найкраще поєднання високої мікротвердості, сприятливого градієнтного напружено-деформованого стану та максимальної зносостійкості.

Побудовано технологічну карту режимів ЛХТО, яка розмежовує п’ять характерних областей теплового впливу (від недостатнього впливу до термічної деградації) і дозволяє технологічно обґрунтовано керувати процесом формування поверхневого шару.

Додатково досліджено ефективність комбінованої технології для низьковуглецевої сталі 20, яка включала лазерне легування нітридоутворювальними елементами (Cr, Mo, Al), наступне азотування та дискретну лазерну модифікацію азотованого шару за оптимізованими режимами. Встановлено, що така обробка формує градієнтний поверхневий шар з поверхневою мікротвердістю 1100–1150 $HV_{0,05}$, високою дисперсністю нітридних фаз (переважно AlN) та сприятливими стискаючими залишковими напруженнями.

Трибологічні випробування в умовах сухого тертя показали, що застосування оптимізованих режимів дискретної ЛХТО дозволяє знизити коефіцієнт тертя в 1,5–1,8 рази (до 0,28–0,36) та зменшити інтенсивність зношування в 5–7 разів порівняно з необробленою сталлю 20.

Наукова новизна дисертаційної роботи сформована на основі встановлених закономірностей, а саме:

уперше:

– для комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки сталей за сітчасто-стільниковою схемою встановлено особливості формування дискретно-

градієнтної структури поверхневого шару залежно від частки зміцненої площі (20–55 %) та параметрів лазерного впливу, що пов’язано з локальним нагріванням попередньо азотованого шару, перерозподілом азоту та фазовими перетвореннями;

– встановлено закономірності впливу густини потужності лазерного випромінювання, кроку дискретності та частки зміцненої площі на коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування дискретно модифікованих поверхонь, що дало змогу визначити раціональні параметри обробки;

– розроблено напівемпіричну модель зміни коефіцієнта тертя під час припрацювання дискретно зміцнених поверхонь, яка враховує еволюцію структурно-фазового стану контактних зон та забезпечує узгодження розрахункових і експериментальних результатів із похибкою, що не перевищує 8,4 %;

– запропоновано механізм підвищення зносостійкості дискретно зміцнених поверхневих шарів, який ґрунтується на формуванні локальних опорних зон і перерозподілі контактних напружень у поверхневому шарі.

удосконалено:

– енергетичний підхід до аналізу процесів зношування дискретно зміцнених поверхневих шарів шляхом урахування локалізованих процесів накопичення та дисипації енергії деформації, що дозволило обґрунтувати екстремальний характер залежностей інтенсивності зношування від параметрів лазерної обробки;

– методичні підходи до експериментального дослідження дискретно зміцнених поверхневих шарів, які базуються на комплексному поєднанні трибологічних випробувань, аналізу мікротвердості та оцінювання напружено-деформованого стану, що дало змогу встановити взаємозв’язок між структурно-фазовим станом поверхневого шару, параметрами зміцнення та інтенсивністю зношування.

набули подальшого розвитку:

– теоретичні уявлення про вплив градієнтних структур і залишкових напружень стиску на триботехнічні характеристики поверхневих шарів після комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки;

– підходи до багатокритеріальної оптимізації параметрів лазерно-хіміко-термічної обробки з метою підвищення зносостійкості та стабільності фрикційних характеристик поверхонь.

Практичне значення отриманих результатів:

1. Одержані в роботі закономірності впливу параметрів дискретної лазерно-азотувальної обробки на напружено-деформований стан і зносостійкість поверхневих шарів можуть бути використані при проєктуванні та оптимізації поверхневого зміцнення деталей машин, що працюють в умовах інтенсивного тертя та змінних навантажень.

2. Запропоновані регресійні моделі дозволяють прогнозувати інтенсивність зношування залежно від параметрів лазерної обробки та можуть застосовуватись у розрахунково-аналітичних методиках оцінювання довговічності трибосполучень без проведення повного обсягу експериментальних випробувань.

3. Результати дослідження можуть бути використані при виборі раціональних режимів лазерної та лазерно-азотувальної обробки сталей для підвищення їх контактної та зносної витривалості в авіаційній, транспортній і машинобудівній техніці.

4. Обґрунтовані в роботі принципи формування дискретно зміцнених поверхневих структур можуть бути використані під час розроблення технологічних процесів локалізованого поверхневого зміцнення, спрямованих на зниження концентрації контактних напружень і стабілізацію процесів припрацювання.

5. Запропонований комплекс методик оцінювання напружено-деформованого стану, мікротвердості та трибологічних характеристик може бути використаний у навчальному процесі та науково-дослідній роботі за

спеціальністю 131 «Прикладна механіка» при підготовці бакалаврів, магістрів і аспірантів.

6. Окремі результати роботи впроваджені в науково-дослідну та конструкторсько-технологічну практику під час розроблення зносостійких поверхонь деталей тертя, що підтверджує їх прикладну цінність.

Ключові слова: покриття, дискретні покриття, азотування, випробування, триботехнічні характеристики, зносостійкість, коефіцієнт тертя, знос, мікротвердість, математична модель

ABSTRACT

Hlovyn M.A. Tribotechnical Properties of Discretely Nitrided Coatings Obtained by Laser Chemical-Thermal Treatment. – Qualifying scientific work on the rights of a manuscript.

Thesis for the degree of Doctor of Philosophy in specialty 131 Applied Mechanics. State University "Kyiv Aviation Institute" of the Ministry of Education and Science of Ukraine, Kyiv, 2026.

The dissertation is devoted to solving a scientific and technical problem of improving the wear resistance, reliability, and durability of tribological mating components in machines and mechanisms. The main focus is on the development and investigation of effective surface strengthening methods by combining discrete surface treatment with nitriding. The work studies the regularities of structure formation in discretely treated nitrided coatings, their physical-mechanical and tribological properties, as well as the influence of structural-geometrical and technological parameters on friction and wear processes. The obtained results are aimed at improving the operational characteristics of machine parts, reducing wear intensity, and increasing the service life of friction units, particularly under high-load conditions.

The aim of the work is to increase the wear resistance of tribological elements by forming discretely treated nitrided coatings using laser chemical-thermal treatment and by establishing the influence of their structural-geometrical and technological parameters on the tribological properties of surfaces.

In the introduction, the introduction substantiates the relevance of improving the reliability and durability of machines and mechanisms by enhancing the performance of tribological elements operating under intensive friction and wear conditions. It is shown that a significant proportion of failures in technical systems is associated with wear of working surfaces, which necessitates the improvement of surface strengthening methods. It is determined that a promising direction is the combination of chemical-thermal treatment, in particular nitriding, with discrete surface processing technologies, enabling the formation of coatings with improved tribological properties. The expediency of studying the formation patterns of discretely

strengthened nitrided coatings and their influence on wear resistance is substantiated as an important factor for increasing the service life of machine components.

In the first chapter, a systematic analysis of fundamental and modern theoretical concepts regarding the nature of friction, wear, and the energetic evolution of surface layers in tribosystems is performed. Classical adhesion-deformation models of Bowden–Tabor, the molecular-mechanical theory of Kragelsky, Rabinovich's approaches, the Rebinder effect, Hertz–Johnson contact mechanics, and energetic concepts of Kostetsky and Bershadskiy are considered. It is shown that the key factor governing tribological behavior is the structural-energy state of the surface layer, its ability to adapt, self-organize, and effectively dissipate frictional energy.

Special attention is given to the transition from homogeneous continuous coatings to the concept of controlled formation of gradient, multilayered, and discrete surface structures. It is substantiated that traditional continuous nitriding methods have limited effectiveness under cyclic and fretting conditions due to sharp gradients of properties and residual stresses.

The prospects of discrete and localized surface strengthening methods, in particular combined laser chemical-thermal treatment with nitriding, are demonstrated. It is shown that the formation of discretely nitrided coatings with an optimal combination of hardened and ductile zones, compressive residual stresses, and gradient distribution of physical-mechanical properties reduces contact stress localization and plastic deformation, accelerates running-in processes, stabilizes the friction coefficient, and significantly increases wear resistance and contact fatigue under severe operating conditions.

Based on the analysis, a scientific hypothesis is formulated: the improvement of tribological properties of discretely nitrided coatings modified by laser chemical-thermal treatment is achieved through controlled formation of their structural-energy state, ensuring reduced stress localization, efficient energy dissipation, and intensified self-organization processes in the surface layer.

In the second chapter, a comprehensive experimental methodology for obtaining and investigating discretely nitrided coatings formed by combined laser chemical-thermal treatment was developed and substantiated.

Structural alloy steels 40Kh and 38Kh$_2$MYuA, as well as high-speed tool steel R6M5, were chosen as the research objects. Bearing steel ShKh15 was used as the counterbody in tribological tests. The chemical composition of the materials, the modes of their preliminary heat treatment, and the rationale for selecting samples of different geometries (flat plates and cylindrical rollers) for metallographic, microhardness, and tribological studies are provided.

A two-stage technology for forming discretely nitrided coatings was developed:

– preliminary gas nitriding in dissociated ammonia (500–600 °C, 15–40 hours) to create a continuous diffusion layer;

– subsequent localized laser treatment using a grid-honeycomb pattern with variation of radiation power density (10^5–10^8 W/cm²), discreteness pitch (2–6 mm), and relative area of hardened zones (20–40 %). This approach enables the formation of a surface layer with controlled spatial inhomogeneity of mechanical properties and a favorable field of compressive residual stresses.

Tribological tests were performed on an M-22M friction machine using the “disk–block” scheme under conditions of dry and boundary friction at contact pressures of 100–800 MPa and sliding speeds of 0.2–1.0 m/s. Wear resistance was evaluated by mass and linear wear, while the stability of the friction mode was assessed by the dependence of the friction coefficient on time and friction path.

The following methods were used for the comprehensive assessment of the influence of the discrete structure on operational characteristics:

– metallographic analysis and microhardness measurement through the depth of the layer (PMT-3M device);

– determination of residual stresses by the X-ray diffraction method ($\sin^2\psi$) using a DRON-3M diffractometer;

– analytical evaluation of the stress-strain state using Hertz theory, the effective modulus of elasticity, and the stress concentration factor.

The research was carried out according to a multifactorial experimental design with three independent variables (laser beam power density, discreteness pitch, and relative area of hardened zones). Second-order polynomial regression models were constructed, their statistical analysis was performed (Student's and Fisher's criteria), and the technological parameters were optimized based on the criteria of minimum wear intensity, friction coefficient, and specific energy losses.

The developed methodology ensures the reproducibility of results and allows quantitative evaluation of the contribution of discrete laser activation to the improvement of the tribotechnical properties of surface-modified coatings.

The third chapter is devoted to the experimental investigation of the tribotechnical properties of discretely nitrided coatings obtained by combined laser chemical-thermal treatment (LCTT) on steels 40Kh, 38Kh$_2$MYuA, and R6M5.

The influence of the main technological parameters of laser treatment — radiation power density (10^5–10^8 W/cm²), discreteness pitch (2–6 mm), and relative area of hardened zones (30–50 %) — on wear intensity was established. It is shown that the dependencies are of an extremal nature. The optimal parameter values are: $q \approx (3.5–4.1) \times 10^7$ W/cm², $S \approx 3.7–3.8$ mm, $\varphi = 20–40$ % (depending on the steel grade). In these modes, the wear intensity decreases by 4.8–6.0 times for steels 40Kh and 38Kh$_2$MYuA and by 2.8–4.0 times for steel R6M5 compared to the initial state.

The experimental dependencies were approximated using quadratic models with high coefficients of determination ($R^2 > 0.91$), which allowed quantitative description of the influence of each factor and determination of the optimal treatment modes.

An assessment of the stress-strain state and microhardness of the surface layers was carried out. The formation of a gradient microhardness profile (maximum on the surface 1074–1275 HV) and the predominance of compressive residual stresses in the laser-affected zones were demonstrated. This ensures a reduction in equivalent contact stresses and the density of accumulated elastic strain energy by 40–45 %.

The patterns of running-in and friction stabilization were investigated. It was established that discrete LCTT shortens the running-in duration by 1.5–3.0 times compared to the initial state, stabilizes the friction coefficient at the level of 0.18–0.28,

and reduces wear intensity during the running-in stage by 2–4 times. A semi-empirical mathematical model of the dynamics of the friction coefficient f(t) was proposed, which adequately describes the process (approximation error of 6.8–8.4 %).

A comparative analysis of the effectiveness of discrete LCTT with traditional surface hardening methods (continuous nitriding, ion-plasma nitriding, and laser hardening) was performed. The superiority of the proposed method was shown across a set of indicators: higher wear resistance (by 1.5–2.5 times), lower friction coefficient, faster running-in, and the absence of critical defects (cracks, delamination) after prolonged testing.

In the fourth chapter, a methodology for multi-criteria optimization of the parameters of discrete laser chemical-thermal treatment (LCTT) was developed and implemented. It is based on the integral efficiency criterion F(q, d/s, φ), which takes into account the complex of tribotechnical and physico-mechanical characteristics of the surface layer: microhardness, depth of hardening, level of residual stresses, and wear intensity.

It is shown that the optimal treatment modes for the investigated steels lie in the following range:

– laser radiation power density $q = (4–6) \times 10^7$ W/cm²;

– discreteness parameter d/s = 0.65–0.75;

– zone overlap factor φ = 0.30–0.35.

In this region, the global maximum of the integral criterion F is achieved, providing the best combination of high microhardness, a favorable gradient stress-strain state, and maximum wear resistance.

A technological map of LCTT modes was developed, which delineates five characteristic regions of thermal influence (from insufficient influence to thermal degradation) and allows technologically sound control of the surface layer formation process.

Additionally, the effectiveness of the combined technology for low-carbon steel 20 was investigated. This technology included laser alloying with nitride-forming elements (Cr, Mo, Al), followed by nitriding and discrete laser modification of the

nitrided layer under optimized modes. It was established that such treatment forms a gradient surface layer with a surface microhardness of 1100–1150 $HV_{0.05}$, high dispersion of nitride phases (mainly AlN), and favorable compressive residual stresses.

Tribological tests under dry friction conditions showed that the application of optimized discrete LCTT modes reduces the friction coefficient by 1.5–1.8 times (to 0.28–0.36) and decreases the wear intensity by 5–7 times compared to untreated steel 20.

Scientific novelty of the dissertation is formed on the basis of the established regularities, namely:

For the first time:

– for the combined laser chemical-thermal treatment of steels using a grid-honeycomb scheme, the features of the formation of a discrete-gradient structure of the surface layer depending on the fraction of the hardened area (20–55 %) and the laser exposure parameters have been established. These features are associated with local heating of the pre-nitrided layer, nitrogen redistribution, and phase transformations;

– the regularities of the influence of laser radiation power density, discreteness pitch, and the fraction of the hardened area on the friction coefficient and wear intensity of discretely modified surfaces have been determined, which made it possible to establish rational processing parameters;

– a semi-empirical model of the friction coefficient change during the running-in of discretely hardened surfaces has been developed. The model takes into account the evolution of the structural-phase state of the contact zones and ensures agreement between theoretical calculations and experimental results with an error not exceeding 8.4 %;

– a mechanism for improving the wear resistance of discretely hardened surface layers has been proposed. It is based on the formation of local supporting zones and the redistribution of contact stresses within the surface layer.

Improved:

–the energetic approach to the analysis of wear processes in discretely hardened surface layers by taking into account the localized processes of accumulation and

dissipation of deformation energy, which made it possible to substantiate the extremal nature of the dependencies of wear intensity on the parameters of laser treatment;

– methodological approaches to the experimental study of discretely hardened surface layers, based on the integrated combination of tribological testing, microhardness analysis, and evaluation of the stress-strain state, which allowed establishing the interrelationship between the structural-phase state of the surface layer, hardening parameters, and wear intensity.

Further development has been given to:

– theoretical concepts on the influence of gradient structures and compressive residual stresses on the tribotechnical characteristics of surface layers after combined laser chemical-thermal treatment;

– approaches to multi-criteria optimization of laser chemical-thermal treatment parameters with the aim of increasing wear resistance and stability of the frictional characteristics of surfaces.

Practical significance of the obtained results:

1. The regularities of the influence of discrete laser-nitriding treatment parameters on the stress-strain state and wear resistance of surface layers obtained in this work can be used in the design and optimization of surface hardening of machine parts operating under conditions of intensive friction and variable loads.

2. The proposed regression models make it possible to predict wear intensity depending on laser treatment parameters and can be applied in calculation-analytical methods for assessing the durability of tribo-couplings without performing the full scope of experimental tests.

3. The research results can be used in selecting rational modes of laser and laser-nitriding treatment of steels to enhance their contact and wear fatigue strength in aviation, transport, and machine-building equipment.

4. The principles of forming discretely hardened surface structures substantiated in the work can be utilized in the development of technological processes for localized surface hardening aimed at reducing the concentration of contact stresses and stabilizing running-in processes.

5. The proposed set of methods for evaluating the stress-strain state, microhardness, and tribological characteristics can be used in the educational process and research activities in specialty 131 “Applied Mechanics” for the training of bachelors, masters, and postgraduate students.

6. Individual results of the work have been implemented in scientific-research and design-technological practice during the development of wear-resistant friction surfaces, which confirms their practical value.

Keywords: coating, discrete coatings, nitriding, testing, tribotechnical chracteristics, wear resistance, friction coefficient, wear, microhardness, mathematical model

Список публікацій здобувача

У фахових виданнях категорії Б:

1. Кіндрачук М. В., Стебелецька Н. М., Гловин М. А., Костецький І. В. Закономірності впливу термодинамічного стану на триботехнічні властивості евтектичних покриттів. Проблеми тертя та зношування. 2023. № 1(98). С. 47–54. DOI: 10.18372/0370-2197.1(98).17358.

2. Гуменюк І. А., Харченко В. В., **Гловин М. А.**, Костецький І. В. Вплив термічної обробки на триботехнічні властивості евтектичного електроіскрового покриття. *Проблеми тертя та зношування*. 2023. № 2(99). С. 84–89. DOI: 10.18372/0370-2197.2(99).17629.

3. Кіндрачук М. В., Харченко В. В., Марчук В. Є., Гуменюк І. А., **Гловин М. А.**, Костецький І. В. Комбінований метод поверхневого зміцнення швидкорізальних сталей. *Проблеми тертя та зношування*. 2023. № 3(100). С. 73–78. DOI: 10.18372/0370-2197.3(100).17896.

4. Кіндрачук М. В., Стебелецька Н. М., Харченко В. В., **Гловин М. А.,** Костецький І. В. Закономірності зношування детонаційних покриттів на титановому сплаві ВТ-22. *Проблеми тертя та зношування*. 2024. № 1(102). С. 52–61. DOI: 10.18372/0370-2197.1(102).18417.

5. Кіндрачук М. В., Харченко В. В., Гуменюк І. А., Корнієнко А. О., **Гловин М. А.** Термодинамічний аналіз та прогнозування високотемпературного окиснення композиційних сплавів. *Проблеми тертя та зношування*. 2024. № 2(103). С. 140–145. DOI: 10.18372/0370-2197.2(103).18696.

6. Харченко В. В., Кіндрачук М. В., Савчук П. П., Костецький І. В., **Гловин М. А**. Локальний характер напружено-деформованого стану під час лазерної обробки. *Проблеми тертя та зношування*. 2024. № 3(104). С. 46–53. DOI: 10.18372/0370-2197.3(104).18980.

7. Kindrachuk M. V., Kharchenko V. V., Humeniuk I. A., **Hlovyn M. A.**, Kostetskyi I. V. Analysis of running-in processes in tribological systems. *Проблеми тертя та зношування*. 2025. № 1(106). С. 98–104. DOI: 10.18372/0370-2197.1(106).19837.

У фахових виданнях категорії А:

8. Kindrachuk M. V., Kharchenko V. V., Marchuk V. Ye., Humeniuk I. A., Stebeletska N. M., **Hlovyn M. A.**, Kostetskyi I. V. Regularities of fretting-corrosion wear of coatings formed by gas-thermal spraying methods. *Functional Materials*. 2024. Vol. 31, No.2. P. 192–198. DOI: 10.15407/fm31.02.192 (Scopus, Q4. ISSN: 1027-5495).

Патенти:

9. Спосіб дискретної обробки азотованих сталевих виробів : пат. 158962 Україна : МПК C23C 8/26. / М. В. Кіндрачук, В. В. Харченко, В. Є. Марчук, І. А. Гуменюк, Д. В. Леусенко, **М. А. Гловин**, І. В. Костецький ; власник Національний авіаційний університет. – № u202401066 ; заявл. 28.02.2024 ; опубл. 16.04.2025, Бюл. № 16. URL: https://sis.nipo.gov.ua/uk/search/detail/1851758/ (дата звернення: 28.04.2026)

10. Спосіб отримання зносостійких градієнтних плазмових покриттів : пат. 161050 Україна : МПК C23C 4/00. / М. В. Кіндрачук, В. В. Харченко, В. Є. Марчук, І. А. Гуменюк, М. С. Стечишин, О. В. Диха, **М. А. Гловин**, І. В. Костецький ; власник Держ. некомерц. підпр. «Державний університет «Київський авіаційний інститут». – № u202500666 ; заявл. 14.02.2025 ; опубл. 05.11.2025, Бюл. № 45. URL: https://sis.nipo.gov.ua/uk/search/detail/1884485/ (дата звернення: 28.04.2026).

Опубліковані праці апробаційного характеру:

11. Кіндрачук М. В., **Гловин М. А.**, Костецький І. В., Стебелецька Н. М. Керування триботехнічними властивостями евтектичних покриттів ступенем їхнього неврівноваженого стану. *ABIA-2023* : матеріали XVI Міжнародної науково-технічної конференції, м. Київ, 18–21 квітня 2023 р. / НАУ. Київ, 2023. С. 1.10–1.14. URL: https://conference.nau.edu.ua/index.php/AVIA/AVIA2023/paper/view/9244/7529. (дата звернення: 28.04.2024).

12. **Гловин М. А**., Костецький І. В. Вплив відпалу на триботехнічні властивості евтектичного електроіскрового покриття. *Актуальні задачі сучасних технологій* : матеріали XIII Міжнар. наук.-техн. конф. молодих учених та

студентів, м. Тернопіль, 11–12 груд. 2024 р. / ТНТУ. Тернопіль, 2024. С. 54–55. URL: https://elartu.tntu.edu.ua/bitstream/lib/47939/2/MNPK_2024_Hlovyn_M_A-Influence_of_annealing_on_54-55.pdf. (дата звернення: 28.04.2026).

ЗМІСТ

ВСТУП …… 24
РОЗДІЛ 1. СУЧАСНИЙ СТАН І ТЕОРЕТИЧНІ ПЕРЕДУМОВИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТРИБОТЕХНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОВЕРХНЕВО МОДИФІКОВАНИХ ПОКРИТТІВ ……32
1.1. Фундаментальні теоретичні уявлення про тертя, зношування та енергетичну еволюцію поверхневого шару в трибосистемах ……....32
1.2. Концепції керованого формування структурно-енергетичного стану поверхневого шару в інженерії трибосистем …….48
1.3 Дискретні та локалізовані методи поверхневого зміцнення в умовах контактної взаємодії …….57
1.4. Роль залишкових напружень і градієнтних властивостей поверхневого шару у формуванні триботехнічних характеристик ……62
1.5. Теоретичні передумови та наукові гіпотези формування триботехнічних властивостей дискретно азотованих покриттів, модифікованих лазерною хіміко-термічною обробкою ……69
Висновки до розділу 1 ……..74
РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА ОТРИМАННЯ ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ДИСКРЕТНО АЗОТОВАНИХ ПОКРИТТІВ ……..76
2.1. Матеріали та зразки для досліджень ……76
2.2. Технологія дискретного азотування з лазерною активацією …….82
2.3 Методика трибологічних випробувань і оцінки зношування …….85
2.4 Методологія та аналітичні засади оцінювання напружено-деформованого стану дискретно зміцнених поверхонь ……89
2.5 Визначення мікротвердості ……94
2.6. Планування експерименту та методи обробки результатів ……...96
Висновки до розділу 2 …….100
РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ТРИБОТЕХНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДИСКРЕТНО АЗОТОВАНИХ ПОКРИТТІВ ……...101
3.1. Вплив параметрів лазерної обробки на зносостійкість ……101

3.2. Апроксимація залежностей інтенсивності зношування від щільності лазерного променю q, кроку обробки S і площі обробки φ ……107
3.2.1. Апроксимація залежності I від щільності потужності q ……107
3.2.2. Апроксимація залежності I від кроку обробки S ……108
3.2.3. Апроксимація залежності I від площі обробки φ ……110
3.3 Оцінка напружено-деформованого стану та мікротвердості поверхневих шарів після лазерно-азотувальної обробки ……..111
3.4 Закономірності припрацювання та стабілізації тертя поверхневих шарів після дискретної лазерно-азотувальної обробки ……118
3.5 Порівняльна характеристика трибологічних властивостей поверхневих шарів після дискретної лазерно-азотувальної обробки з традиційними методами поверхневого зміцнення ……124
Висновки до розділу 3 ……127
РОЗДІЛ 4. ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ФОРМУВАННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДИСКРЕТНО МОДИФІКОВАНИХ АЗОТОВАНИХ ПОКРИТТІВ ……129
4.1 Теоретичне обґрунтування багатокритеріальної оптимізації параметрів ЛХТО за інтегральним критерієм зносостійкості ……129
4.2 Результати багатокритеріальної оптимізації та визначення оптимальних режимів лазерно-хіміко-термічної обробки досліджуваних сталей ……...132
4.3 Технологічна карта оптимальних режимів ……137
4.4 Підвищення зносостійкості сталі 20 комбінованою лазерно-хіміко-термічною обробкою з дискретною модифікацією азотованого шару при оптимізованих режимах ……...140
Висновки до розділу 4 ……154
ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ВИСНОВКИ ……156
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ ……...159
ДОДАТКИ ……...173

ВСТУП

Актуальність теми

Актуальність теми зумовлена необхідністю підвищення зносостійкості та ресурсу вузлів тертя сучасних машин і механізмів, що працюють в умовах високих механічних, термічних і корозійних навантажень.

Надійність технічних систем значною мірою визначається триботехнічними характеристиками контактуючих поверхонь. Передчасний знос деталей тертя призводить до зниження працездатності обладнання, підвищення витрат на ремонт і обслуговування, а також зменшення експлуатаційної безпеки, зокрема в авіаційній, транспортній та енергетичній галузях.

Традиційні методи поверхневого зміцнення, зокрема суцільне газове азотування, не завжди забезпечують необхідний рівень триботехнічних властивостей через формування крихких нітридних шарів, наявність значних залишкових напружень та обмежену здатність до адаптації контактних умов.

Перспективним напрямом є формування дискретно-градієнтних поверхневих структур, які забезпечують поєднання високої твердості зміцнених зон із пластичністю матриці, оптимізацію розподілу контактних напружень та покращення умов мастилозабезпечення. Реалізація таких структур можлива шляхом поєднання процесів азотування з локальною лазерною хіміко-термічною обробкою.

Водночас залишаються недостатньо дослідженими закономірності формування дискретно-азотованих поверхневих шарів та вплив їх геометричних і технологічних параметрів на мікроструктуру, напружено-деформований стан і триботехнічні характеристики. Відсутні системні дослідження, що поєднують структурний аналіз, математичне моделювання та експериментальну оптимізацію таких поверхневих систем.

У зв’язку з цим тема дисертаційної роботи є актуальною та спрямована на розв’язання важливої науково-технічної задачі — встановлення закономірностей формування та триботехнічної поведінки дискретно зміцнених азотованих

поверхневих шарів, отриманих комбінованою лазерною та хіміко-термічною обробкою.

Зв'язок роботи з науковими програмами

Дисертаційна робота виконана в межах наукових досліджень кафедри прикладної механіки та інженерії матеріалів Національного університету «Київський Авіаційний Інститут» і виконана як складова частина досліджень за бюджетною темою: «446–ДБ23 Розроблення інноваційних технологій поверхневого зміцнення та відновлення деталей авіаційної техніки та техніки спеціального призначення», присвячених проблемам трибології, інженерії поверхні та комбінованих методів поверхневого зміцнення деталей машин. Робота відповідає науковим напрямам Національного університету «Київський авіаційний інститут» у галузі підвищення зносостійкості та довговічності конструкційних матеріалів і елементів авіаційної техніки.

Мета і завдання дослідження

Метою дисертаційної роботи є підвищення зносостійкості елементів трибосистем шляхом формування дискретно азотованих поверхневих шарів методом лазерної хіміко-термічної обробки та встановлення впливу їх структурно-геометричних і технологічних параметрів на триботехнічні властивості поверхонь.

Для досягнення поставленої мети вирішено такі завдання:

– проаналізувати сучасний стан проблеми підвищення зносостійкості елементів трибосистем та обґрунтувати перспективність застосування дискретного лазерного азотування;

– дослідити закономірності формування азотованих шарів та передумови створення дискретних зміцнених структур;

– розробити технологічні засади формування дискретних зон зміцнення та визначити їх геометричні параметри;

– обґрунтувати комплекс експериментальних методик для дослідження структури, фізико-механічних і триботехнічних властивостей дискретно азотованих поверхневих шарів;

– дослідити вплив параметрів лазерної обробки на мікроструктуру, мікротвердість та товщину зміцнених зон;

– встановити закономірності впливу геометричних параметрів дискретної структури на коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування елементів трибосистем;

– розробити та верифікувати напівемпіричну модель зміни коефіцієнта тертя під час припрацювання дискретно азотованих поверхонь;

– встановити фізичні механізми підвищення зносостійкості дискретно азотованих поверхневих шарів.

– розробити науково обґрунтовані рекомендації щодо вибору оптимальних параметрів формування дискретно азотованих поверхневих шарів для підвищення зносостійкості деталей машин.

Об’єкт і предмет дослідження

Об’єкт дослідження – трибологічні процеси в системах тертя з дискретно азотованими поверхневими шарами

Предмет дослідження – закономірності формування структури та зміни фізико-механічних і триботехнічних властивостей дискретно азотованих поверхневих шарів

Методи та методика досліджень

Для досягнення поставленої мети та вирішення задач дисертаційної роботи використано комплекс теоретичних, експериментальних та аналітичних методів дослідження.

Теоретичні дослідження виконано з використанням основ трибології, механіки контактної взаємодії, теорії тертя та зношування, а також фізики поверхневих явищ. Для аналізу напружено-деформованого стану контактуючих поверхонь застосовано методи математичного моделювання та аналітичні залежності теорії контактної механіки. Моделювання проводилось у програмному середовищі *Python* із використанням бібліотек *NumPy* та *Matplotlib*.

Експериментальні дослідження проводилися з метою визначення впливу режимів азотування та параметрів дискретної обробки на структуру і властивості

поверхневого шару матеріалу. Формування дискретно оброблених поверхонь здійснювалося з використанням процесу азотування у контрольованому середовищі з подальшим проведенням локальної поверхневої обробки.

Дослідження мікроструктури та морфології поверхні виконувалися за допомогою металографічного аналізу із застосуванням оптичної та растрової мікроскопії. Фазовий склад та структурні особливості поверхневих шарів визначалися за допомогою методів структурного аналізу.

Визначення мікротвердості поверхневого шару здійснювалося методом Віккерса з побудовою профілів по глибині поверхневого шару.

Трибологічні випробування проводили на машині тертя М-22М за схемою «диск – колодка» з визначенням інтенсивності зношування і коефіцієнта тертя. Зношування оцінювали за масовими та лінійними показниками з урахуванням енергетичних критеріїв зношування.

Застосований комплекс методів дослідження забезпечив достовірність отриманих результатів та дозволив обґрунтувати ефективність використання дискретно оброблених азотованих покриттів для підвищення зносостійкості елементів трибоспряження.

Наукова новизна одержаних результатів

уперше:

– для комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки сталей за сітчасто-стільниковою схемою встановлено особливості формування дискретно-градієнтної структури поверхневого шару залежно від частки зміцненої площі (20–55 %) та параметрів лазерного впливу, що пов’язано з локальним нагріванням попередньо азотованого шару, перерозподілом азоту та фазовими перетвореннями;

– встановлено закономірності впливу густини потужності лазерного випромінювання, кроку дискретності та частки зміцненої площі на коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування дискретно модифікованих поверхонь, що дало змогу визначити раціональні параметри обробки;

– розроблено напівемпіричну модель зміни коефіцієнта тертя під час припрацювання дискретно зміцнених поверхонь, яка враховує еволюцію структурно-фазового стану контактних зон та забезпечує узгодження розрахункових і експериментальних результатів із похибкою, що не перевищує 8,4 %;

– запропоновано механізм підвищення зносостійкості дискретно зміцнених поверхневих шарів, який ґрунтується на формуванні локальних опорних зон і перерозподілі контактних напружень у поверхневому шарі.

удосконалено:

– енергетичний підхід до аналізу процесів зношування дискретно зміцнених поверхневих шарів шляхом урахування локалізованих процесів накопичення та дисипації енергії деформації, що дозволило обґрунтувати екстремальний характер залежностей інтенсивності зношування від параметрів лазерної обробки;

– методичні підходи до експериментального дослідження дискретно зміцнених поверхневих шарів, які базуються на комплексному поєднанні трибологічних випробувань, аналізу мікротвердості та оцінювання напружено-деформованого стану, що дало змогу встановити взаємозв’язок між структурно-фазовим станом поверхневого шару, параметрами зміцнення та інтенсивністю зношування.

набули подальшого розвитку:

– теоретичні уявлення про вплив градієнтних структур і залишкових напружень стиску на триботехнічні характеристики поверхневих шарів після комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки;

– підходи до багатокритеріальної оптимізації параметрів лазерно-хіміко-термічної обробки з метою підвищення зносостійкості та стабільності фрикційних характеристик поверхонь.

Практичне значення отриманих результатів

1. Одержані в роботі закономірності впливу параметрів дискретної лазерно-азотувальної обробки на напружено-деформований стан і зносостійкість

поверхневих шарів можуть бути використані при проєктуванні та оптимізації поверхневого зміцнення деталей машин, що працюють в умовах інтенсивного тертя та змінних навантажень.

2. Запропоновані регресійні моделі дозволяють прогнозувати інтенсивність зношування залежно від параметрів лазерної обробки та можуть застосовуватись у розрахунково-аналітичних методиках оцінювання довговічності трибосполучень без проведення повного обсягу експериментальних випробувань.

3. Результати дослідження можуть бути використані при виборі раціональних режимів лазерної та лазерно-азотувальної обробки сталей для підвищення їх контактної та зносної витривалості в авіаційній, транспортній і машинобудівній техніці.

4. Обґрунтовані в роботі принципи формування дискретно зміцнених поверхневих структур можуть бути використані під час розроблення технологічних процесів локалізованого поверхневого зміцнення, спрямованих на зниження концентрації контактних напружень і стабілізацію процесів припрацювання.

5. Запропонований комплекс методик оцінювання напружено-деформованого стану, мікротвердості та трибологічних характеристик може бути використаний у навчальному процесі та науково-дослідній роботі за спеціальністю 131 «Прикладна механіка» при підготовці бакалаврів, магістрів і аспірантів.

6. Окремі результати роботи впроваджені в науково-дослідну та конструкторсько-технологічну практику під час розроблення зносостійких поверхонь деталей тертя, що підтверджує їх прикладну цінність.

Особистий внесок здобувача

Здобувачем самостійно виконано аналіз сучасного стану проблеми тертя та зношування, обґрунтовано напрям досліджень, сформульовано мету та задачі роботи, розроблено підхід до підвищення зносостійкості шляхом формування

дискретно модифікованих азотованих покриттів із застосуванням комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки.

Автором особисто проведено експериментальні дослідження, виконано обробку та аналіз отриманих результатів, встановлено закономірності впливу технологічних параметрів на структуру, напружено-деформований стан і трибологічні характеристики матеріалів, розроблено математичні моделі та визначено оптимальні режими обробки. Сформульовано основні наукові положення, висновки та практичні рекомендації.

У наукових працях, опублікованих у співавторстві, здобувачу належить:

— у роботі [1] —експериментальні дослідження, аналіз впливу термодинамічного стану на триботехнічні властивості та узагальнення результатів;

— у роботі [2] — експериментальні дослідження впливу термічної обробки на триботехнічні характеристики покриттів, обробка та інтерпретація результатів;

— у роботі [3] — участь у розробленні комбінованого методу зміцнення та експериментальне дослідження його ефективності;

— у роботі [4] — аналіз закономірностей зношування покриттів та узагальнення експериментальних результатів;

— у роботі [5] — проведення термодинамічного аналізу та участь у розрахунках процесів окиснення;

— у роботі [6] — проведення експериментальних досліджень параметрів лазерної обробки та обробка отриманих даних;

— у роботі [7] — аналіз процесів припрацювання трибологічних систем та інтерпретація експериментальних даних;

— у роботі [8] (видання категорії А) — дослідження механізмів зношування покриттів та узагальнення результатів для міжнародної публікації.

— [9] — участь у розробленні способу дискретної обробки азотованих сталевих виробів та його експериментальному обґрунтуванні;

— [10] — участь у створенні способу отримання зносостійких градієнтних покриттів та формуванні технічного рішення.

Апробація результатів дисертаційної роботи

Основні результати дисертаційної роботи доповідалися на науково-технічних конференціях: XVI міжнародній науково-практичній конференції «АВІА‑2023» (м. Київ, 18–20 квітня 2023 р.), XIII міжнародній науково-технічній конференції «Актуальні задачі сучасних технологій» (м. Тернопіль, 11-12 грудня 2024 р.). Дисертаційна робота в повному обсязі доповідалася на засіданні науково-технічного семінару зі спеціальності 05.02.04 – тертя та зношування в машинах 12 травня 2026 р., протокол № 8.

Публікації

Основні положення та результати дисертаційного дослідження викладено в 6,5 наукових публікаціях, серед них 4,5 публікації у наукових фахових виданнях України, 1 із них у виданні, проіндексованому в базі даних Scopus/Web of Science, 2 публікації у збірниках матеріалів конференцій.

Структура і обсяг дисертації. Дисертація містить анотації українською та англійською мовами, вступ, чотири розділи, висновки, список використаних джерел та додатки. Список використаних джерел налічує 131 найменування. Обсяг основної частини дисертації становить 134 сторінки, загальний обсяг дисертації складає 181 сторінку. Загалом у роботі міститься 25 таблиць, 42 рисунки та 3 додатки.

РОЗДІЛ 1. СУЧАСНИЙ СТАН І ТЕОРЕТИЧНІ ПЕРЕДУМОВИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТРИБОТЕХНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОВЕРХНЕВО МОДИФІКОВАНИХ ПОКРИТТІВ

1.1. Фундаментальні теоретичні уявлення про тертя, зношування та енергетичну еволюцію поверхневого шару в трибосистемах

Сучасна трибологія є однією з ключових галузей прикладної механіки, що визначає надійність і довговічність машин, механізмів та елементів конструкцій, які працюють в умовах контактної взаємодії. У процесі експлуатації більшості деталей машин саме поверхневі шари зазнають максимальних механічних, теплових та хімічних навантажень, унаслідок чого процеси тертя і зношування стають визначальними чинниками втрати працездатності [1–4]. Це обумовлює сталий інтерес науковців до дослідження закономірностей контактної взаємодії та розроблення ефективних методів поверхневого зміцнення.

Фундаментальні уявлення про природу тертя були закладені у класичних працях Ф. Боудена і Д. Табора. Вони вперше науково обґрунтували мікроскопічну природу тертя. Автори показали, що реальний контакт між твердими тілами здійснюється не по всій номінальній площі, а через сукупність окремих мікроконтактів, утворених вершинами шорсткостей. Саме в цих локалізованих зонах концентруються контактні напруження, пластичні деформації та тепловиділення, які визначають величину сили тертя та інтенсивність зношування.

Принципово важливим результатом цих досліджень стало встановлення того, що реальна площа контакту пропорційна прикладеному навантаженню та обернено пропорційна твердості матеріалу. Це дозволило пояснити майже лінійну залежність сили тертя від нормального навантаження не як емпіричний закон, а як наслідок пластичної деформації мікроконтактів. Таким чином, тертя було вперше пов’язане з механічними властивостями поверхневого шару матеріалу.

Боуден і Табор сформулювали концепцію адгезійної природи тертя, відповідно до якої в зонах реального контакту між атомами поверхневих шарів виникають адгезійні зв’язки, близькі за своєю природою до міжатомних. Для реалізації відносного ковзання необхідно зруйнувати або зсунути ці зв’язки, що й зумовлює виникнення сили тертя. У межах цього підходу тертя розглядається як сукупність процесів утворення, деформації та руйнування мікрозварених ділянок у поверхневому шарі.

Важливим доповненням до адгезійної моделі стало виділення деформаційної складової тертя, пов’язаної з витратами енергії на пластичне деформування та руйнування мікронерівностей. Співвідношення між адгезійною та деформаційною складовими визначається механічними властивостями матеріалу, його структурним станом і умовами навантаження. Це положення безпосередньо пов’язує характер тертя з мікроструктурою поверхневого шару.

Суттєвий внесок Боудена і Табора полягає також у введенні поняття локальних температурних спалахів у мікроконтактах. Було показано, що внаслідок локалізації деформації й тертя температура в окремих зонах контакту може значно перевищувати середню температуру поверхні. Такі температурні піки здатні активізувати дифузійні процеси, фазові перетворення, окиснення та термічне розм’якшення матеріалу, що істотно впливає на механізми зношування.

У межах цієї концепції зношування розглядається як результат руйнування або переносу матеріалу з адгезійних мікроконтактів, коли напруження зсуву або термічні впливи перевищують міцність поверхневого шару. Такий підхід заклав основу для подальшого розвитку енергетичних і термодинамічних моделей зношування, які нині широко застосовуються для аналізу трибосистем.

Принципово важливим є висновок про те, що коефіцієнт тертя не є сталою величиною, а визначається станом поверхні, її структурою, температурою, середовищем і історією навантаження. Це положення стало методологічною основою сучасної інженерії поверхні, у межах якої керування тертям і зношуванням здійснюється шляхом цілеспрямованої модифікації поверхневого шару [1].

Значний внесок у розвиток теорії тертя та зношування зробив І.В. Крагельський, який розробив молекулярно-механічну теорію зовнішнього тертя [5]. Ця теорія поєднує молекулярну (адгезійну) та механічну (деформаційну) складові тертя, враховуючи дискретність реального контакту на мікронерівностях. Крагельський показав, що сила тертя є сумою адгезійної складової (від зсуву молекулярних зв’язків) та деформаційної (від пластичного переміщення мікровиступів). Він також розробив втомну теорію зношування, згідно з якою зношування є результатом накопичення мікропошкоджень у поверхневому шарі під дією циклічних навантажень, що призводить до відокремлення частинок матеріалу. Ці положення дозволили кількісно оцінювати коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування залежно від шорсткості, твердості та умов контакту, створивши основу для розрахунків на тертя та знос у машинобудуванні.

Подальший розвиток цих уявлень здійснив Е. Рабінович, який розглядав зношування як процес руйнування поверхневого шару, тісно пов’язаний з конкретним механізмом контактної взаємодії. На відміну від суто адгезійної інтерпретації, він показав, що інтенсивність зношування визначається не лише силою адгезійних зв’язків, а насамперед співвідношенням між міцністю мікроконтактів і опором руйнуванню поверхневого шару матеріалу.

У межах адгезійного механізму Рабінович встановив, що матеріальний перенос і утворення частинок зносу відбуваються лише тоді, коли напруження зсуву в мікроконтактах перевищують міцність поверхневого шару. Якщо ж поверхневий шар має підвищену твердість або зміцнену структуру, можливе ковзання без інтенсивного руйнування. Цей висновок безпосередньо пов’язує інтенсивність зношування з властивостями поверхні, а не з коефіцієнтом тертя як таким.

Розглядаючи абразивне зношування, Рабінович показав, що його характер визначається співвідношенням твердостей контактуючих тіл, геометрією абразивних частинок і умовами навантаження. Він підкреслив, що підвищення твердості матеріалу може як зменшувати, так і збільшувати інтенсивність

зношування залежно від переходу до крихких механізмів руйнування поверхневого шару.

Особливу увагу приділив втомному зношуванню, яке розглядав як результат циклічного накопичення пошкоджень у поверхневому шарі під дією повторних контактних навантажень. У цьому контексті поверхневий шар розглядається як самостійний конструктивний елемент, напружено-деформований стан якого визначає довговічність трибосистеми. Ці положення логічно доповнюють уявлення Боудена і Табора про локалізацію напружень у мікроконтактах.

Важливим спільним результатом концепцій Боудена–Табора і Рабіновича є висновок про те, що характер тертя і зношування не є сталим, а змінюється залежно від умов навантаження, температури, швидкості ковзання та стану поверхневого шару. Зі зміною цих умов можливий перехід від одного механізму руйнування до іншого, що має принципове значення для прогнозування довговічності вузлів тертя [2].

Важливе місце в розвитку трибології посідає ефект Ребіндера (адсорбційне зниження міцності), відкритий П.А. Ребіндером [6]. Цей ефект пояснює вплив навколишнього середовища на механічні властивості твердих тіл. Він полягає в адсорбційному зниженні міцності та твердості поверхневого шару матеріалу під дією поверхнево-активних речовин (ПАР), які зменшують вільну поверхневу енергію на межах розділу фаз. Для прояву ефекту необхідна одночасна дія двох факторів: механічного напруження (деформації) та контакту з адсорбційно-активним середовищем (рідиною, розплавом чи газом).

Механізм ефекту пов’язаний із тим, що адсорбовані молекули ПАР проникають у вершини мікротріщин і дефектів кристалічної ґратки, знижуючи енергетичний бар’єр для їхнього розкриття та розповсюдження. Це полегшує пластичну деформацію, сприяє розклинюванню тріщин і запобігає їхньому «загоєнню». У результаті поверхневий шар стає менш міцним, більш пластичним або, навпаки, крихким (залежно від природи матеріалу та ПАР).

У трибології ефект Ребіндера відіграє особливо важливу роль у граничному та змішаному режимах мащення, коли мастильний матеріал безпосередньо контактує з поверхнею під навантаженням. Позитивний трибологічний прояв ефекту полягає в тому, що ПАР, які містяться в мастилах як присадки, адсорбуються на мікронерівностях поверхні та полегшують мікропластичну деформацію цих нерівностей. Це сприяє швидкому та ефективному припрацюванню поверхонь тертя на початковій стадії експлуатації, згладжуванню шорсткостей, зниженню коефіцієнта тертя та зменшенню інтенсивності зношування.

Ефект Ребіндера пояснює механізм дії багатьох протизношувальних і протизадирних присадок у мастилах: вони контролюють процес руйнування поверхневого шару, переводячи його в м’який, контрольований режим, що запобігає грубому адгезійному схоплюванню та задиранню. Водночас ефект сприяє формуванню тонких захисних трибоплівок (хемосорбованих або хімічно модифікованих шарів), які стабілізують режим тертя та забезпечують перехід трибосистеми до квазістаціонарного стану з мінімальною дисипацією енергії [7].

Ефект також знаходить практичне застосування в мастильно-охолоджувальних рідинах під час обробки металів різанням, де ПАР знижують сили різання, зменшують знос інструменту та покращують якість обробленої поверхні.

Проте ефект Ребіндера має й негативну сторону: надмірна адсорбційна активність середовища може призвести до надмірного зниження міцності поверхневого шару, прискореного зношування або навіть корозійно-механічного руйнування. Тому в сучасній трибології ключовим завданням є оптимальний підбір складу мастил і присадок, щоб ефект проявлявся в контрольованому, корисному режимі.

Фізичні концепції Боудена–Табора і Рабіновича органічно доповнюються контактними теоріями, що дозволяють кількісно описати напружено-деформований стан у зоні контакту. Основою цих теорій є класичні положення Герца, згідно з якими контакт двох пружно-деформівних тіл призводить до

утворення скінченної контактної плями з нерівномірним розподілом тиску. Аналітичні рішення Герца дозволяють визначати розміри контактної зони, максимальний контактний тиск і характер розподілу напружень як функцію навантаження та пружних властивостей матеріалів.

Узагальнення і систематизація герцівської теорії були виконані К. Джонсоном [8], який показав, що максимальні еквівалентні напруження виникають не на поверхні, а в підповерхневому шарі. Це положення має принципове значення для трибології, оскільки саме підповерхнева локалізація напружень пояснює механізми контактної втоми, пітингу та викришування, що спостерігаються в багатьох трибосистемах. Таким чином, контактна механіка забезпечує механічне обґрунтування висновків Рабіновича щодо ролі втомного руйнування поверхневого шару.

Подальший розвиток контактних теорій пов’язаний з урахуванням дотичних навантажень і тертя. Рішення Міндліна–Джонсона показали, що за наявності тангенціальних сил у контактній зоні виникають складні поля дотичних напружень, які істотно змінюють характер деформації поверхневого шару. Це дозволило пояснити явища фретинг-зношування і фретинг-втоми, де домінує локалізований циклічний зсув у мікроконтактах.

Важливим етапом розвитку контактної механіки стало врахування пластичної деформації. Джонсон показав, що зі зростанням контактного тиску можливий перехід від пружного до пружно-пластичного і повністю пластичного контакту. У цьому випадку реальна площа контакту зростає швидше, ніж це передбачає класична теорія Герца, що безпосередньо узгоджується з уявленнями Боудена і Табора про визначальну роль твердості матеріалу поверхневого шару.

Для реальних інженерних поверхонь принципово важливим є положення про те, що контакт шорстких поверхонь можна розглядати як сукупність окремих герцівських мікроконтактів. Саме це створює теоретичний міст між механікою контакту і фізикою тертя та зношування. У такій інтерпретації властивості поверхневого шару, його структурна неоднорідність і локальні зміни механічних

характеристик безпосередньо впливають на напружено-деформований стан і механізми руйнування [8].

Разом з тим розвиток сучасного машинобудування та застосування поверхнево зміцнених матеріалів показали обмеженість класичних моделей, оскільки вони не враховують залишкових напружень, які неминуче виникають у поверхневому шарі після термічної, хіміко-термічної або лазерної обробки. Як показано у сучасних дослідженнях [9], залишкові стискальні або розтягувальні напруження можуть істотно змінювати ефективний напружено-деформований стан у контактній зоні, впливаючи на зародження та розвиток мікротріщин, процеси контактної втоми і характер зношування.

Також суттєвим недоліком класичних контактних теорій є їх обмежена здатність описувати градієнтні поверхневі шари, у яких твердість, міцність і пластичність змінюються по глибині. У таких випадках максимальні напруження можуть зміщуватися від поверхні як у напрямку основного матеріалу, так і до зони зміцненого шару, що істотно впливає на механізми руйнування. Як показано у роботі [9], саме неврахування градієнта властивостей є однією з причин розбіжності між теоретичними оцінками за герцівськими моделями та експериментальними результатами для деталей із покриттями та модифікованими шарами, отриманими комбінованими методами.

Подальший розвиток уявлень про природу тертя і зношування пов’язаний із формуванням енергетичних підходів, відповідно до яких трибологічні процеси розглядаються як результат накопичення, перетворення та дисипації механічної енергії у поверхневому шарі контактуючих тіл. На відміну від класичних контактних і силових моделей, енергетичний підхід дозволяє розглядати поверхневий шар як відкриту термодинамічну систему, стан якої еволюціонує під дією зовнішнього навантаження [10, 11].

У межах енергетичної концепції тертя механічна робота зовнішніх сил у зоні контакту перетворюється на різні форми внутрішньої енергії: енергію пружної і пластичної деформації, теплову енергію, енергію дефектів кристалічної ґратки та енергію поверхонь руйнування. Саме баланс між

процесами накопичення і дисипації цієї енергії визначає стабільність поверхневого шару і характер зношування.

У роботі [10] показано, що напружено-деформований стан у зоні контакту доцільно розглядати не лише з позицій максимальних напружень, а й через інтегральні енергетичні параметри, які характеризують здатність матеріалу поверхневого шару акумулювати механічну енергію без руйнування. При досягненні критичного рівня накопиченої енергії відбувається її різка релаксація у вигляді утворення частинок зносу, мікротріщин або локального руйнування структури.

Особливої ваги енергетичний підхід набуває при аналізі процесів припрацювання. Як показано у [11], на початкових стадіях тертя значна частина механічної енергії витрачається на перебудову поверхневого шару, згладжування мікронерівностей, релаксацію залишкових напружень і формування вторинних структур. У цьому режимі поверхня виступає як енергоємна система, здатна адаптуватися до умов навантаження. Стабілізація трибосистеми відповідає встановленню квазістаціонарного балансу між підведеною і дисипованою енергією.

Значний внесок у розвиток енергетичних і термодинамічних підходів до трибології зробив Б.І. Костецький, який розробив структурно-енергетичну теорію тертя та зношування[12, 13]. Він відкрив явища структурної адаптації матеріалів при терті та окислювального зношування як нормального процесу в присутності кисню, коли утворюються захисні вторинні структури (оксидні плівки). Костецький класифікував види зношування на допустимі (механохімічне, окисне) та патологічні (схоплювання, заїдання, абразивне з мікростружкою), підкресливши роль самоорганізації в стабілізації режиму тертя. Ця теорія пояснює припрацювання як процес еволюції поверхневого шару до енергетично вигідного стану з мінімальною дисипацією енергії.

У цьому контексті сучасні дослідження показують, що зносостійкість покриттів визначається не лише їх мікротвердістю, а комплексом властивостей,

які забезпечують ефективне розсіювання енергії тертя без розвитку критичних пошкоджень [14 –16].

У роботі [14] показано, що підвищення мікротвердості покриття саме по собі не гарантує зростання зносостійкості. Надмірно тверді та жорсткі поверхневі шари можуть обмежувати можливості пластичної релаксації напружень у зоні контакту, що призводить до локалізації енергії тертя та ініціювання мікротріщин. У таких випадках зношування набуває крихкого або втомного характеру, навіть за відносно невеликих контактних навантажень.

Дослідження [15] демонструє, що термічна та комбінована обробка покриттів може суттєво змінювати їх триботехнічні властивості за рахунок оптимізації енергетичного балансу поверхневого шару. Зокрема, формування структур із поєднанням твердих і більш пластичних фаз сприяє перерозподілу контактних напружень і підвищує здатність матеріалу до поглинання та розсіювання механічної енергії. У таких системах частина енергії витрачається на мікропластичну деформацію та структурну перебудову, що зменшує інтенсивність руйнування.

У роботі [16] показано, що найбільш ефективними з точки зору зносостійкості є покриття, у яких забезпечується оптимальне співвідношення твердості, в’язкості та структурної неоднорідності. Комбіновані методи поверхневого зміцнення дозволяють формувати поверхневі шари, здатні адаптуватися до умов тертя шляхом керованої дисипації енергії. При цьому тверді фази забезпечують опір абразивному зношуванню, а більш пластичні складові — зниження концентрації напружень і запобігання розвитку тріщин.

У межах енергетичних підходів до аналізу тертя і зношування особливого значення набуває уявлення про процеси припрацювання як стадію самоорганізації трибосистеми, упродовж якої поверхневий шар еволюціонує до стану з мінімальною швидкістю дисипації механічної енергії за заданих умов навантаження. Цю концепцію розвинув Л.І. Бершадський, який розглядав трибосистеми як відкритих нелінійних систем, де тертя стимулює самоорганізацію вторинних структур (захисних плівок, модифікованих шарів),

що забезпечують стабільність і надійність. Самоорганізація проявляється в переході від хаотичного руйнування до квазістаціонарного режиму з мінімальним зношуванням, де енергія тертя розсіюється без критичної локалізації. У цьому контексті зношування розглядається не лише як деструктивний процес, а як необхідний елемент структурної перебудови поверхні, що супроводжується формуванням вторинних трибоструктур, здатних стабілізувати режим роботи [17].

Зазначені положення знаходять експериментальне підтвердження у роботі [4], присвяченій методиці визначення індикаторів зносостійкості полімерних зміцнених поліамідних композитів для гібридних підшипників ковзання. Автори показують, що на початковій стадії тертя спостерігається підвищена інтенсивність зношування, однак у подальшому формується стабілізований поверхневий шар, властивості якого істотно відрізняються від вихідного матеріалу. У результаті встановлюється квазістаціонарний режим тертя з відносно низькою швидкістю зношування та стабільними триботехнічними характеристиками.

З позицій теорії самоорганізації ці результати свідчать про формування вторинних структур, які виникають унаслідок перерозподілу енергії тертя, локального теплового впливу та пластичної деформації поверхневого шару. Такі структури виконують захисну функцію, зменшуючи концентрацію напружень у зоні контакту та обмежуючи розвиток мікроруйнувань. Отже, зносостійкість у цьому випадку визначається не лише початковими фізико-механічними властивостями матеріалу, а й його здатністю до адаптації та еволюції в умовах тертя.

Подібні закономірності простежуються і в роботі [15], де досліджено вплив термічної обробки на триботехнічні властивості евтектичного електроіскрового покриття. Показано, що термічна обробка сприяє формуванню більш однорідного та енергетично стабільного поверхневого шару, що істотно змінює характер припрацювання і знижує інтенсивність зношування. Зокрема,

відзначається більш плавний перехід до стаціонарного режиму тертя та зменшення коливань коефіцієнта тертя.

З точки зору самоорганізації це пов’язано з тим, що оптимізований структурний стан покриття полегшує кероване формування вторинних трибоструктур, які ефективно розсіюють механічну енергію і запобігають її локалізації в окремих ділянках поверхневого шару.

Таким чином, енергетичні підходи до аналізу тертя і зношування дозволяють розглядати поверхневий шар як відкриту термодинамічну систему, у якій відбуваються процеси накопичення, перетворення та дисипації механічної енергії. У цьому контексті стабілізація режиму тертя досягається не шляхом усунення зношування, а завдяки формуванню самоорганізованих вторинних структур, що було показано у роботах [4, 15]. Ключовим етапом реалізації цих процесів є припрацювання поверхонь тертя.

Процес припрацювання розглядається як критична стадія функціонування трибосистеми, упродовж якої відбувається інтенсивна структурно-енергетична перебудова поверхневого шару, що визначає подальші триботехнічні властивості системи. На цій стадії реалізується перехід від нестійкого режиму контакту з високою локалізацією енергії до квазістаціонарного режиму тертя з більш рівномірним розподілом навантаження і зниженою швидкістю зношування.

У роботі [18], присвяченій дослідженню закономірностей зношування детонаційних покриттів на титановому сплаві ВТ-22, показано, що саме стадія припрацювання визначає механізм подальшого зношування покриття. Автори встановили, що на початковому етапі тертя відбувається інтенсивна локальна пластична деформація найбільш навантажених мікроділянок поверхні, яка супроводжується підвищеним тепловиділенням та частковим руйнуванням нестійких структурних елементів. У результаті формується модифікований поверхневий шар, який забезпечує стабілізацію коефіцієнта тертя та зниження інтенсивності зношування на наступних етапах роботи.

Отримані в [18] результати добре узгоджуються з уявленнями про припрацювання як процес самоорганізації, у межах якого поверхневий шар

адаптується до умов навантаження шляхом формування вторинних трибоструктур. Ефективне проходження цієї стадії забезпечує зменшення концентрації контактних напружень і перехід системи до енергетично більш вигідного стану. Натомість порушення процесів припрацювання може призводити до закладання передумов для інтенсивного зношування або передчасного руйнування покриття.

Термодинамічний аспект припрацювання поглиблено розкрито у роботі [19], де показано, що триботехнічна поведінка матеріалів тісно пов’язана з їх термодинамічним станом і схильністю до високотемпературного окиснення. Автори [19] підкреслюють, що в процесі припрацювання відбувається зниження надлишкової вільної енергії поверхні за рахунок структурної перебудови, фазових перетворень та утворення вторинних оксидних або змішаних трибошарів.

З позицій термодинаміки припрацювання може розглядатися як процес переходу поверхневого шару у більш стабільний стан, у якому забезпечується баланс між підведеною механічною енергією та її дисипацією. Саме цей стан визначає подальшу зносостійкість і довговічність трибосистеми.

Таким чином, результати робіт [18, 19] свідчать, що припрацювання є ключовим етапом самоорганізації трибосистеми, упродовж якого поверхневий шар переходить у більш стабільний структурно-енергетичний стан. Успішне завершення цієї стадії забезпечує формування вторинних трибоструктур, здатних ефективно розсіювати механічну енергію та обмежувати розвиток руйнівних процесів. Водночас існує низка умов тертя, за яких стабілізація режиму роботи не відбувається або має обмежений характер, що призводить до розвитку специфічних форм зношування, зокрема фретинг-зносу.

Фретинг-знос виникає в умовах малих відносних переміщень контактуючих поверхонь за дії змінних або вібраційних навантажень і є прикладом режиму тертя, у якому процеси припрацювання не приводять до формування стійкого квазістаціонарного стану. Навпаки, поверхневий шар перебуває у стані постійної локальної перебудови, що супроводжується

інтенсивною локалізацією пластичних деформацій і накопиченням втомних пошкоджень.

У роботі [20] показано, що локалізований характер напружено-деформованого стану, зокрема за умов лазерної обробки, призводить до формування зон з підвищеними градієнтами напружень і деформацій. За циклічного навантаження саме такі зони стають осередками зародження мікротріщин і розвитку поверхневої втоми. Ці результати мають принципове значення для розуміння природи фретинг-зносу, оскільки в умовах мікропереміщень деформаційна активність концентрується в тонкому приповерхневому шарі, не маючи можливості рівномірного розсіювання.

На відміну від класичних режимів тертя ковзання, при фретинг-контакті поверхневий шар зазнає багаторазових циклів мікропластичної деформації за практично незмінної геометрії контакту. Це призводить до накопичення пошкоджень навіть за відносно низьких контактних напружень. У таких умовах вторинні трибоструктури, які зазвичай формуються на стадії припрацювання і виконують захисну функцію, є нестійкими та постійно руйнуються, що перешкоджає стабілізації режиму тертя.

У роботі [21] фретинг-знос розглядається у взаємозв’язку з процесами припрацювання та еволюції трибосистеми. Автори показують, що за умов обмежених переміщень система не досягає повноцінного квазістаціонарного стану, характерного для стабільних режимів тертя. Натомість відбувається безперервне накопичення та локалізація деформаційної енергії в поверхневому шарі, що зумовлює розвиток поверхневої втоми та прискорене руйнування матеріалу.

Особливістю фретинг-зносу, згідно з [21], є те, що він поєднує механізми зношування і втомного руйнування, причому вирішальну роль відіграє не величина зносу як така, а швидкість накопичення пошкоджень у приповерхневому шарі. Саме тому фретинг-знос часто призводить до різкого зменшення ресурсу деталей без істотної втрати маси або зміни геометричних розмірів.

Узагальнюючи результати [20, 21] у поєднанні з аналізом процесів припрацювання [18, 19], можна зробити висновок, що фретинг-знос є граничним випадком порушення процесів самоорганізації у трибосистемі. Він реалізується за умов, коли підведена механічна енергія не може бути ефективно розсіяна, а натомість накопичується у вигляді локалізованих пластичних деформацій і втомних пошкоджень. Це положення підкреслює необхідність цілеспрямованого керування напружено-деформованим і структурним станом поверхневого шару.

Зазначене створює теоретичне підґрунтя для застосування локалізованих і дискретних методів поверхневої обробки, спрямованих на зменшення концентрації деформацій, стабілізацію вторинних структур і обмеження розвитку поверхневої втоми.

У зв’язку з цим у сучасній інженерії поверхні спостерігається стійка тенденція до застосування комбінованих методів поверхневого зміцнення. Такі методи поєднують хіміко-термічні, термічні та фізичні впливи і дозволяють формувати поверхневі шари з градієнтним розподілом властивостей [22–24].

У цьому контексті традиційні методи хіміко-термічної обробки, зокрема азотування, хоча й забезпечують підвищення твердості та контактної витривалості, не завжди дозволяють сформувати поверхневий шар, здатний ефективно адаптуватися до складних умов тертя. Класичне азотування часто супроводжується утворенням жорсткого нітридного шару з різкими градієнтами властивостей і залишкових напружень, що за циклічних або фретинг-навантажень може сприяти розвитку поверхневої втоми.

Саме тому у сучасних дослідженнях все більшого поширення набувають комбіновані підходи, у межах яких азотування поєднується з додатковими енергетичними впливами — лазерними, плазмовими, іонними або електроіскровими [24–27]. Такі впливи дозволяють змінити кінетику дифузійних процесів, керувати формуванням нітридних фаз і цілеспрямовано впливати на напружено-деформований стан поверхневого шару.

Як показано у роботах [24, 25], введення локалізованої енергії після або під час азотування сприяє формуванню градієнтних і структурно неоднорідних

поверхневих шарів, у яких тверді нітридні зони поєднуються з більш пластичними ділянками. Така структура зменшує схильність до крихкого руйнування, полегшує релаксацію напружень і підвищує стійкість до контактно-втомного та фретинг-зносу.

У роботі [26] встановлено, що комбінування азотування з плазмовими та іонними енергетичними впливами забезпечує більш рівномірний розподіл азоту і стабілізацію фазового складу нітридного шару. Це позитивно впливає на процеси припрацювання, сприяючи швидшому формуванню вторинних трибоструктур і переходу системи до квазістаціонарного режиму тертя з меншою інтенсивністю зношування.

З позицій енергетичних і самоорганізаційних підходів [27] комбіноване азотування можна розглядати як засіб попереднього формування енергетично сприятливого стану поверхневого шару, у якому підведена в процесі тертя механічна енергія ефективно розсіюється без небезпечної локалізації деформацій. Це особливо важливо для вузлів, що працюють в умовах змінних навантажень, вібрацій і мікропереміщень, де класичні дифузійні шари не забезпечують достатньої стабільності.

Отже, аналіз процесів припрацювання і фретинг-зносу свідчить, що довговічність трибосистем визначається не лише рівнем твердості поверхневого шару, а насамперед його здатністю до адаптації в умовах інтенсивної локалізації напружень і циклічних деформацій. Це обумовлює необхідність застосування таких технологій поверхневого зміцнення, які дозволяють цілеспрямовано керувати структурно-енергетичним станом поверхні та забезпечувати формування градієнтних і адаптивних поверхневих шарів.

У цьому зв’язку особливого значення набувають комбіновані методи поверхневого зміцнення з використанням лазерних технологій. Як показано у [27], лазерна обробка в складі комбінованих процесів виконує роль потужного інструмента керування потоками енергії у поверхневому шарі. Висока щільність енергії та локалізований характер лазерного впливу зумовлюють формування різко нестаціонарних теплових і напружено-деформованих станів, які істотно

інтенсифікують дифузійні процеси, сприяють подрібненню структури та перерозподілу залишкових напружень.

Поєднання лазерної обробки з традиційними хіміко-термічними методами, зокрема азотуванням, дозволяє формувати поверхневі шари з керованими градієнтами фізико-механічних властивостей. У роботі [27] показано, що такі градієнтні структури забезпечують більш рівномірний розподіл контактних напружень і зменшують схильність до локалізації пластичних деформацій, що є принципово важливим для умов фретинг-зносу та контактної втоми.

Подальший розвиток цих уявлень наведено в роботі [28], де підкреслюється локальний характер напружено-деформованого стану, сформованого внаслідок лазерної обробки. Зазначено, що лазерний вплив дозволяє цілеспрямовано модифікувати окремі ділянки поверхні без суттєвого теплового впливу на основний матеріал. Це створює передумови для формування зон з підвищеною твердістю і зносостійкістю, які виконують функцію сприйняття основних контактних навантажень, у той час як менш зміцнені ділянки сприяють релаксації напружень і підвищенню загальної тріщиностійкості поверхневого шару.

З позицій енергетичних підходів до тертя і зношування лазерні комбіновані методи слід розглядати як спосіб попереднього формування енергетично сприятливого стану поверхні, у якому механічна енергія тертя ефективно розсіюється без розвитку критичних пошкоджень. Такий стан сприяє стабілізації процесів припрацювання, прискореному формуванню вторинних трибоструктур і переходу трибосистеми до квазістаціонарного режиму роботи з мінімальною інтенсивністю зношування.

Аналіз розглянутих теоретичних моделей тертя і зношування показує, що ключовим чинником довговічності і працездатності вузлів тертя є структурно-енергетичний стан поверхневого шару матеріалу. Класичні і сучасні концепції, включно з адгезійно-деформаційними, контактними та енергетичними підходами, підкреслюють необхідність не лише підвищення твердості, але й

керованого формування градієнтних, адаптивних і локалізованих структур у поверхневому шарі.

Ці уявлення набувають практичного значення: вони визначають методи підвищення зносостійкості деталей машин, керування процесами тертя та контактної втоми, а також обґрунтовують застосування комбінованих технологій поверхневої обробки, таких як лазерна хіміко-термічна обробка та дискретне азотування. Цей зв’язок між фундаментальними закономірностями та інженерними методами створює основу для розгляду концепції керованого формування структурно-енергетичного стану поверхневого шару в інженерії трибосистем.

1.2. Концепції керованого формування структурно-енергетичного стану поверхневого шару в інженерії трибосистем

Сучасний етап розвитку трибології та прикладної механіки характеризується переходом від емпіричного підбору матеріалів і покриттів до керованого формування властивостей поверхневого шару, що визначають працездатність і довговічність трибоспряжень [2, 29]. Під керованим формуванням розуміють цілеспрямоване створення комплексу фізико-механічних, структурних і енергетичних характеристик поверхні, які забезпечують ефективне розсіювання механічної енергії, мінімізацію локальних концентрацій напружень і контрольоване протікання процесів тертя та зношування.

В даному випадку поверхневий шар деталей машин розглядається як самостійний функціональний елемент трибосистеми, у якому концентруються ключові процеси взаємодії: сприйняття навантажень, дисипація механічної енергії та зародження зношування. Він не лише передає контактні сили на основний матеріал, а й активно модифікує локальний напружено-деформований стан, визначаючи стійкість і довговічність вузлів тертя [8, 31]. В умовах контактного навантаження у поверхневому шарі відбувається локальна концентрація напружень і пластичних деформацій, формування термічних піків,

а також генерація вторинних структур, які регулюють інтенсивність зношування та стабілізують коефіцієнт тертя.

Поверхневий шар виконує кілька взаємопов’язаних функцій.

По-перше, він сприймає контактні навантаження, локалізуючи напруження в обмеженому об’ємі та забезпечуючи більш рівномірний розподіл контактних сил.

По-друге – реалізує дисипацію механічної енергії, перетворюючи її на внутрішню енергію у вигляді пластичної деформації, тепловиділення та структурних перебудов, що запобігає критичній локалізації енергії та формуванню мікротріщин.

По-третє – визначає механізми зародження і розвитку зношування, формуючи захисні вторинні трибоструктури (оксидні або змішані шари, структурно адаптивні ділянки), які зменшують концентрацію напружень, запобігають адгезійному схоплюванню та забезпечують кероване протікання процесів тертя

Базовим положенням сучасних концепцій є уявлення про те, що трибологічні властивості визначаються не лише фазовим складом або твердістю, а насамперед структурно-енергетичним станом поверхневого шару, сформованим у процесі технологічного впливу та подальшої експлуатаційної еволюції [30, 32].

Такий стан формується не лише під час поверхневого зміцнення або нанесення покриттів, але й за рахунок самоорганізації поверхневого шару під дією контактного тертя, циклічних навантажень і теплового впливу.

Він являється інтегрованим показником, який відображає взаємодію матеріалу з умовами експлуатації і технологічними впливами. Його формування та контроль дозволяють підвищити зносостійкість, стабілізувати коефіцієнт тертя та запобігти локальній концентрації напружень, що особливо важливо для деталей машин у вузлах тертя, які працюють за складних циклічних, високонавантажених або фретинг-умов [30, 32].

Відповідно до енергетичних підходів у трибології, процеси тертя і зношування розглядаються як результат накопичення, перерозподіл та розсіювання механічної енергії в локальних об’ємах поверхневого шару, що визначає його здатність протистояти зношуванню та пошкодженню. У цих локалізованих об’ємах концентруються високі градієнти контактних напружень, температури та деформацій, які виникають у результаті взаємодії мікроконтактів у зоні тертя.

Процеси накопичення енергії відбуваються за рахунок пружних і пластичних деформацій мікронерівностей, локальних структурних перебудов і фазових перетворень. У міру експлуатації та циклічних навантажень частина цієї енергії розсіюється через пластичну релаксацію, термічну дифузію та утворення вторинних структур, тоді як залишкова частина може ініціювати мікропошкодження або зношування [2, 33].

Отож, ефективне кероване перерозподілення і дисипація механічної енергії у поверхневому шарі дозволяють зменшити локальні концентрації напружень і температури, забезпечуючи більш рівномірне навантаження на мікрорівні та підвищуючи довговічність трибосистеми. Це положення підкреслює важливість формування структурно-енергетично збалансованих градієнтних шарів, здатних адаптуватися до динамічних умов контакту.

У межах інженерії трибосистем сформувалась концепція активного керування структурою поверхневого шару, яка передбачає створення такого поєднання фізико-механічних характеристик, за якого поверхня здатна адаптуватися до умов навантаження, локальних температурних градієнтів та циклічних деформацій [15, 31]. У цьому випадку поверхневий шар розглядається як самостійний функціональний елемент трибосистеми, де локалізуються процеси сприйняття навантаження, дисипації механічної енергії та зародження зношування [8, 31].

Цей ефект досягається шляхом формування багаторівневих і градієнтних структур, у яких різні ділянки виконують спеціалізовані функції в процесах тертя та зношування [31, 34]. Жорсткі, зміцнені елементи поверхні сприймають

основне контактне навантаження і забезпечують опір абразивному та адгезійному зношуванню, тоді як більш пластичні зони виконують функцію перерозподілу та релаксації локальних напружень у мікроконтактах і гальмують розвиток мікротріщин та інших дефектів.

У результаті формується синергічна поверхнева структура, здатна ефективно перерозподіляти енергію тертя між шарами різної механічної жорсткості, що знижує локалізацію напружень та ризик передчасного руйнування. Такий підхід забезпечує не лише підвищену зносостійкість, а й довговічність трибосистеми, особливо в умовах циклічних навантажень, термічних градієнтів та вібрацій.

Багаторівнева архітектура поверхневого шару дозволяє поєднати протилежні властивості матеріалу — твердість та пластичність — в межах одного шару, відкриваючи можливості для керованого формування адаптивних поверхонь. Таким чином, концепція структурно-енергетичного керування поверхневим шаром забезпечує не тільки оптимізацію фізико-механічних характеристик на початковому етапі технологічної обробки, а й враховує подальшу експлуатаційну еволюцію, що визначає працездатність і довговічність трибосистеми [8, 15, 31, 34].

Такий підхід повністю узгоджується з положеннями контактної механіки, відповідно до яких локалізація пластичної деформації в мікроконтактах є ключовим фактором інтенсифікації зношування [1]. З позицій класичних моделей Герца, контакт двох тіл у пружно-деформівному режимі формує мікрозони, де концентруються максимальні напруження. У цих зонах виникають локальні градієнти напружень, які зумовлюють розвиток пластичної деформації, мікротріщин та зносу.

Як показують сучасні дослідження, інтенсивність руйнування поверхневого шару визначається не тільки величиною контактного тиску, але й його локалізацією та глибиною проникнення напружень у поверхневий шар. При нерівномірному розподілі навантаження, наприклад у мікроконтактах з підвищеною шорсткістю, локальна пластична деформація концентрується у

вузьких зонах, що призводить до підвищеного тепловиділення, швидшого формування мікротріщин і прискореного зношування.

У цьому контексті багаторівнева структура поверхневого шару, де поєднуються жорсткі та більш пластичні ділянки, дозволяє ефективно розсіювати локалізовану енергію, зменшуючи концентрацію напружень у критичних точках контакту. Жорсткі елементи сприймають основне навантаження, тоді як пластичні зони забезпечують поступову релаксацію напружень і перерозподіл деформації, що істотно знижує ризик розвитку мікротріщин і крихкого руйнування.

Концепція структурно-енергетичного керування поверхневим шаром синхронізується з фундаментальними закономірностями контактної механіки, оскільки дозволяє контролювати локальні процеси пластичної деформації, уникати небезпечної концентрації напружень і забезпечувати стабільний квазістаціонарний режим тертя. Це підтверджує актуальність багаторівневих та градієнтних підходів до формування поверхневих шарів для підвищення довговічності трибосистем, особливо в умовах циклічних та фретинг-навантажень, де класичні однорідні шари показують обмежену ефективність [1].

Важливим елементом сучасних концепцій є перехід від однорідних до просторово неоднорідних поверхневих станів. Показано, що суцільні високотверді покриття не завжди забезпечують оптимальні триботехнічні характеристики, оскільки їхня жорстка структура значно обмежує здатність поверхневого шару до пластичної релаксації контактних напружень, що виникають у процесі тертя та циклічних навантажень [32, 35]. У таких системах локалізація деформацій у вузьких мікрозонах призводить до накопичення механічної енергії, що не розсіюється ефективно, і створює умови для формування мікротріщин та передчасного руйнування.

Висока твердість покриття, яка з одного боку забезпечує опір абразивному зношуванню, з іншого — підвищує ризик крихкого руйнування при наявності концентраторів напружень, включаючи шорсткості, мікротріщини чи дефекти структури матеріалу. Це особливо критично при змінних і циклічних

навантаженнях, де неможливість рівномірного перерозподілу напружень призводить до розвитку поверхневої втоми та фретинг-зносу.

Крім того, суцільні тверді покриття часто не забезпечують необхідної енергетичної адаптивності поверхневого шару, тобто здатності акумулювати, перерозподіляти та дисипувати механічну енергію тертя без формування концентрованих зон руйнування [32, 35]. Це підкреслює важливість використання багаторівневих, градієнтних та дискретних покриттів, де тверді фази поєднуються з більш пластичними ділянками, що сприяє рівномірному розсіюванню напружень, зниженню локальної концентрації деформацій і збільшенню довговічності трибосистеми.

У зв’язку з цим активно розвиваються підходи, орієнтовані на формування керованої неоднорідності властивостей поверхневого шару, як по глибині, так і в площині контакту [25, 36]. Це означає цілеспрямоване створення градієнтних і дискретних зон з різними фізико-механічними характеристиками: тверді фази концентруються в ділянках максимального контактного навантаження, тоді як більш пластичні або модифіковані структурні елементи формуються у зонах розподілу та релаксації деформацій. Такий підхід дозволяє не лише підвищити загальну зносостійкість, а й зменшити локалізацію напружень, що особливо важливо при циклічних та фретинг-навантаженнях, де концентрація деформацій може призводити до передчасного руйнування покриття.

Керована неоднорідність забезпечує просторову адаптивність поверхневого шару, дозволяючи йому одночасно сприймати високі контактні навантаження, розсіювати механічну енергію та гальмувати розвиток тріщин. Це створює ефект своєрідного «енергетичного демпфера», де різні рівні жорсткості та пластичності взаємодіють, забезпечуючи стійкий квазістаціонарний режим тертя і запобігаючи критичному накопиченню напружень у локальних об’ємах [25, 36].

Крім того, формування керованої неоднорідності дозволяє реалізувати нові механізми самоорганізації трибосистеми, де вторинні структурні елементи

поверхневого шару, що виникають у процесі тертя, працюють як стабілізатори зношування, підвищуючи довговічність і надійність контактних вузлів [25].

З позицій системного підходу трибосистема розглядається як відкрита нелінійна система, у якій поверхневий шар виступає активним середовищем, здатним до самоорганізації [33, 37]. Це означає, що поверхневий шар не є пасивним елементом, який просто сприймає навантаження, а активно реагує на зовнішні впливи: він здатний перерозподіляти механічну енергію, формувати вторинні структурні елементи, адаптуватися до змінних умов тертя та зменшувати локалізацію деформацій.

У таких умовах процеси тертя і зношування розглядаються не лише як деструктивні явища, а як інструменти структурної перебудови, що забезпечують перехід поверхневого шару до енергетично більш стабільного стану. Самоорганізація проявляється у формуванні градієнтних структур, де тверді зони сприймають основне навантаження, а більш пластичні ділянки сприяють релаксації залишкових напружень та гальмуванню розвитку мікротріщин [33, 37].

Відкритий характер трибосистеми дозволяє поверхневому шару постійно взаємодіяти з навколишнім середовищем та умовами навантаження, перебудовувати свою мікроструктуру і таким чином підтримувати квазістаціонарний режим тертя. Це забезпечує стійку довговічність вузлів тертя навіть при високих градієнтах напружень і температур, а також при циклічних або фретинг-навантаженнях, де класичні суцільні тверді покриття зазвичай виявляються недостатньо ефективними.

Формування вторинних трибоструктур, стабілізація коефіцієнта тертя та перехід до квазістаціонарного режиму роботи істотно залежать від початкового структурно-енергетичного стану поверхні, який задається технологією її обробки [15, 19]. Іншими словами, початковий стан поверхневого шару визначає, як і в яких ділянках будуть локалізовані контактні напруження, де відбуватиметься перерозподіл механічної енергії та які механізми дисипації будуть домінувати.

Якщо поверхневий шар сформований із урахуванням градієнтної жорсткості, наявності зміцнених і більш пластичних зон, він здатний адаптуватися до умов навантаження: тверді ділянки сприймають основні сили тертя, тоді як пластичні або структурно модифіковані зони знижують концентрацію напружень, гальмують розвиток мікротріщин та забезпечують ефективне розсіювання енергії. Це створює передумови для стабільного формування вторинних трибоструктур, що, у свою чергу, визначає сталість коефіцієнта тертя і тривалість квазістаціонарного режиму.

У випадку, коли технологія обробки не забезпечує оптимального структурно-енергетичного стану (наприклад, надмірно тверді або однотонні шари), локалізація деформацій та контактних напружень зростає, що може призводити до передчасного руйнування поверхневого шару і збільшення інтенсивності зношування. Таким чином, ефективність самоорганізаційних процесів і адаптивність поверхні безпосередньо визначаються технологічними параметрами обробки, включаючи метод формування покриття, глибину зміцнення та наявність градієнтних структур [15, 19].

Особливе місце в інженерії трибосистем займають комбіновані та гібридні технології поверхневого зміцнення, які поєднують традиційні хіміко-термічні процеси з локалізованими енергетичними впливами [34, 38]. Такі технології дозволяють не лише підвищувати твердість та контактну витривалість поверхневого шару, а й керовано формувати його структурно-енергетичний стан, забезпечуючи оптимальний баланс між зміцненими зонами, здатними сприймати основні контактні навантаження, та більш пластичними ділянками, які виконують функцію релаксації напружень та запобігання розвитку мікротріщин.

У межах цих підходів поверхневий шар розглядається як активна, адаптивна система, здатна до локалізованого перерозподілу механічної енергії, контролю утворення вторинних трибоструктур та стабілізації квазістаціонарного режиму тертя. Локалізовані енергетичні впливи дозволяють цілеспрямовано керувати фазовим складом, структурною неоднорідністю та залишковими

напруженнями, що істотно підвищує стійкість покриттів до контактної втоми, фретинг-зносу та абразивного руйнування.

Комбіновані та гібридні методи також відкривають можливість адаптивного формування градієнтних покриттів, у яких тверді нітридні або карбідні зони сприймають основне навантаження, а більш пластичні або структурно модифіковані шари забезпечують ефективну дисипацію механічної та теплової енергії [34, 38].

Такі методи забезпечують широкі можливості керування фазовим складом, мікроструктурою, залишковими напруженнями та структурно-енергетичним станом поверхневого шару [26, 39]. Завдяки цьому можна цілеспрямовано формувати зони з різними механічними та пластичними властивостями, що сприймають контактні навантаження, ефективно розсіюють механічну енергію та обмежують локалізацію деформацій.

Такий підхід дозволяє реалізувати активне керування поведінкою поверхневого шару під час експлуатації, забезпечуючи формування вторинних трибоструктур, стабілізацію коефіцієнта тертя та переходу трибосистеми до квазістаціонарного режиму. Крім того, контроль фазового складу та залишкових напружень дозволяє знизити схильність поверхневого шару до тріщиноутворення, контактної втоми та фретинг-зносу, що особливо важливо для деталей, що працюють в умовах циклічних і локалізованих навантажень [26,39].

Узагальнення сучасних підходів керованого формування структурно-енергетичного стану поверхневого шару свідчить, що традиційні суцільні методи зміцнення та однорідні покриття не завжди забезпечують оптимальні триботехнічні характеристики через обмежені можливості релаксації напружень і підвищену схильність до тріщиноутворення. Комбіновані та гібридні технології дозволяють значною мірою вирішити ці проблеми, проте вони зазвичай формують поверхневі шари із досить широким охопленням, що не завжди ефективно для локалізованих зон максимальних контактних напружень та високих градієнтів температур.

У цьому контексті особливого значення набувають дискретні та локалізовані методи поверхневого зміцнення, які дозволяють цілеспрямовано впливати на окремі ділянки поверхні, формуючи структурно неоднорідні, градієнтні та енергетично адаптивні покриття. Такі підходи забезпечують локалізоване сприйняття навантаження зміцненими зонами та релаксацію напружень у більш пластичних ділянках, що істотно знижує ризик тріщиноутворення, контактної втоми та фретинг-зносу [25, 26, 36, 39].

1.3 Дискретні та локалізовані методи поверхневого зміцнення в умовах контактної взаємодії

У сучасному авіаційному та транспортному машинобудуванні суттєво зростають вимоги до довговічності, надійності та триботехнічних властивостей деталей машин, що працюють в умовах інтенсивної контактної взаємодії. Переважна більшість таких деталей зазнає дії циклічних контактних навантажень, високих питомих тисків, температурних градієнтів та агресивних середовищ, що призводить до прискореного зношування поверхневих шарів [40, 44]. У зв’язку з цим поверхневе зміцнення залишається одним із найбільш ефективних шляхів підвищення експлуатаційних характеристик деталей.

Традиційні методи суцільного поверхневого зміцнення, зокрема цементація, суцільне газове та іонне азотування, борування, наплавлення та нанесення гальванічних покриттів, широко застосовуються для підвищення твердості, зносостійкості та контактної витривалості деталей машин. У результаті таких обробок у приповерхневому шарі формується високотверда структура з підвищеним опором пластичній деформації, що позитивно впливає на опір абразивному та адгезійному зношуванню. Разом з тим, суцільний характер зміцнення супроводжується значними термічними та структурними градієнтами, які призводять до виникнення залишкових напружень, переважно розтягувального характеру, у поверхневому шарі та на межі з основним матеріалом. Накопичення таких напружень знижує тріщиностійкість і контактну втомну міцність, підвищує ймовірність зародження та розвитку мікротріщин під

дією циклічних навантажень. Крім того, однорідно зміцнений шар має обмежену здатність до релаксації напружень та адаптації до змінних умов контактної взаємодії, що в ряді випадків негативно позначається на стабільності триботехнічних характеристик у процесі експлуатації [41, 45]. Крім того, однорідне зміцнення не завжди є оптимальним з точки зору трибології, оскільки у реальних вузлах тертя процеси зношування та тертя відбуваються за змінних навантажувально-швидкісних режимів і нестабільних умов мащення. За таких умов важливу роль відіграє здатність поверхневого шару адаптуватися до контактної взаємодії шляхом перерозподілу напружень, формування вторинних структур тертя та локальної релаксації деформацій. Суцільно зміцнені поверхні з однорідно високою твердістю, як правило, мають обмежену здатність до такої адаптації, що може призводити до зростання коефіцієнта тертя, інтенсифікації адгезійних процесів та нестабільності триботехнічних характеристик. У ряді випадків це зумовлює прискорене руйнування поверхневого шару при переході до режимів граничного мащення, що підтверджується результатами експериментальних досліджень, наведених у [42, 43].

Альтернативою суцільному зміцненню є дискретні та локалізовані методи поверхневої обробки, які передбачають формування на поверхні деталей окремих зміцнених зон визначеної геометрії, розмірів і закономірного розташування, що чергуються з менш зміцненими або незміцненими ділянками. Такий підхід дозволяє цілеспрямовано формувати неоднорідний поверхневий шар із просторово змінними фізико-механічними властивостями, адаптований до умов контактної взаємодії. На відміну від суцільного зміцнення, дискретна структура поверхні забезпечує більш рівномірний розподіл контактних напружень та зменшення їх локальних максимумів у зоні контакту.

Вітчизняні дослідження в галузі трибології та поверхневої інженерії показують, що поєднання зміцнених і менш зміцнених ділянок сприяє підвищенню контактної витривалості за рахунок локальної релаксації напружень та зниження інтенсивності накопичення пошкоджень у приповерхневому шарі [44, 45]. Зміцнені зони виконують функцію несучих елементів, які сприймають

основне контактне навантаження і протидіють пластичній деформації, тоді як менш тверді ділянки забезпечують компенсацію деформацій, зменшують чутливість до концентрації напружень і сприяють стабілізації процесів тертя.

Крім того, дискретна організація поверхні позитивно впливає на трибологічні умови роботи вузлів тертя, оскільки незміцнені або слабше зміцнені ділянки можуть слугувати резервуарами для утримання мастильного матеріалу та продуктів зношування. Це сприяє формуванню стійких вторинних структур тертя і зменшенню інтенсивності адгезійного та абразивного зношування, особливо в режимах граничного та змішаного мащення. Разом з тим, у відомих роботах недостатньо систематизовано вплив геометричних параметрів дискретних зон і ступеня контрасту механічних властивостей між ними на комплексні триботехнічні характеристики, що обґрунтовує доцільність подальших досліджень у цьому напрямі.

Умови контактної взаємодії для дискретно зміцнених поверхонь суттєво відрізняються від суцільно оброблених. Зміцнені елементи сприймають основну частину контактного навантаження, тоді як незміцнені ділянки виконують роль зон релаксації напружень та акумулювання мастильного матеріалу і продуктів зношування [43, 48]. Це сприяє формуванню стабільних вторинних структур тертя та зменшенню коефіцієнта тертя, особливо в режимах граничного мащення.

Значний внесок у розвиток теорії дискретного зміцнення зроблено українською науковою школою трибології, у межах якої сформовано фундаментальні уявлення про закономірності тертя, зношування та контактної втоми поверхонь з неоднорідною структурою. Зокрема, у працях І. В. Крагельського закладено теоретичні основи контактної механіки та обґрунтовано доцільність формування поверхневих шарів з керованим розподілом механічних властивостей для зниження концентрації контактних напружень і підвищення довговічності вузлів тертя [40].

В українській науковій школі, представленій працями О. В. Деркача та В. В. Ауліна, зазначені теоретичні положення отримали подальший розвиток з

урахуванням триботехнічних аспектів експлуатації машин, зокрема процесів структурної адаптації поверхонь, формування вторинних структур тертя та впливу неоднорідності поверхневого шару на інтенсивність зношування [42, 43]. Узагальнення і прикладна інтерпретація цих підходів для умов авіаційного машинобудування наведені у роботах М. В. Кіндрачука [44].

Таким чином, у зазначених працях чітко простежується спадкоємність наукових ідей — від класичних теоретичних положень до сучасних прикладних рішень, що дозволяє коректно використовувати їх як методологічну основу для дослідження дискретно азотованих покриттів, сформованих лазерною хіміко-термічною обробкою, і водночас підкреслює наявність невирішених питань щодо взаємозв’язку параметрів дискретності, напружено-деформованого стану та триботехнічних характеристик у реальних умовах контактної взаємодії.

Серед локалізованих методів поверхневого зміцнення особливе місце займають лазерні технології, які завдяки високій концентрації енергії та можливості її точного просторово-часового керування забезпечують селективний вплив на поверхневі шари матеріалу. Застосування лазерного випромінювання дозволяє формувати зміцнені зони складної конфігурації з чітко контрольованими геометричними параметрами та мінімальною шириною зони термічного впливу, що є принципово важливим для відповідальних деталей машин, зокрема авіаційного та транспортного призначення.

Лазерна обробка характеризується надвисокими швидкостями нагріву і охолодження, унаслідок чого в приповерхневому шарі реалізуються нерівноважні структурно-фазові перетворення. Це сприяє утворенню дрібнодисперсних, а в окремих випадках метастабільних структур із підвищеною твердістю та зносостійкістю, формуванню тонкодисперсних мартенситних або нітридних фаз та зростанню опору пластичній деформації. При цьому основний матеріал деталі не зазнає значного перегріву, що забезпечує збереження його вихідних механічних властивостей і зменшення рівня залишкових деформацій і термічних напружень [46, 47].

Важливою перевагою лазерних технологій є можливість їх поєднання з хіміко-термічними процесами, зокрема з дифузійним насиченням поверхні легувальними елементами. Це відкриває широкі перспективи для формування локалізованих і дискретних поверхневих шарів із керованим фазовим складом та градієнтом властивостей. Разом з тим, у відомих дослідженнях основна увага приділяється структурно-фазовим змінам після лазерної обробки, тоді як вплив сформованого напружено-деформованого стану на триботехнічні характеристики в умовах контактної взаємодії залишається недостатньо висвітленим, що обґрунтовує доцільність подальших досліджень у цьому напрямі.

Поєднання лазерного впливу з хіміко-термічними процесами, зокрема з азотуванням, відкриває нові можливості для формування дискретно азотованих покриттів. У роботах вітчизняних дослідників показано, що лазерна хіміко-термічна обробка забезпечує інтенсифікацію дифузії азоту та формування нітридних фаз (ε-$Fe_{2-3}N$, γ'-Fe_4N) у локальних зонах поверхні [46, 47]. Це дозволяє отримати поєднання високої твердості зміцнених ділянок і достатньої в’язкості основи.

В умовах контактної взаємодії дискретно азотовані покриття демонструють підвищену стійкість до адгезійного та абразивного зношування, зменшення інтенсивності схоплювання та стабільність триботехнічних характеристик у широкому діапазоні навантажень [43, 48]. Ефективність дискретно азотованих покриттів значною мірою визначається параметрами дискретності, режимами лазерної хіміко-термічної обробки та умовами контактної взаємодії, що зумовлює необхідність подальших системних експериментальних і теоретичних досліджень у даному напрямі.

Разом з тим, аналіз результатів дискретного та локалізованого поверхневого зміцнення показує, що досягнуті триботехнічні ефекти не можуть бути повністю пояснені лише підвищенням твердості або зміною фазового складу поверхневого шару. Важливу роль у формуванні контактної витривалості, зносостійкості та стабільності процесів тертя відіграють залишкові напруження,

а також градієнтний характер фізико-механічних властивостей приповерхневої зони, сформованих у процесі хіміко-термічної та лазерної обробки. Саме ці фактори значною мірою визначають напружено-деформований стан у зоні контакту, умови зародження і розвитку пошкоджень та механізми адаптації поверхні до навантаження, що зумовлює доцільність їх детального розгляду у наступному пункті.

1.4. Роль залишкових напружень і градієнтних властивостей поверхневого шару у формуванні триботехнічних характеристик

Одним із ключових факторів, що визначають працездатність і довговічність трибоспряжень, є напружено-деформований стан поверхневого шару, сформований у процесі технологічної обробки та подальшої експлуатації.

Особливе значення в цьому контексті мають залишкові напруження та градієнтний розподіл фізико-механічних властивостей по глибині поверхневого шару, які формуються внаслідок технологічного впливу та визначають початковий напружено-деформований і енергетичний стан поверхні. Залишкові напруження змінюють умови сприйняття зовнішнього навантаження в зоні реального контакту, впливаючи на рівень і характер контактних напружень, глибину пластичної деформації та схильність матеріалу до локалізації зсувів. Наявність сприятливих залишкових напружень стиску у поверхневому шарі знижує ефективні розтягувальні напруження, що виникають під час тертя, та підвищує опір зародженню і поширенню втомних і зсувних тріщин [40, 49].

Градієнтний розподіл фізико-механічних властивостей, зокрема твердості, модуля пружності та межі текучості, забезпечує більш плавний перехід напружень від поверхні до серцевини матеріалу, зменшуючи концентрацію напружень у приповерхневих шарах. У трибологічних умовах це сприяє стабілізації напружено-деформованого стану в зоні контакту, зниженню інтенсивності адгезійного та втомного зношування, а також підвищенню стійкості поверхні до повторно-змінних навантажень. Саме поєднання залишкових напружень із керованими градієнтами властивостей визначає

здатність поверхневого шару ефективно розсіювати механічну енергію тертя та забезпечувати перехід трибосистеми до квазістаціонарного режиму роботи [49, 50].

Як показано у фундаментальних працях з механіки поверхневих шарів і контактної взаємодії [8, 51], характер, знак і просторовий розподіл залишкових напружень істотно визначають умови зародження та розвитку мікротріщин у зоні контакту. Залишкові напруження $\sigma_{зал}(z)$, сформовані внаслідок термічних, хіміко-термічних або комбінованих технологічних впливів, накладаються на робочі контактні напруження $\sigma_{конт}(x, y)$, змінюючи реальний напружено-деформований стан приповерхневих шарів. У загальному вигляді ефективні напруження в зоні реального контакту можуть бути подані як:

$$\sigma_{еф} = \sigma_{конт} + \sigma_{зал} \tag{1.1}$$

де знак і величина σ_{res} визначають зростання або зниження амплітуди циклічних напружень.

З позицій контактної втоми вирішальне значення має амплітуда змінних напружень $\Delta\sigma$ у приповерхневому шарі, яка визначає умови зародження втомних мікротріщин за критеріями типу Гріффітса–Ірвіна або енергетичних підходів. Наявність залишкових напружень стиску ($\sigma_{зал} < 0$) призводить до зменшення ефективної амплітуди циклічних напружень:

$$\Delta\sigma_{еф} = \Delta\sigma_{конт} - |\sigma_{зал}| \tag{1.2}$$

що безпосередньо знижує інтенсивність накопичення втомних пошкоджень у зоні мікроконтактів [52].

З точки зору механіки руйнування, залишкові напруження стиску зменшують ефективний коефіцієнт інтенсивності напружень на вершині тріщини:

$$K_{еф} = K_{конт} + K_{зал},\ K_{зал} < 0 \tag{1.3}$$

унаслідок чого уповільнюється як зародження, так і стабільний ріст втомних і зсувних тріщин. Це особливо важливо в умовах повторно-змінного контактного навантаження, характерного для фретинг-зносу та контактної втоми, де тріщини ініціюються на глибині кількох десятків мікрометрів від поверхні.

Крім того, сприятливе поле залишкових напружень стиску обмежує локалізацію пластичної деформації, зменшуючи глибину пластично деформованої зони та гальмуючи об’єднання мікродефектів у макротріщини.

У трибологічних умовах залишкові напруження доцільно розглядати не як ізольований механічний параметр, а як невід’ємну складову структурно-енергетичного стану поверхневого шару, який формується в результаті технологічної обробки та подальшої експлуатаційної еволюції. Саме сукупність мікроструктури, фазового складу, градієнта фізико-механічних властивостей і поля залишкових напружень визначає здатність поверхневого шару сприймати зовнішнє контактне навантаження, перерозподіляти напруження та забезпечувати ефективну дисипацію механічної енергії тертя [53]. У цьому контексті залишкові напруження виступають як фактор, що істотно впливає на рівень локалізації деформаційних процесів і характер енергетичного обміну в зоні реального контакту.

З позицій енергетичних підходів до аналізу процесів тертя і зношування поверхневий шар розглядається як відкрита термодинамічна система, у якій механічна робота сил тертя трансформується в енергію пружної та пластичної деформації, теплову енергію, а також енергію дефектів кристалічної ґратки [4]. У такій системі залишкові напруження визначають початковий рівень внутрішньої енергії поверхневого шару та впливають на швидкість її накопичення під час контактної взаємодії. Несприятливий розподіл залишкових напружень, зокрема наявність розтягувальних компонент у приповерхневій зоні, сприяє підвищенню ефективної енергії деформації в мікроконтактах і прискорює досягнення критичного енергетичного стану.

У результаті в таких умовах відбувається локалізація пластичних зсувів, інтенсифікується накопичення дефектів та зародження мікротріщин, що призводить до передчасного переходу поверхневого шару у нестабільний режим руйнування. Це проявляється у зростанні інтенсивності зношування, нестабільності коефіцієнта тертя та скороченні ресурсу трибоспряження. Навпаки, сприятливе поле залишкових напружень стиску знижує швидкість

накопичення деформаційної енергії, полегшує її розсіювання за рахунок контрольованої мікропластичної деформації та сприяє формуванню стабільного квазістаціонарного режиму тертя.

Важливою особливістю сучасних методів поверхневої інженерії є цілеспрямоване формування градієнтних властивостей поверхневого шару, за яких твердість H(z), модуль пружності E(z), межа текучості $\sigma_\tau(z)$ та залишкові напруження $\sigma_{зал}(z)$ є функціями глибини z. У такій постановці поверхневий шар доцільно розглядати як градієнтне середовище, механічна поведінка якого описується рівняннями контактної механіки з урахуванням змінних матеріальних параметрів [30, 54, 55].

Згідно з узагальненими моделями пружно-пластичного контакту для функціонально-градієнтних матеріалів, ефективний контактний тиск:

$$p_{еф}(z) = f(\mathrm{E(z)}, \sigma_\tau(z), \sigma_{зал}(z)) \quad (1.4)$$

розподіляється у більшому об’ємі приповерхневого шару порівняно з однорідними покриттями. Це призводить до зменшення максимальних еквівалентних напружень $\sigma_{екв.max}$ та їх зміщення від поверхні у глибину матеріалу, що є принципово важливим для зниження інтенсивності контактної втоми та пітингу [30]. Умову зародження втомної тріщини у такому випадку доцільно формулювати з урахуванням позиції робочих і залишкових напружень:

$$\sigma_{еф}(z) = \sigma_{конт}(z) + \sigma_{зал}(z) < \sigma_{-1}(z) \quad (1.5)$$

де $\sigma_{-1}(z)$ — локальна межа втоми поверхневого шару.

Саме такі умови можуть бути реалізовані за рахунок лазерної хіміко-термічної обробки, поєднаної з дискретним азотуванням. Лазерний вплив формує різко нестаціонарний тепловий цикл, що призводить до локального переплавлення або перегріву приповерхневих об’ємів, інтенсифікації дифузії азоту та формування неперервного градієнта фазового складу і властивостей. У результаті параметри H(z), E(z) і $\sigma_{зал}(z)$ змінюються плавно, без різких стрибків, характерних для традиційних дифузійних шарів [54].

Дискретний характер азотування в поєднанні з локалізованим лазерним впливом зумовлює просторову модуляцію властивостей у площині контакту. З

позицій контактної механіки така поверхня може бути представлена як сукупність зон із різною контактною жорсткістю $k_i = E_i/H_i$, що призводить до перерозподілу контактних навантажень між зміцненими і більш пластичними ділянками. У цьому випадку пікові напруження зменшуються за рахунок включення в роботу деформаційно здатних зон, а умови локалізації пластичних зсувів істотно послаблюються [55].

З енергетичних позицій градієнтний поверхневий шар, сформований лазерною хіміко-термічною обробкою, характеризується більш сприятливим балансом між накопиченням і дисипацією механічної енергії тертя. Пластичні підповерхневі шари виконують функцію енергетичного буфера, у той час як зміцнені азотовані ділянки забезпечують опір зношуванню. Така багаторівнева структура зменшує швидкість накопичення критичної енергії деформації $W_{\text{кр}}$, що визначає момент зародження мікротріщин і частинок зносу [30, 54, 55].

З позицій контактної механіки [56] особливу ефективність у керуванні напружено-деформованим станом зони тертя демонструють лазерно сформовані дискретні азотовані зони, які є практичною реалізацією концепції градієнтних поверхневих шарів. У таких системах поверхня не є однорідною: чергування локально зміцнених азотованих ділянок і менш жорстких проміжних зон формує просторово періодичний градієнт механічних властивостей у площині контакту та по глибині поверхневого шару. Це принципово змінює характер розподілу контактних напружень порівняно з суцільними азотованими або суцільно зміцненими покриттями.

Локальні зони підвищеної твердості та стискуючих залишкових напружень, сформовані лазерною хіміко-термічною обробкою, сприймають основну частину нормального контактного навантаження, тоді як міжзонні області з підвищеною пластичністю забезпечують релаксацію напружень і зниження їх пікових значень. У термінах контактної механіки це проявляється у зменшенні максимальних еквівалентних напружень у зоні реального контакту та зменшенні глибини пластично деформованої області, що є критично важливим для стримування адгезійного та втомного зношування [56].

В умовах циклічних і змінних навантажень, характерних для реальних трибоспряжень машин, дискретні азотовані структури забезпечують стабілізацію напружено-деформованого стану поверхневого шару. Як показано у [57], саме просторово неоднорідний розподіл властивостей перешкоджає синхронній локалізації пластичних деформацій і зародженню втомних мікротріщин у фіксованих зонах контакту. Чергування зміцнених і релаксаційних ділянок призводить до розсіювання деформаційної енергії в більшому об’ємі поверхневого шару та зниження швидкості її накопичення в критичних зонах.

З точки зору контактної втоми лазерно сформовані дискретні азотовані зони можна розглядати як адаптивну структуру, у якій межі між зонами виконують функцію бар’єрів для розвитку підповерхневих тріщин. Це підвищує локальну межу витривалості поверхневого шару, зменшує амплітуду циклічних напружень і забезпечує більш стійкий квазістаціонарний режим тертя.

Численні експериментальні дослідження, виконані в межах сучасних трибологічних підходів [58, 59], переконливо свідчать, що оптимальне поєднання залишкових напружень стиску та градієнтного розподілу твердості по глибині поверхневого шару є одним із визначальних чинників формування сприятливих умов роботи трибоспряжень. Наявність помірних стискуючих залишкових напружень у приповерхневих шарах сприяє зниженню ефективного рівня контактних напружень, обмеженню локалізації пластичних деформацій та зменшенню інтенсивності мікрозсувів у зоні реального контакту. У поєднанні з поступовим зростанням твердості від серцевини до поверхні це створює умови для керованого процесу припрацювання, за якого поверхня адаптується до умов навантаження без різкого розвитку пошкоджень.

Експериментально встановлено, що за таких умов перехід до квазістаціонарного режиму тертя відбувається швидше та супроводжується меншою амплітудою коливань коефіцієнта тертя, що свідчить про стабілізацію механізмів контактної взаємодії та формування стійких вторинних трибоструктур [58]. У результаті знижується інтенсивність зношування,

підвищується повторюваність триботехнічних характеристик і зростає довговічність трибоспряжень у широкому діапазоні навантажень і швидкостей ковзання.

Водночас результати досліджень [30, 60] показують, що надмірні залишкові напруження стиску або різко виражені градієнти фізико-механічних властивостей можуть мати протилежний ефект. Значні за величиною залишкові напруження призводять до накопичення високої внутрішньої енергії в поверхневому шарі, що за дії зовнішніх контактних і теплових навантажень може реалізовуватися у вигляді зародження мікротріщин. Різкі зміни твердості та модуля пружності по глибині спричиняють концентрацію напружень на межах шарів, підвищують імовірність відшарування покриттів і прискорюють розвиток підповерхневих дефектів.

У сучасній інженерії трибосистем особлива увага зосереджується на керованому формуванні залишкових напружень і градієнтних фізико-механічних властивостей поверхневого шару як одному з ключових інструментів підвищення працездатності та довговічності деталей машин. Такий підхід реалізується насамперед шляхом комбінування традиційних хіміко-термічних процесів із локалізованими енергетичними впливами, серед яких провідне місце займає лазерна обробка [38,61]. На відміну від суцільних технологій зміцнення, комбіновані методи забезпечують просторово та енергетично керований вплив на поверхневий шар, що дозволяє формувати заданий профіль напружено-деформованого стану без істотного погіршення властивостей серцевини матеріалу.

Поєднання дифузійних процесів насичення (азотування, карбонітрування тощо) з локалізованим лазерним нагрівом створює умови для формування складного градієнтного розподілу твердості, модуля пружності, межі текучості та залишкових напружень, які змінюються як по глибині, так і в площині поверхні. Завдяки високим швидкостям нагрівання та охолодження, характерним для лазерного впливу, можливе формування дрібнодисперсних і нерівноважних структур, а також керування знаком і величиною залишкових

напружень у приповерхневих шарах [38]. Це дозволяє цілеспрямовано створювати переважно стискуючі залишкові напруження, що знижують ефективний рівень контактних напружень і підвищують опір контактній та поверхневій втомі.

Підсумовуючи викладене, слід підкреслити, що залишкові напруження та градієнтні властивості поверхневого шару є ключовими факторами, які визначають стабільність напружено-деформованого стану, інтенсивність зношування та розвиток контактної втоми у трибосистемах. Експериментальні та теоретичні дослідження показують, що не лише абсолютні значення залишкових напружень, а й їх просторовий розподіл по глибині та площині контакту визначають умови формування сприятливих триботехнічних характеристик.

У зв’язку з цим виникає необхідність комплексного підходу до керованого формування поверхневих шарів, який передбачає цілеспрямоване комбінування хіміко-термічних та локалізованих енергетичних впливів, зокрема лазерної обробки, для створення дискретних зон із заданими залишковими напруженнями та градієнтними властивостями. Такі технології дозволяють формувати поверхневі шари з оптимальною адаптивною здатністю до контактних навантажень, забезпечуючи швидкий перехід до квазістаціонарного режиму тертя, стабілізацію коефіцієнта тертя та підвищення ресурсу деталей.

1.5. Теоретичні передумови та наукові гіпотези формування триботехнічних властивостей дискретно азотованих покриттів, модифікованих лазерною хіміко-термічною обробкою

Аналіз сучасних теоретичних уявлень і результатів експериментальних досліджень свідчить, що ефективність роботи трибоспряжень визначається насамперед інтегральним структурно-енергетичним станом поверхневого шару, сформованим під час технологічної обробки та в процесі експлуатаційної еволюції, а не лише номінальними параметрами зміцненого шару (хімічним складом, фазовим складом чи геометричною товщиною) [40, 49, 62]. Саме цей

стан зумовлює розподіл контактних напружень і деформацій у зоні реального контакту, інтенсивність акумулювання енергії деформації та механізми її диссипації за умов тертя.

У сучасній трибології поверхневий шар розглядається як активний функціональний елемент трибосистеми, в якому концентруються та взаємодіють процеси сприйняття зовнішнього навантаження, мікропластичної деформації, релаксації напружень і перетворення механічної енергії тертя [63, 64]. У приповерхневому об’ємі локалізуються зародження дефектів кристалічної ґратки, формування дислокаційних структур, фазові та структурні перетворення, що безпосередньо визначають умови ініціювання та розвитку зношування. Тому поверхневий шар слід розглядати як динамічну, енергетично відкриту підсистему, властивості якої змінюються в процесі експлуатації та визначають здатність трибосистеми переходити до квазістаціонарного режиму тертя або, навпаки, до прискореного руйнування. Такий підхід створює теоретичну основу для цілеспрямованого керування триботехнічними характеристиками шляхом формування заданого структурно-енергетичного стану поверхні на етапі технологічної обробки.

З позицій теорії тертя та зношування в машинах триботехнічні характеристики поверхнево модифікованих матеріалів визначаються взаємодією контактної механіки, фізики поверхневих явищ та еволюції напружено-деформованого стану приповерхневих шарів у процесі навантаження і тертя [65]. За умов дискретного реального контакту напружений стан поверхні описується положеннями класичної теорії Герца, згідно з якою максимальний контактний тиск становить:

$$p_{max} = \frac{3P}{2\pi a^2} \tag{1.6}$$

де максимальні контактні напруження локалізуються безпосередньо під поверхнею контакту.

Саме в цій зоні формуються умови переходу від пружної до пружно-пластичної взаємодії, що є критичним з погляду зношування та контактної втоми.

Для оцінювання початку пластичної деформації в приповерхневому шарі застосовується критерій еквівалентних напружень за Мізесом:

$$\sigma_{\text{екв}} = \sqrt{\frac{1}{2}}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] > \sigma_\tau \qquad (1.7)$$

перевищення яких над межею текучості матеріалу призводить до локалізації пластичних зсувів у мікроконтактах [66]. У трибологічних умовах такі локальні перевантаження повторюються циклічно, що зумовлює накопичення пошкоджень і розвиток контактної втоми.

З енергетичних позицій зношування розглядається як наслідок акумулювання питомої енергії деформації в приповерхневих об'ємах матеріалу. Відповідно до структурно-енергетичних критеріїв [2], інтенсивність зношування зростає, коли швидкість акумулювання енергії тертя:

$$E_{\text{ак}} = \tau \cdot v \qquad (1.8)$$

(де τ — дотичні напруження, v — швидкість ковзання) перевищує можливості матеріалу щодо її диссипації шляхом мікропластичної деформації, релаксації напружень і структурних перебудов. Концентрація цієї енергії в мікроконтактах є ключовим чинником інтенсифікації адгезійного та втомного зношування.

Підвищення локальної температури в мікроконтактах та зростання питомої енергії деформації прискорює деградацію структури матеріалу й сприяє переходу до пластичної взаємодії. Контактна втома є результатом накопичення пошкоджень у приповерхневому шарі, інтенсивність яких визначається співвідношенням між процесами акумулювання та релаксації енергії деформації. Зниження інтенсивності зношування та підвищення довговічності трибоспряжень можливі за умови керованого формування напружено-деформованого стану поверхневого шару, що обмежує локалізацію пластичних деформацій, сприяє рівномірнішому розподілу контактних напружень і забезпечує ефективну диссипацію механічної енергії тертя.

У традиційних технологіях поверхневого зміцнення переважно формуються суцільні однорідні дифузійні шари з різкими градієнтами твердості та залишкових напружень на межі «покриття – основа». За умов циклічних або змінних навантажень такі шари не завжди забезпечують оптимальні

триботехнічні властивості через обмежену релаксацію напружень і підвищену схильність до зародження мікротріщин [22, 51]. Це зумовлює перехід до концепцій формування структурно неоднорідних і дискретних поверхневих станів.

Однією з таких концепцій є формування дискретно азотованих поверхневих шарів, у яких зміцнені зони чергуються з менш зміцненими або вихідними ділянками матеріалу. З позицій контактної механіки [8] така структура забезпечує перерозподіл контактних напружень у площині контакту, зниження пікових значень дотичних і еквівалентних напружень у найбільш навантажених мікроділянках, зменшення глибини пластично деформованої зони, обмеження розвитку контактної втоми та підвищення зносостійкості [67].

Важливою теоретичною передумовою є поєднання дискретного азотування з лазерною хіміко-термічною обробкою, що забезпечує локалізоване енергетичне навантаження поверхневого шару. Як показано в роботах [38, 68, 69], лазерний вплив у поєднанні з хіміко-термічними процесами змінює умови формування поверхневого шару завдяки високим швидкостям нагріву та охолодження, значним температурним градієнтам і короткочасній активації дифузійних процесів. Це призводить до зростання коефіцієнта дифузії азоту, інтенсифікації фазових перетворень і формування дрібнодисперсних нітридних фаз з підвищеною термодинамічною стабільністю.

Лазерна хіміко-термічна обробка дає змогу цілеспрямовано керувати фазовим складом нітридного шару (співвідношенням ε-$Fe_{2-3}N$ та γ′-Fe_4N), характером їх просторового розподілу по глибині та площині поверхні, а також рівнем твердості, модуля пружності та межі текучості приповерхневих шарів — критичними параметрами з погляду контактної механіки та опору контактній втомі. Водночас формується складне поле залишкових напружень переважно стискувального характеру, величина та градієнт яких залежать від режимів лазерного впливу та умов азотування.

У результаті обробки формується градієнтний поверхневий шар, у якому поєднуються зони підвищеної твердості та міцності (сприймають основні

контактні навантаження) із зонами відносно підвищеної пластичності (забезпечують релаксацію напружень і обмеження локалізації пластичних деформацій). Таке чергування властивостей сприяє зниженню пікових еквівалентних напружень у зоні реального контакту та зменшенню глибини пластично деформованої області.

Згідно зі структурно-енергетичною теорією тертя та зношування [70, 71], ефективність поверхневого шару визначається його здатністю акумулювати та розсіювати механічну енергію без переходу до критичних форм руйнування. У дискретно модифікованих поверхнях частина енергії тертя витрачається на мікропластичну деформацію менш зміцнених ділянок, тоді як азотовані зони сприймають основні контактні навантаження. Це зменшує локалізацію деформацій і сприяє стабілізації напружено-деформованого стану [72].

Особливе значення мають залишкові напруження стиску, сформовані в результаті азотування та лазерної обробки. Їх наявність знижує ефективні напруження циклічного навантаження, підвищує опір контактній втомі та уповільнює зародження мікротріщин [73, 74]. У дискретно азотованих шарах можливе формування складного просторового розподілу залишкових напружень, що додатково сприяє перерозподілу навантаження між зонами контакту.

З урахуванням викладеного приймається наукова гіпотеза, згідно з якою підвищення триботехнічних властивостей дискретно азотованих покриттів, сформованих лазерною хіміко-термічною обробкою, досягається завдяки:

– керованому формуванню дискретної структури поверхневого шару;

– оптимальному поєднанню залишкових напружень стиску та градієнтного розподілу фізико-механічних властивостей;

– зниженню локалізації пластичних деформацій і контактних напружень;

– інтенсифікації процесів самоорганізації та формуванню стабільних вторинних трибоструктур у період припрацювання.

Ця гіпотеза узгоджується з експериментальними результатами [75–77] та положеннями патентних рішень щодо дискретної обробки азотованих сталевих

виробів [78]. Вона визначає логіку подальших експериментальних досліджень, методику випробувань і критерії оцінювання триботехнічних характеристик, що будуть розглянуті в розділі 2 дисертаційної роботи.

Висновки до розділу 1

1. Сучасна трибологія розглядає поверхневий шар як активний функціональний елемент трибосистеми — відкриту термодинамічну підсистему, в якій локалізуються процеси сприйняття контактних навантажень, мікропластичної деформації, релаксації напружень, накопичення та дисипації механічної енергії тертя. Класичні адгезійно-деформаційні моделі (Боуден–Табор, Крагельський, Рабінович) та енергетичні концепції (Костецький, Бершадський) обґрунтовують визначальну роль структурно-енергетичного стану поверхневого шару в механізмах тертя, зношування, припрацювання та контактної втоми.

2. Фундаментальні уявлення про дискретність реального контакту, локальні температурні спалахи, адгезійні зв’язки, втомне накопичення пошкоджень та ефект Ребіндера підтверджують, що триботехнічні характеристики визначаються не лише номінальними параметрами шару (твердістю, фазовим складом), а насамперед його здатністю до адаптації, самоорганізації та ефективної дисипації енергії без переходу до критичних форм руйнування.

3. Контактна механіка (Герц, Джонсон, Міндлін) та її узагальнення для шорстких і градієнтних поверхонь показують, що максимальні еквівалентні напруження за критерієм Мізеса локалізуються підповерхнево, а перехід до пружно-пластичного контакту визначає інтенсивність втомного та адгезійного зношування. Залишкові напруження стиску та градієнтний розподіл фізико-механічних властивостей знижують ефективні циклічні напруження, обмежують глибину пластичної зони та підвищують опір контактній втомі.

4. Традиційні суцільні дифузійні шари (азотування, цементація тощо) часто мають різкі градієнти твердості та залишкових напружень, що обмежує

релаксацію напружень, сприяє зародженню мікротріщин і знижує ефективність у циклічних та фретинг-режимах. Це зумовлює перехід до концепцій керованого формування структурно-неоднорідних, градієнтних і дискретних поверхневих станів, здатних до просторової адаптації та самоорганізації вторинних трибоструктур.

5. Дискретні та локалізовані методи поверхневого зміцнення, зокрема комбіновані лазерні хіміко-термічні технології з азотуванням, дозволяють формувати поверхневі шари з керованим чергуванням зон підвищеної твердості та пластичності, оптимальним полем стискуючих залишкових напружень і градієнтним розподілом властивостей. Це забезпечує перерозподіл контактних напружень, зниження їх пікових значень, обмеження локалізації деформацій і підвищення зносостійкості в умовах змінних навантажень.

6. Енергетичні підходи та теорія самоорганізації трибосистем підкреслюють, що припрацювання є ключовою стадією структурної адаптації поверхні, під час якої відбувається перехід до квазістаціонарного режиму з мінімальною дисипацією енергії. Фретинг-знос є граничним випадком порушення самоорганізації, коли локалізована енергія не розсіюється ефективно, що обґрунтовує необхідність дискретних структур для стабілізації режиму тертя.

7. Теоретичний аналіз свідчить про перспективність дискретно азотованих покриттів, модифікованих лазерною хіміко-термічною обробкою, як ефективного способу цілеспрямованого керування структурно-енергетичним станом поверхневого шару. Це забезпечується контрольованою дискретною структурою, оптимальним поєднанням стискуючих залишкових напружень із градієнтним розподілом властивостей, зниженням локалізації пластичних деформацій і контактних напружень, а також інтенсифікацією самоорганізації та формуванням стабільних вторинних трибоструктур.

8. Отримані теоретичні положення визначають мету, завдання та методологію подальших експериментальних досліджень, що будуть викладені в розділах 2–4 дисертаційної роботи, а також обґрунтовують вибір об’єктів, параметрів обробки та критеріїв оцінювання триботехнічних характеристик.

РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА ОТРИМАННЯ ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ДИСКРЕТНО АЗОТОВАНИХ ПОКРИТТІВ

2.1. Матеріали та зразки для досліджень

Для проведення експериментальних досліджень триботехнічних властивостей дискретно азотованих лазерною хіміко-термічною обробкою покриттів були обрані конструкційні та інструментальні сталі, які широко застосовуються у вузлах тертя авіаційної, загальномашинобудівної та інструментальної техніки. Ці матеріали є типовими з точки зору їхньої чутливості до процесів азотування та локалізованих енергетичних впливів, таких як лазерна обробка. Вибір таких сталей обумовлений необхідністю оцінити вплив хімічного складу, структурного стану основи та режимів обробки на формування дифузійних нітридних шарів, а також на триботехнічні характеристики, включаючи зносостійкість, контактну втому та коефіцієнт тертя.

Як основні матеріали для виготовлення зразків використано леговані конструкційні сталі 40Х і 38Х2МЮА, а також швидкорізальну інструментальну сталь Р6М5. Хімічний склад цих сталей відповідає вимогам чинних державних стандартів України та міжнародним аналогам, що забезпечує відтворюваність результатів і наведений у таблиці 2.1.

Наявність легувальних елементів, що утворюють стабільні нітриди (Cr, Mo, Al, V, W), забезпечує інтенсивне нітридоутворення та можливість контролю фазового складу поверхневих шарів (ε-, γ'-нітриди, змішані карбонітриди) під час комбінованої хіміко-термічної та лазерної обробки.

Таблиця 2.1

Хімічний склад сталей (масова частка елементів, %) [79, 80, 81]

Марка сталі	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Al	Ni	S (≤)	P (≤)
38Х2МЮА	0,35–0,42	0,17–0,37	0,30–0,60	1,30–1,70	0,15–0,25	–	–	0,70–1,10	≤0,30	0,025	0,025
40Х	0,36–0,44	0,17–0,37	0,50–0,80	0,80–1,10	≤0,10	–	–	–	≤0,30	0,035	0,035
Р6М5	0,80–0,88	0,20–0,45	0,20–0,40	3,80–4,40	4,80–5,30	5,50–6,50	1,70–2,10	–	≤0,40	0,025	0,030

Сталь 40Х обрано як базовий матеріал завдяки її широкому застосуванню в машинобудуванні та оптимальному поєднанню механічних властивостей: високої міцності ($\sigma_в$ ≈ 800–1000 МПа після термообробки), доброї прокалюваності (до 40–50 мм) та технологічності при механічній обробці. Як хромиста легована конструкційна сталь, вона містить 0,8–1,1% Cr, що сприяє підвищенню твердості, зносостійкості та стійкості до корозії [88, 89]. Сталь 40Х широко використовується для виготовлення відповідальних деталей, таких як вали, зубчасті колеса, осі, штоки гідроциліндрів та інші елементи, що працюють в умовах значних механічних, циклічних і контактних навантажень, включаючи тертя ковзання та кочення.

Перед поверхневим зміцненням зразки зі сталі 40Х піддавалися стандартній термічній обробці: гартуванню з нагрівом до 840–860 °С у маслі та високому відпуску при 500–600 °С протягом 2–3 годин. У результаті формується структура відпущеного мартенситу з рівномірно розподіленими карбідами, що забезпечує достатній рівень міцності серцевини ($\sigma_в$ ≈ 700–900 МПа) та в’язкості (KCU ≈ 50–70 Дж/см²) (рис. 2.1.).

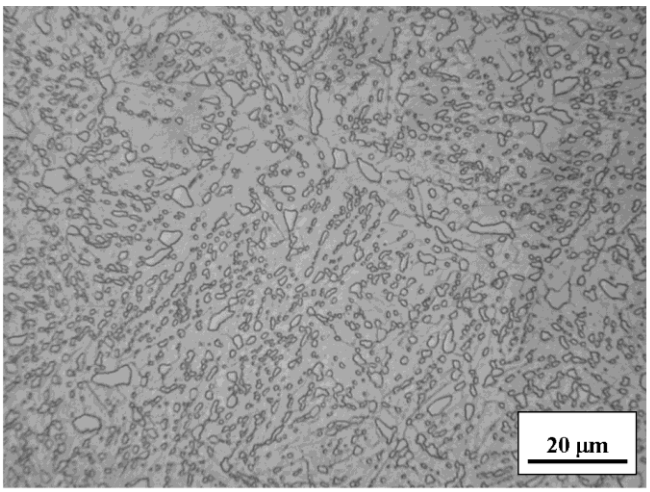


Рис. 2.1. Мікроструктура сталі 40Х після гартування і високого відпуску

Це створює передумови для ефективного поверхневого азотування, під час якого азот дифундує в поверхневий шар, утворюючи нітриди хрому та заліза, що підвищує мікротвердість до 6000–8000 МПа. Однак високотемпературний відпуск знижує базову мікротвердість основи до ≈ 2100 МПа (≈ 200–220 HV), що може призводити до градієнту твердості та виникнення залишкових напружень

розтягування в азотованому шарі (до 200–400 МПа), негативно впливаючи на контактну втому [39, 82].

Лазерна дискретна обробка після азотування дозволяє локально зміцнити основу, підвищити мікротвердість зон лазерного впливу до 8000–10000 МПа за рахунок швидкого нагріву та охолодження, а також перерозподілити напруження на стискові (до - 300 МПа) [84]. Таким чином, сталь 40Х є репрезентативним матеріалом для вивчення ефекту дискретної лазерної обробки після азотування.

Сталь 38Х2МЮА обрано з урахуванням її структурно-хімічних особливостей, що роблять її однією з базових марок для хіміко-термічної обробки, зокрема газового або іонно-плазмового азотування [82, 83]. Легування хромом, молібденом та алюмінієм забезпечує інтенсивне утворення дисперсних нітридів (AlN, CrN, Mo_2N) під час дифузії азоту, що призводить до формування поверхневого шару з високою мікротвердістю (9000–11000 МПа, або 900–1100 HV) та товщиною 0,2–0,5 мм. Серцевина зберігає високу міцність ($\sigma_в \approx$ 1000–1200 МПа) та в’язкість (KCU ≈ 60–80 Дж/см²), що є критичним для деталей, які працюють під комбінованими навантаженнями: контактними, циклічними та термічними [89].

Термічна підготовка включала гартування з 920–950 °С у маслі та високий відпуск при 550–650 °С, формуючи структуру сорбіту з дрібнодисперсними карбідами (рис. 2.2).

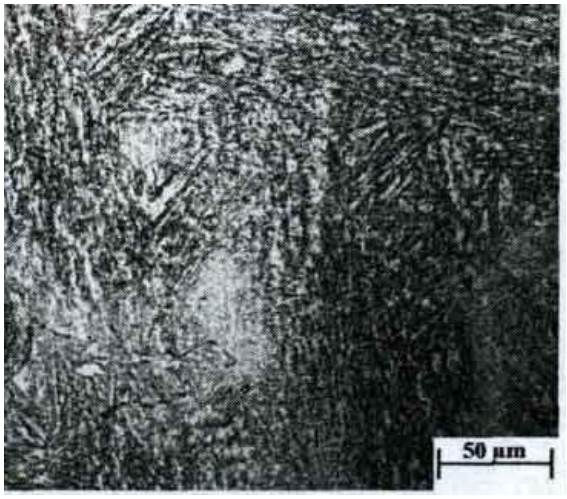


Рис. 2.2. Мікроструктура сталі38Х2МЮА після гартування і високого відпуску

Після азотування при 500–550 °C протягом 20–40 годин утворюється зона ε-нітридів ($Fe_{2-3}N$) на поверхні та дифузійна зона γ'-нітридів (Fe_4N) глибше, що підвищує зносостійкість у 2–3 рази порівняно з незазотованими поверхнями.

Водночас, у системі «покриття – основа» часто виникають залишкові напруження розтягування, що знижують контактну втому через мікротріщини. Дискретна лазерна обробка дозволяє релаксацію цих напружень, локальне переплавлення та формування гібридних структур, підвищуючи загальну довговічність деталей [90, 91]. Це робить сталь 38Х2МЮА ключовим матеріалом для вивчення синергетичного ефекту лазерно-хіміко-термічної обробки в контексті авіаційної та машинобудівної техніки.

Сталь Р6М5 представляє клас швидкорізальних інструментальних сталей і обрана завдяки високій теплостійкості (до 600–650 °C), твердості (62–66 HRC) та зносостійкості, обумовленим підвищеним вмістом вольфраму, молібдену, ванадію та хрому. Ці елементи сприяють утворенню твердих карбідів (WC, VC, MoC) і нітридів під час обробки, що зберігає ріжучі властивості при високих температурах різання (до 500–600 °C) [82, 83].

Термічна обробка включала гартування з 1220–1250 °C та триразовий відпуск при 550–570 °C, формуючи структуру відпущеного мартенситу з рівномірними карбідами розміром 1–5 мкм (рис.2.3.)

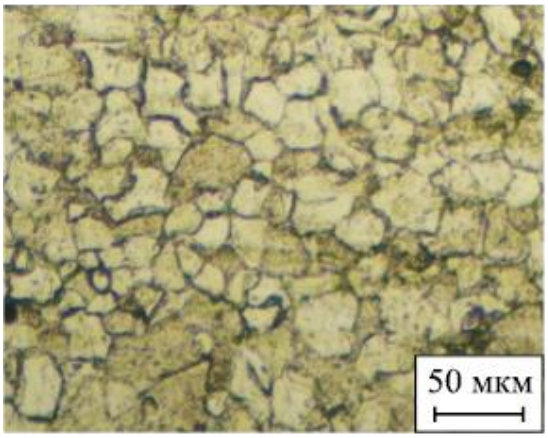


Рис. 2.3. Мікроструктура сталі Р6М5 після гартування і високого відпуску

Азотування підвищує поверхневу мікротвердість понад 9000 МПа (900 HV), покращуючи зносостійкість інструменту на 20–40%, але супроводжується залишковими напруженнями розтягування (200–400 МПа), що знижують стійкість до циклічних навантажень [39, 84]. Вибір Р6М5 обумовлений її застосуванням у різальному інструменті (фрези, свердла, ножі), де триботехнічні властивості є критичними для продуктивності.

Як контртіло у трибологічних випробуваннях використано сталь ШХ15 – високовуглецеву хромисту підшипникову сталь, що характеризується високою твердістю (60–64 HRC), однорідністю мартенситно-карбідної структури та стабільністю механічних властивостей ($\sigma_в$ ≈ 1800–2000 МПа, KCU ≈ 20–30 Дж/см²)[88, 89]. Хімічний склад наведено в таблиці 2.2.

Таблиця 2.2

Хімічний склад сталі ШХ15 (масова частка елементів,%) [85]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Інші елементи
0,95–1,05	0,15–0,35	0,25–0,45	1,35–1,65	–	–	≤0,30	S, P ≤0,025

Після гартування з 830–850 °C та низького відпуску при 150–180 °C сталь набуває дрібнодисперсної структури з мінімальною пластичністю, що мінімізує деформацію в зоні контакту та забезпечує відтворюваність результатів (рис.2.4)[83, 85].

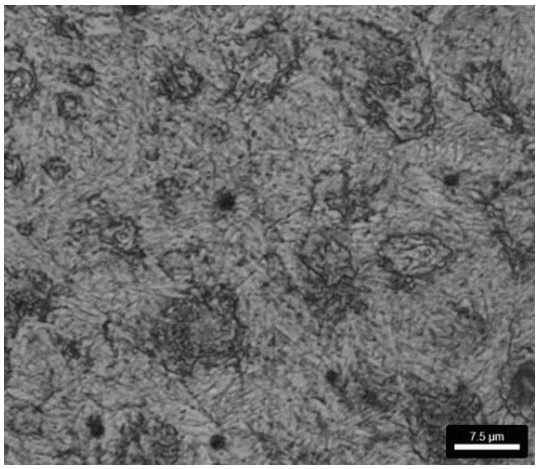


Рис. 2.4. Мікроструктура сталі ШХ15 після гартування і низького відпуску

Використання ШХ15 як контртіла дозволяє застосовувати аналітичні моделі контактних напружень за Герцом ($\sigma_{max} = 0{,}418\sqrt{\frac{PE^2}{R^2}}$), оскільки її модуль Юнга ($E \approx 210$ ГПа) та коефіцієнт Пуассона ($\nu \approx 0{,}3$) добре задокументовані. Це забезпечує точну оцінку триботехнічних параметрів зміцнених поверхонь, включаючи коефіцієнт тертя f та інтенсивність зносу I_h [83, 86] .

Для проведення металографічних, структурних, мікротвердометричних і трибологічних випробувань із сталей 38Х2МЮА, 40Х та Р6М5 були виготовлені зразки у вигляді плоских пластин та циліндричних валиків.

Для металографічних і структурних досліджень використовували пластини розміром приблизно 20×20×5 мм, що забезпечувало можливість виготовлення шліфів у поперечному перерізі до поверхні зміцнення та коректного аналізу товщини дифузійного шару і перехідної зони.

Мікротвердометричні вимірювання виконували на поперечних шліфах із кроком індентації від поверхні вглиб матеріалу, що вимагало мінімальної товщини зразка не менше 5 мм для виключення впливу підкладки.

Для трибологічних випробувань за схемою «диск–колодка» застосовували плоскі зразки розміром близько 40×20×8 мм, які контактували з циліндричним контртілом (валом) діаметром 10–20 мм зі сталі ШХ15.

Перед проведенням лазерної та хіміко-термічної обробки всі зразки піддавалися стандартній механічній обробці, що включала шліфування та полірування до шорсткості поверхні не нижче Ra = 0,32 – 0,63 мкм. Це забезпечувало відтворювані початкові умови контактної взаємодії та мінімізувало вплив вихідної мікрогеометрії на результати досліджень.

Базові зразки без поверхневої обробки, а також зразки після традиційного суцільного азотування використовувалися як контрольні для порівняльного аналізу. Це дозволяло кількісно оцінити внесок локалізованої лазерної дії та дискретності структури у зміну напружено-деформованого стану, механічних і триботехнічних характеристик поверхневого шару.

2.2. Технологія дискретного азотування з лазерною обробкою

Лазерно-азотувальна обробка зразків проводилася з метою формування поверхневого шару з контрольованою просторовою неоднорідністю механічних та триботехнічних властивостей. Такий підхід забезпечує оптимальний розподіл контактних напружень у зоні трибоконтакту, зниження градієнта деформацій, підвищення опору контактній втомі та інтенсивності зношування в умовах граничного та змішаного режимів тертя.

Методологія базується на запатентованому способі дискретної обробки азотованих сталевих виробів [84]. Основна концепція полягає в послідовному поєднанні класичної хіміко-термічної дифузійної обробки (азотування) з локалізованою лазерною модифікацією поверхні, що здійснюється після формування суцільного азотованого шару та має дискретний (сітчасто-стільниковий) характер (рисунок 2.5).

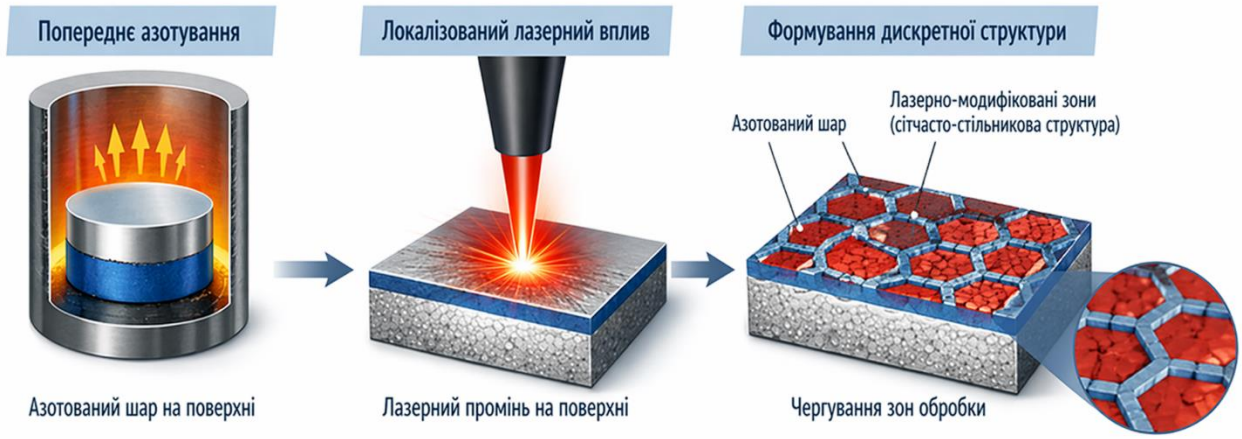


Рис. 2.5. Схема формування дискретно лазерно-азотованої структури поверхневого шару

Класичне азотування формує дифузійний шар з високою мікротвердістю (HV 800–1200) та зносостійкістю завдяки утворенню нітридних фаз (ε-$Fe_{2-3}N$, γ'-Fe_4N, CrN, AlN тощо) [87, 88].

Однак така технологія має низку суттєвих недоліків:

– виникнення залишкових напружень розтягування в перехідній зоні «азотований шар – основа» ($\sigma_{зал}$ = 150–500 МПа залежно від режиму та марки сталі) [4];

– зниження мікротвердості основи внаслідок високотемпературного відпуску під час азотування (температура процесу 500–560 °С перевищує температуру відпуску для багатьох конструкційних сталей) [74, 87];

– схильність до пластичного продавлювання твердого шару в м'яку підкладку під дією локальних контактних напружень (за Герцем σ_{max} > 1500–2500 МПа), що ініціює деламінацію, мікротріщиноутворення та прискорену контактну втому[8, 89].

Запропонована технологія усуває зазначені обмеження шляхом введення дискретних зон лазерного зміцнення після азотування[84].

Відповідно до запатентованого способу, на першому етапі зразки піддавали попередньому азотуванню в середовищі дисоційованого аміаку (NH_3) при температурі 500–600 °С з витримкою 15–20 годин залежно від необхідної товщини шару (0,20–0,60 мм) з метою формування суцільного дифузійного шару з підвищеною твердістю та зносостійкістю (рис.2.6) [87, 88].

Рис. 2.6. Схема суцільного азотованого шару після першого етапу

Режим забезпечував формування двофазної структури: поверхнева ε-зона (товщина 5–20 мкм) та дифузійна γ'-зона з дисперсними нітридами. Це створювало базовий рівень поверхневої твердості (HV 800–1100) та зносостійкості, а також готувало поверхню до подальшої локальної модифікації.

На другому етапі поверхню піддавали локалізованому лазерному впливу з шільністю потужності випромінювання у діапазоні 10^5–10^8 Вт/см².

Лазерну обробку виконували дискретно за регулярною сітчасто-стільниковою схемою, що передбачає формування системи локально зміцнених ділянок на поверхні азотованого шару (рис.2.7) [84].

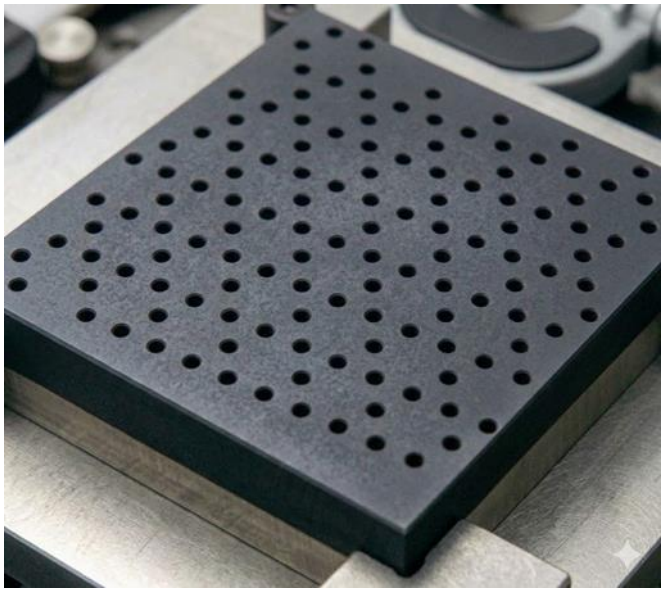


Рис. 2.7. Конструкція поверхневої структури дискретного покриття сітчасто-стільникового типу

Крок між центрами таких ділянок становив 3–5 мм, а сумарна площа лазерної обробки — 20–35 % від загальної площі поверхні. Саме такий просторовий розподіл зміцнених зон було встановлено як оптимальний з точки зору мінімізації локальних контактних напружень і забезпечення ефективної релаксації напружено-деформованого стану при терті [84].

Внаслідок лазерного впливу у дискретних зонах відбувалася перебудова мікроструктури азотованого шару, часткове розчинення нітридних фаз, перерозподіл азоту та формування складного напружено-деформованого стану з переважанням залишкових напружень стиску. Між обробленими зонами зберігалися ділянки первинного азотованого шару, які виконували роль більш жорсткої опорної матриці. Така комбінація забезпечувала ефективний перерозподіл контактних напружень у трибоспряженні.

Принциповою особливістю методики, реалізованої відповідно до [39], є можливість цілеспрямованого керування площею, формою та кроком

дискретних зон лазерного впливу. Зміна цих параметрів дозволяла регулювати співвідношення зміцнених і менш жорстких ділянок поверхні, а також рівень локальної концентрації напружень, що має визначальний вплив на умови мікроприпрацювання та розвиток зношування.

Таким чином, застосована технологія лазерно-азотувальної обробки з дискретною лазерною активацією забезпечує формування просторово-неоднорідного поверхневого шару з адаптивними триботехнічними властивостями. Це створює науково обґрунтовану основу для подальшого кількісного аналізу впливу ступеня дискретності, геометрії зон та режимів обробки на параметри контактної взаємодії, коефіцієнт тертя, інтенсивність зношування та контактну витривалість

2.3 Методика трибологічних випробувань і оцінки зношування

Трибологічні випробування проводилися з метою кількісної та якісної оцінки впливу дискретних лазерно-азотованих структур поверхневого шару на процеси тертя, зношування та енергетичні характеристики контактної взаємодії. Обрані методики забезпечують відтворення умов сухого та граничного тертя, характерних для вузлів машин авіаційного та загальномашинобудівного призначення, що працюють під високими контактними навантаженнями та циклічними впливами.

Випробування виконувалися на машині тертя М-22М (рис. 2.8) — універсальній лабораторній трибометричній установці важільно-вантажного типу, призначеній для дослідження процесів тертя, зношування та припрацювання матеріалів і покриттів у режимі ковзання за схемами «вал–площина» та «диск–колодка». Конструкція машини дозволяє стабільно регулювати нормальне навантаження, швидкість ковзання та точно реєструвати силу тертя [40, 90, 91].

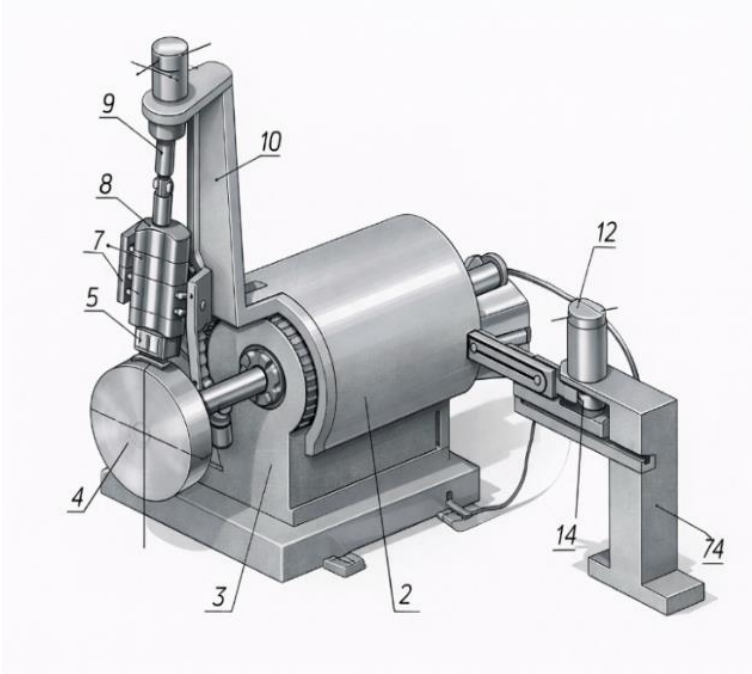


Рис. 2.8. Схема машини тертя М-22М для випробувань за схемою «диск-колодка»:

1 – станина; 2 – привідний електродвигун; 3 – редуктор; 4 – робочий вал (диск); 5 – опора валу; 6 – тримач зразка; 7 – контрзразок; 8 – важіль навантаження; 9 – вантаж; 10 – вертикальна стійка; 11 – вимірювальний важіль сили тертя; 12 – датчик (пристрій) вимірювання сили тертя; 13 – регулювальний вузол; 14 – опорна стійка.

Основу машини становить жорстка станина 1, на якій змонтовані всі вузли. Привідний електродвигун 2 через муфту та редуктор 3 передає обертальний рух на робочий вал 4, встановлений у прецизійних підшипникових опорах 5 для забезпечення співвісності та мінімальних втрат. Робочий елемент (вал або диск) виготовлено зі сталі ШХ15 (контртіло), поверхня оброблена до Ra = 0,32–0,63 мкм. Нерухомий зразок закріплюється в тримачі 6 на вертикальній стійці 10 з регулюванням для компенсації перекосів і забезпечення рівномірного контакту.

Нормальне навантаження створюється важільно-вантажною системою 8–9 і передається безпосередньо в зону контакту, дозволяючи точно відтворювати контактні тиски 100–800 МПа. Сила тертя реєструється вимірювальним важелем 11, деформація якого фіксується датчиком 12 (тензометричним або механічним), що забезпечує безперервну реєстрацію коефіцієнта тертя *f(t)* з точністю ±0,005 [40].

Перед випробуваннями зразки з дискретно лазерно-азотованою поверхнею очищали, зважували та встановлювали в тримач. Контрзразок (ШХ15) фіксували на приводному валу. Нормальне навантаження вибирали з урахуванням реальних експлуатаційних умов і факторів плану експерименту, без переходу до катастрофічного руйнування шару. Швидкість ковзання підтримувалася сталою (0,2–1,0 м/с), щоб мінімізувати тепловий розігрів і забезпечити порівнянність результатів. Тривалість випробувань — 10^5–10^6 циклів або до стабілізації *f(t)*.

Коефіцієнт тертя *f* визначали як відношення зареєстрованої сили тертя до нормального навантаження. Аналіз залежностей *f(t)* дозволяв виділити стадії припрацювання, квазістаціонарного тертя та переходи до нестабільних режимів, що є критичним для оцінки ефективності дискретних структур [19].

Після випробувань зразки демонтували, очищали від продуктів зношування (промивання в органічному розчиннику, сушіння тепловим повітрям) та проводили оцінку зношування.

Оцінку зносостійкості виконували за масовими та лінійними показниками відповідно до класичних положень трибології та вимог стандартів [92 – 94].

Масове зношування визначали шляхом зважування зразків до та після випробувань з використанням аналітичних ваг Axis ANG200C 2-го класу з ціною поділки не гірше ±0,1 мг(рис. 2.9).

Абсолютну втрату маси зразка визначали за співвідношенням:

$$\Delta m = m_0 - m_t \tag{2.1}$$

де m_0 — маса зразка до випробувань, мг;

m_t — маса зразка після випробувань, мг.

Для порівняльної оцінки зносостійкості використовували питомий масовий знос I_m (мг/км), який обчислювали з урахуванням шляху тертя:

$$I_m = \frac{\Delta m}{L} \tag{2.2}$$

де L – сумарний шлях тертя.

Рис. 2.9. Ваги Axis ANG200C для вимірювання вагового зносу зразків.

Лінійне зношування визначали за зміною геометричних параметрів зразків у зоні контакту, що відповідає рекомендаціям ДСТУ та класичним методам контактної механіки [40, 90].

Величину лінійного зносу оцінювали за зменшенням товщини зразка або глибиною зношеної доріжки з використанням оптичної мікроскопії, на приладі ІКВ-6 (вертикальний оптиметр) (рис. 2.10) з точністю не гірше ±1 мкм.

Рис. 2.10. Загальний вигляд приладу ІКВ-6.

$$\Delta h = h_0 - h_t \quad (2.3)$$

де h_0 — початковий геометричний розмір зразка, мкм;

h_t — розмір після випробувань, мкм.

Інтенсивність лінійного зношування I_h (мкм/км) обчислювали як:

$$I_h = \frac{\Delta h}{L} \quad (2.4)$$

де L – сумарний шлях тертя.

Лінійний показник є інформативним для локалізованих процесів руйнування дискретних зон, оскільки відображає глибину пластично деформованого шару та механізми зношування (адгезійний, абразивний, втомний) [95].

Отримані дані обробляли статистично (середнє значення, коефіцієнт варіації <10 %, 5–8 паралельних випробувань на режим). Результати порівнювали з контрольними зразками (без обробки, суцільне азотування), що дозволило кількісно оцінити внесок дискретної лазерної активації в підвищення зносостійкості та стабільності коефіцієнта тертя.

2.4 Методологія та аналітичні засади оцінювання напружено-деформованого стану дискретно зміцнених поверхонь

Методологія оцінювання напружено-деформованого стану (НДС) дискретно зміцнених поверхонь сформована з урахуванням розвитку положень контактної механіки, енергетичної трибології та теорії неоднорідних середовищ [68, 96, 97].

На відміну від традиційних підходів, у яких поверхневий шар розглядається як однорідне ізотропне середовище, у роботі прийнято концепцію локально-неоднорідного пружно-пластичного шару з періодично змінними фізико-механічними властивостями. Така неоднорідність зумовлена дискретною лазерною або комбінованою обробкою, внаслідок якої формуються зміцнені ділянки з підвищеними значеннями модуля пружності, твердості та границі текучості, оточені пластичнішою матрицею [28].

Якісну оцінку НДС здійснювали шляхом аналізу мікроструктури, морфології зміцнених ділянок, конфігурації перехідних зон «зміцнена ділянка – матриця», а також характеру градієнта мікротвердості по глибині [83, 98] на оптичному (металографічному) мікроскопі ММР-2Р(рис. 2.11, табл. 2.3).

Мікроскоп ММР-2Р — це вертикальний металографічний мікроскоп, призначений для візуального спостереження, фотографування та вивчення мікроструктури металів і сплавів у відбитому світлі.

Рис. 2.11. Загальний вигляд мікроскопа ММР-2Р

Він дозволяє працювати в таких режимах:

– світле поле (пряме та косе освітлення);

– Темне поле;

– Поляризоване світло.

Таблиця 2.3

Основні технічні характеристики ММР-2Р

Параметр	Значення
Збільшення при візуальному спостереженні	100× – 930× (залежно від комбінації об’єктива та окуляра)
Збільшення при фотографуванні	до 800× (на плівку/пластинку)
Джерело світла	лампа накалювання ОП12-100 (220 В)
Предметний столик	переміщення 30 × 20 мм, навантаження до 5 кг
Об’єктиви (ахроматичні)	F=23,2 (A=0,17); F=8,2 (A=0,37); F=6,3 (A=0,65); F=4,3 (A=0,95)
Окуляри	10×, 12,5× (ортоскопічний), 15× та 20× (компенсаційні)

Ознаками підвищених локальних напружень вважали наявність мікротріщин, зон структурної нестабільності, різких перепадів твердості.

Кількісну оцінку контактних напружень виконували в декілька послідовних етапів на основі класичних залежностей Герца для пружного контакту тіл з урахуванням ефективного модуля пружності поверхневого шару [56, 99].

На першому етапі здійснювали аналітичний розрахунок контактних напружень відповідно до класичних співвідношень теорії Герца з урахуванням приведеного модуля пружності системи «контртіло – поверхневий шар» [100].

Приведений модуль пружності системи:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2} \tag{2.5}$$

де E_1 і E_2 — модулі пружності контактуючих тіл;

μ_1 і μ_2 — коефіцієнти Пуассона;

E^* — приведений модуль пружності.

Для дискретно зміцненої поверхні введено ефективний модуль пружності, визначений з урахуванням об’ємної частки зміцнених зон та їх геометричних параметрів (діаметра і кроку розташування). Такий підхід дозволив врахувати перерозподіл навантаження між жорсткішими ділянками та матрицею і кількісно оцінити зміну максимальних контактних і дотичних напружень.

Ефективний модуль пружності дискретно зміцненої поверхні:

$$E_{\text{еф}} = \varphi E_{\text{зм}} + (1-\varphi)E_{\text{м}} \tag{2.6}$$

де φ — об’ємна (площинна) частка зміцнених зон;

$E_{\text{зм}}$ — модуль пружності зміцненої ділянки;

$E_{\text{м}}$ — модуль пружності матриці.

На другому етапі аналізували локальний характер напружень у межах окремих зміцнених ділянок.

Для кількісної оцінки цього ефекту використано коефіцієнт концентрації напружень k_σ, який визначався як відношення локальних максимальних напружень σ_{max} до номінальних σ_n [26, 101]:

$$k_\sigma = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_n} \tag{2.7}$$

де k_σ – коефіцієнт концентрації напружень, що враховує геометрію та крок розташування зміцнених зон.

Зменшення зазначеного коефіцієнта розглядалося як критерій підвищення експлуатаційної надійності поверхні.

На третьому етапі враховували вплив залишкових термічних і структурних напружень, що формуються під час лазерної обробки внаслідок високошвидкісних теплових циклів та фазових перетворень.

Сумарний напружений стан поверхневого шару розглядали як суперпозицію контактних, термічних і структурних складових:

$$\sigma_\sum = \sigma_H + \sigma_з + \sigma_{фп} \tag{2.8}$$

де σ_H — контактні напруження (за Герцем);

$\sigma_з$ — залишкові термічні напруження;

$\sigma_{фп}$ — напруження, зумовлені фазовими перетвореннями.

Оцінювання залишкових термічних напружень здійснювали за залежністю:

$$\sigma_з = E \cdot \alpha \cdot \Delta T \tag{2.9}$$

де α — коефіцієнт термічного розширення;

ΔT — температурний градієнт у зоні обробки.

Такий підхід узгоджується з концепцією локального НДС при лазерному зміцненні та дозволяє пояснити механізм формування стискуючих залишкових напружень у приповерхневій зоні.

Додатково застосовано енергетичний підхід до аналізу НДС, відповідно до якого визначальним параметром є щільність накопиченої пружної енергії деформації W:

$$W = \frac{\sigma_{екв}^2}{2E} \tag{2.10}$$

де $\sigma_{екв}$ — еквівалентне напруження за Мізесом:

$$\sigma_{екв} = \sqrt{\frac{1}{2}\left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_{3)}{}^2\right]} \tag{2.11}$$

Зниження W у зоні контакту розглядається як критерій підвищення зносостійкості та стабілізації процесів припрацювання [95, 102].

Визначення залишкових напружень у поверхневому шарі сталей виконувалося методом рентгенівської дифракції $\sin^2\psi$ на дифрактометрі ДРОН-3М (табл. 2.4) з використанням характеристичного випромінювання CuKα (λ = 1,5406 Å).

Таблиця 2.4

Основні характеристики дифрактометра ДРОН-3М

Найменування параметру	Значення
Довжина хвилі випромінювання, λ	1,5406 Å (CuKα)
Робоча напруга, $U_{роб}$	30–35 кВ
Струм анода, I	15–20 мА
Трубка	CuKα
Діапазон кутів 2Θ	150–165°
Мінімальний крок зйомки	2Θ = 0.01
Час витримки в точці	3-5 хв.

Метод базується на вимірюванні зміщення дифракційних максимумів при нахилі зразка на різні кути ψ та визначенні пружної деформації кристалічної ґратки.

Зразок послідовно нахиляють на різні кути ψ відносно нормалі до поверхні. При цьому вимірюють положення дифракційного максимуму та обчислюють відповідні міжплощинні відстані dψ. Побудова залежності dψ від $\sin^2\psi$ дозволяє визначити кутовий коефіцієнт прямої, який пропорційний величині залишкових напружень у площині поверхні.

Оскільки глибина проникнення CuKα-випромінювання у сталі становить кілька десятків мікрометрів, визначаються саме поверхневі залишкові напруження, що є критично важливими для оцінки напружено-деформованого стану після лазерної обробки.

Метод є неруйнівним, локальним та забезпечує кількісне визначення як стискуючих, так і розтягуючих залишкових напружень у приповерхневому шарі.

Таким чином встановлюється взаємозв’язок між параметрами дискретної обробки, рівнем еквівалентних напружень та інтенсивністю зношування.

2.5 Визначення мікротвердості

Визначення мікротвердості поверхневих шарів матеріалу після дискретного зміцнення проводилося методом вдавлювання алмазної піраміди Віккерса на приладі ПМТ‑3М (рис. 2.12). Цей метод забезпечує локальне вимірювання механічних властивостей поверхні з високою просторовою роздільною здатністю та дозволяє оцінити зміну твердості по глибині шару [103].

Для вимірювань виготовляли поперечні шліфи зразків із точною площиною обробки. Поверхню шліфів полірували до дзеркального блиску з використанням абразивних паст та полірувальних дисків, що забезпечує відсутність залишкових подряпин та рівномірність контактної площадки під індентора.

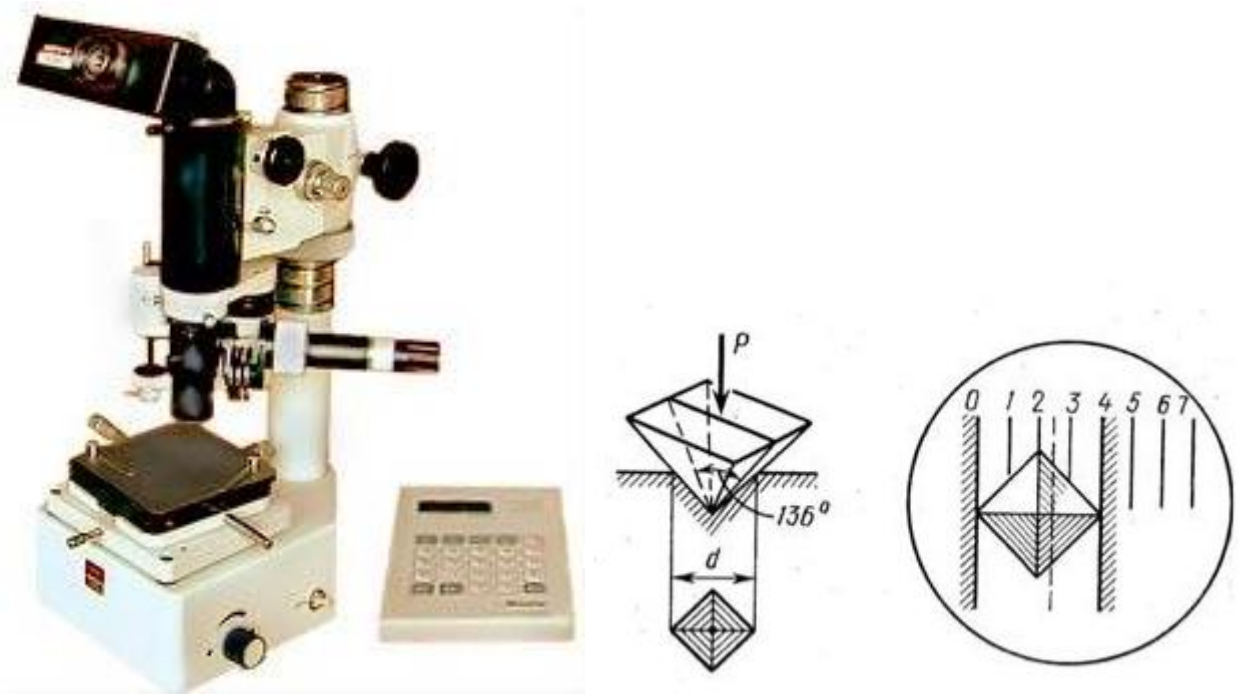


Рис. 2.12. Мікротвердомір ПМТ – 3М

а – загальний вигляд; б – вдавлювання алмазною пірамідою; в – схема вимірювання відбитка

Таблиця 2.5

Технічні характеристики мікротвердоміра ПМТ-3

Діапазон навантаження	0,0196...4,9Н
Управління навантаженнями	ручне
Збільшення мікроскопа в мікротвердомірі	130, 500, 800

На приладі ПМТ‑3М задавали навантаження F та час витримки індентора t. Після вдавлювання вимірювали довжини діагоналей d_1 і d_2 відбитка, а значення мікротвердості визначали за класичною формулою Віккерса:

$$HV = \frac{1{,}8544F}{d^2}, \text{кгс/мм}^2 \quad (2.12)$$

де $d = \frac{d_1+d_2}{2}$ — середнє значення діагоналей відбитка;

F — сила навантаження, кгс.

Відбитки алмазної піраміди наносили послідовно від зовнішньої поверхні вглиб матеріалу з фіксованим кроком Δz = 5 – 20 мкм, що дозволяло побудувати глибинний профіль мікротвердості, оцінити товщину зміцненого шару та градієнт зміцнення [83, 104]:

$$\frac{HV}{\Delta z} = \frac{HV_{\text{пов}} - HV_{\text{матриця}}}{h} \quad (2.13)$$

де $HV_{\text{пов}}$ — мікротвердість поверхневого шару,

$HV_{\text{матриця}}$— мікротвердість матриці,

h — товщина зміцненого шару.

Вплив систематичних та випадкових похибок приладу враховували за формулою відносної похибки:

$$\delta HV = \frac{|HV_{\text{вим}} - HV_{\text{еталон}}|}{HV_{\text{еталон}}} \cdot 100\% \quad (2.14)$$

де $HV_{\text{вим}}$ — виміряне значення твердості,

$HV_{\text{еталон}}$— твердість еталонного матеріалу.

Для оцінки точності вимірювань та повторюваності експерименту використовують середнє значення $HV_{\text{сер}}$ і стандартне відхилення мікротвердості:

$$HV_{\text{сер}} = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n} HV_i \quad (2.15)$$

$$\varepsilon_H = \sqrt{\frac{1}{n-1}\sum_{i=1}^{n}(HV_i - HV_{\text{сер}})^2} \quad (2.16)$$

де n — кількість відбитків;

HV_i— значення мікротвердості для і-го відбитка;

$HV_{\text{сер}}$— середнє значення;

ε_H — стандартне відхилення.

Стандартне відхилення використовується для оцінки дисперсії твердості в межах шару та перевірки однорідності зміцнення.

Мікротвердість розглядають як показник не тільки міцності поверхневого шару, але й непрямий індикатор напружено-деформованого стану, оскільки градієнт твердості відображає перерозподіл контактних і залишкових напружень [83, 105]. Застосування наведеної статистичної обробки забезпечує високу відтворюваність результатів та дозволяє порівнювати ефективність різних режимів дискретного зміцнення.

2.6. Планування експерименту та методи обробки результатів

Планування експериментальних досліджень виконували з використанням методів математичного планування експерименту, які забезпечують одержання кількісних закономірностей впливу параметрів лазерно-азотувальної обробки на трибологічні властивості поверхневих шарів за мінімально необхідної кількості дослідів [106, 107]. Застосування такого підходу є обґрунтованим для аналізу багатофакторних процесів формування дискретно зміцнених структур, що характеризуються нелінійною взаємодією технологічних параметрів.

На підставі теоретичних положень контактної механіки, енергетичних уявлень про процеси тертя і зношування [8], а також результатів попередніх експериментальних досліджень і патентних розробок у галузі дискретної лазерно-азотувальної обробки [39, 108] було визначено перелік основних керованих факторів та діапазони їх варіювання.

Як незалежні змінні (фактори) обрано:

X_1 — щільність потужності лазерного випромінювання q, Вт/см²;

X_2 — крок дискретної обробки s, мм;

X_3 — відносна площа зміцнених ділянок φ, %.

Варіювання факторів здійснювали у встановлених інтервалах, наведених у таблиці 2.6.

Таблиця 2.6

Фактори експерименту та рівні їх варіювання (ЛАТУС-31)

Позначення фактора	Фактор	Рівень –1	Рівень 0	Рівень +1
X_1	Щільність потужності лазерного випромінювання q, Вт/см²	10^5	10^6	10^8
X_2	Крок дискретної обробки s, мм	2	4	6
X_3	Відносна площа зміцнених ділянок φ, %	20	27,5	35

Обрані межі щільності потужності лазерного випромінювання $q = 10^5 – 10^8$ Вт/см² відповідають робочим режимам установки та забезпечують локалізоване нагрівання без оплавлення поверхні. Нижня межа відповідає режимам структурної модифікації без фазового переплавлення, тоді як верхня — режимам інтенсивного термомеханічного впливу з формуванням високодисперсних зміцнених зон.

Крок дискретної обробки s = 3–5 мм і відносна площа зміцнених ділянок φ = 20–35 % обрані з урахуванням умов формування оптимального напружено-деформованого стану поверхневого шару [84].

Така конфігурація забезпечує:

– перерозподіл контактних напружень;

– зниження пікових локальних навантажень;

– підвищення опору втомному руйнуванню у зоні тертя.

Температура та тривалість азотування відповідають класичним режимам газового азотування конструкційних і легованих сталей та забезпечують формування стабільного дифузійного шару, структурно сумісного з подальшою лазерною активацією.

Для побудови адекватної математичної моделі натуральні значення факторів переводили у безрозмірні нормалізовані змінні x_i за стандартною методикою кодування:

$$x_i = \frac{X_i - X_{0i}}{\Delta X_i} \quad (2.20)$$

де X_i — натуральне значення фактора;

X_{0i} — базовий (нульовий) рівень;

ΔX_i — інтервал варіювання.

Нормалізація дозволяє:

– зіставляти вплив різнорідних параметрів;

– підвищити стійкість регресійних розрахунків;

– коректно оцінювати коефіцієнти взаємодії [107].

Для кількісного опису впливу технологічних факторів на вихідні параметри використовували поліноміальну регресійну модель другого порядку:

$$Y = a_0 + \sum_{i=1}^{n} a_i x_i + \sum_{i=1}^{n} a_{ii} x_i^2 + \sum_{i<j}^{n} a_{ij} x_i x_j \quad (2.21)$$

де Y – узагальнений показник відгуку (інтенсивність зношування, коефіцієнт тертя або енергетичний критерій);

a_0 – вільний член;

a_i – коефіцієнти лінійних факторів;

a_{ii} – квадратичні коефіцієнти;

a_{ij} — коефіцієнти парної взаємодії

x_I – нормалізовані значення факторів експерименту.

Як функції відгуку досліджували:

– інтенсивність зношування *I*;

– коефіцієнт тертя *f*;

– питомі енергетичні втрати *E*.

Оцінювання коефіцієнтів регресійної моделі здійснювали методом найменших квадратів із подальшою перевіркою їх статистичної значущості за критерієм Стьюдента:

$$t_i = \frac{|a_i|}{S_{b_i}} \quad (2.22)$$

$$S_{b_i}^2 = \frac{S_y^2}{N} \quad (2.23)$$

де $S_{b_i}^2$ – дисперсія коефіцієнтів регресії.

Якщо $t_i > t_{\text{кр}}(f, p = 0{,}95)$ — коефіцієнт значущий.

Адекватність моделей перевіряли за критерієм Фішера з використанням дисперсійного аналізу [106, 109]:

$$F = \frac{S_{\text{ад}}^2}{S_y^2} \quad (2.24)$$

$$S_{\text{ад}}^2 = \frac{\sum(Y_{\text{експ}} - Y_{\text{розр}})^2}{N - m} \quad (2.25)$$

$$S_y^2 = \frac{\sum(Y_{0_i} - Y_{0_{\text{сер}}})^2}{n_0 - 1} \quad (2.26)$$

де $Y_{\text{експ}}$ — експериментально отримане значення функції відгуку;

$Y_{\text{розр}}$ — розрахункове значення, визначене за регресійною моделлю;

$S_{\text{ад}}^2$ — дисперсія адекватності, яка відображає ступінь відповідності моделі експериментальним даним;

S_y^2 — дисперсія відтворюваності, що характеризує експериментальну похибку;

m — кількість значущих коефіцієнтів.

$$F < F_{\text{кр}} \quad (2.27)$$

Такий підхід дозволив виключити незначущі члени рівнянь і отримати скориговані моделі з підвищеною прогностичною здатністю:

$$Y = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 + a_3x_3 + +a_{12}x_1x_2 + a_{13}x_1x_3 + +a_{11}x_1^2 + a_{22}x_2^2 + a_{33}x_3^2 \quad (2.28)$$

Оптимізацію параметрів лазерно-азотувальної обробки проводили з урахуванням багатокритеріального характеру задачі, орієнтуючись на мінімізацію інтенсивності зношування та коефіцієнта тертя за одночасного зниження питомих енергетичних втрат. Така постановка узгоджується з енергетичними підходами до аналізу процесів зношування, відповідно до яких руйнування поверхневого шару розглядається як результат накопичення та дисипації механічної енергії тертя [40, 110, 111].

Висновки до розділу 2

1. У розділі розроблено та реалізовано комплексну експериментальну методику дослідження процесів формування дискретно лазерно-азотованих покриттів, що поєднує хіміко-термічну обробку, локалізований лазерний вплив та подальше трибологічне, структурне і механічне оцінювання поверхневих шарів.

2. Обґрунтовано вибір матеріалів, контрматеріалів і режимів обробки, які відповідають реальним умовам роботи важконавантажених трибоспряжень. Параметри лазерної та лазерно-азотувальної обробки узгоджені з технічними можливостями установки ЛАТУС-31 та положеннями корисної моделі UA 158962, що забезпечує відтворюваність і практичну реалізовність отриманих результатів.

3. Запропоновано та застосовано методики трибологічних випробувань за схемою «диск–колодка» на машині тертя М-22М, що дозволило комплексно оцінити зносостійкість, коефіцієнт тертя та енергетичні витрати на тертя в умовах ковзання і контактної втоми.

4. Показано, що оцінювання напружено-деформованого стану та мікротвердості у взаємозв’язку з параметрами лазерно-азотувальної обробки є інформативною основою для інтерпретації трибологічних результатів і підтверджує доцільність застосування дискретних структур з точки зору зниження локальної концентрації напружень.

5. Сформовано план факторного експерименту з урахуванням ключових керованих параметрів (щільність потужності лазерного випромінювання, крок дискретної обробки, площа зміцнених ділянок, температура та тривалість азотування), виконано їх нормалізацію та побудовано регресійні моделі, придатні для кількісного аналізу впливу режимів обробки на трибологічні характеристики.

РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ТРИБОТЕХНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДИСКРЕТНО АЗОТОВАНИХ ПОКРИТТІВ

3.1. Вплив параметрів лазерної обробки на зносостійкість

Зносостійкість поверхневих шарів, сформованих дискретною лазерно-азотувальною обробкою, визначається комплексною дією параметрів локалізованого енергетичного впливу, які формують напружено-деформований стан, мікроструктуру та градієнт механічних властивостей у приповерхневому шарі.

Згідно з деформаційним підходом [9], зносостійкість залежить від характеру пружного та пружно-пластичного деформування в зоні контакту. Оптимальне поєднання жорсткості поверхневого шару та основи зменшує реальну площу контакту й рівень контактних напружень, що обмежує накопичення пошкоджень і забезпечує контрольовану пружну адаптацію без розвитку локалізованих пластичних деформацій та зародження мікротріщин.

З позицій енергетичної моделі руйнування при терті [14] деградація матеріалу пов’язана з акумуляцією критичної енергії деформації в приповерхневому об’ємі. Дискретна лазерно-азотувальна обробка формує структурно неоднорідний шар із чергуванням зміцнених зон і пластичної матриці, що сприяє перерозподілу напружень і зниженню швидкості накопичення пошкоджень.

Таким чином, підвищення зносостійкості досягається не лише збільшенням мікротвердості [13, 40], а насамперед формуванням сприятливого напружено-деформованого стану та контрольованого градієнта властивостей. Надмірне локальне зміцнення без урахування несучої здатності основи може призвести до крихкого руйнування, що узгоджується з класичними положеннями триботехніки [112].

Дискретну лазерну обробку проводили за сітчасто-стільниковою схемою відповідно до патенту України [84] при щільності потужності випромінювання 10^5–10^8 Вт/см², кроці дискретності 3–5 мм та ступені перекриття (площі

обробки) 20–35 %. Попереднє азотування виконували в аміачному середовищі при 800–860 К протягом 15–20 год [87, 113].

Трибологічні випробування проводили за схемою «диск–колодка» при контактному тиску 400 МПа, швидкості ковзання 0,6 м/с і шляху тертя 5000 м [84]. Інтенсивність зношування I розраховували як лінійне зношування, віднесене до 1 км шляху тертя (мкм/км), з усередненням результатів шести паралельних випробувань.

Внаслідок проведених експериментів встановлено, що інтенсивність зношування для всіх досліджуваних сталей (40Х, 38Х2МЮА, Р6М5) монотонно знижується зі зростанням щільності потужності випромінювання (рис.3.1). У діапазоні 10^5–10^8 Вт/см² зменшення I має квазілогарифмічний характер із переходом до насичення при високих значеннях q.

Для сталі 40Х інтенсивність зношування зменшується з 0,90 до 0,10 мкм/км, для 38Х2МЮА — з 0,78 до 0,09 мкм/км, для Р6М5 — з 1,03 до 0,13 мкм/км. Отримані результати узгоджуються з енергетичною концепцією тертя та зношування [40, 110], згідно з якою підвищення міцності та дисперсності структури зменшує частку енергії, що витрачається на руйнування.

На рис. 3.1 виділяють дві області:

1. Інтервал 10^5–10^7 Вт/см² з інтенсивним зниженням I (понад 60% для 40Х, 65% для 38Х2МЮА, до 70% для Р6М5), зумовленим формуванням зміцненого шару через швидкісну термообробку, подрібнення зерна, утворення дисперсних фаз і зростання мікротвердості [112].

2. Зона насичення при 5×10^7–10^8 Вт/см², де подальше зростання q не змінює I (зміна до 10–15%), через досягнення граничного рівня структурного зміцнення, стабілізацію мікроструктури або релаксацію напружень [114].

Крок розташування зміцнених ділянок S формує просторову організацію поверхневого шару та безпосередньо впливає на характер напружено-деформованого стану в зоні тертя.

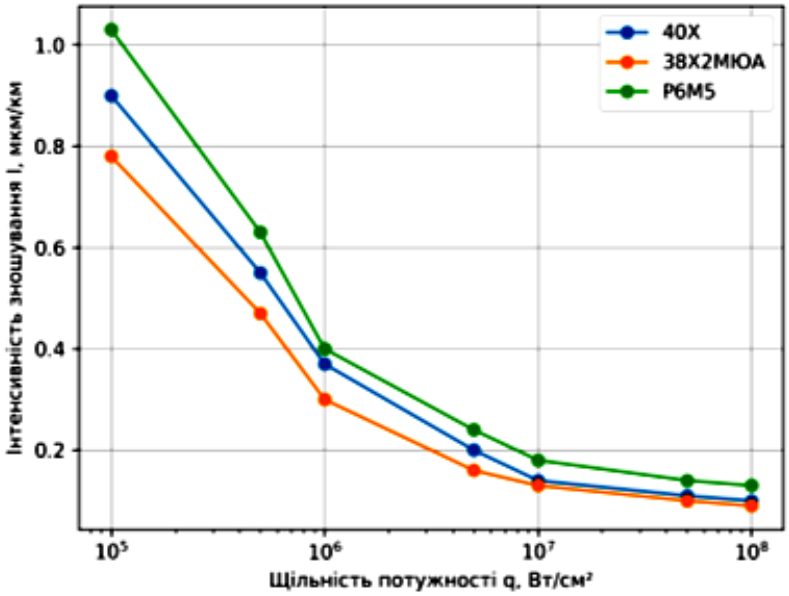


Рисунок 3.1. Залежність інтенсивності зношування від щільності потужності лазерного випромінювання досліджуваних сталей

Аналіз отриманих експериментальних даних (рис. 3.2) показав, що для всіх досліджених сталей залежність інтенсивності зношування від кроку S лазерної обробки має екстремальний характер. При збільшенні кроку S від 2,0 до 4,0 мм спостерігається зниження інтенсивності зношування, після чого при подальшому збільшенні кроку до 5,0–6,0 мм відбувається її зростання.

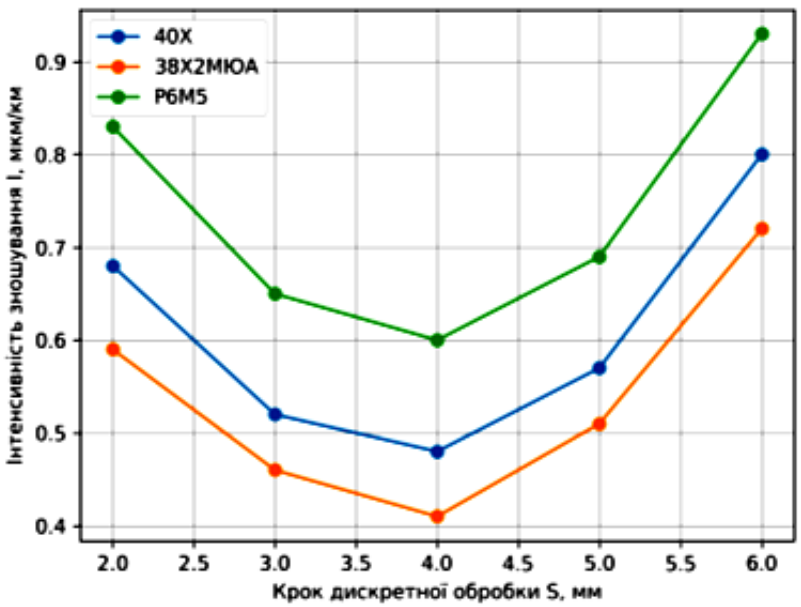
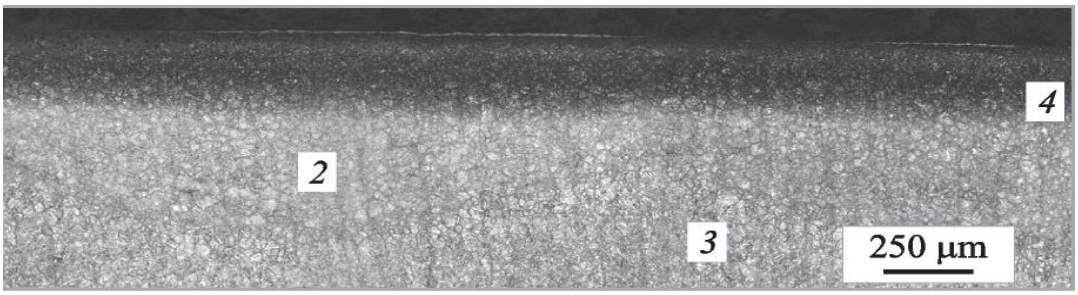


Рисунок 3.2. Залежність інтенсивності зношування від кроку дискретної лазерної обробки досліджуваних сталей

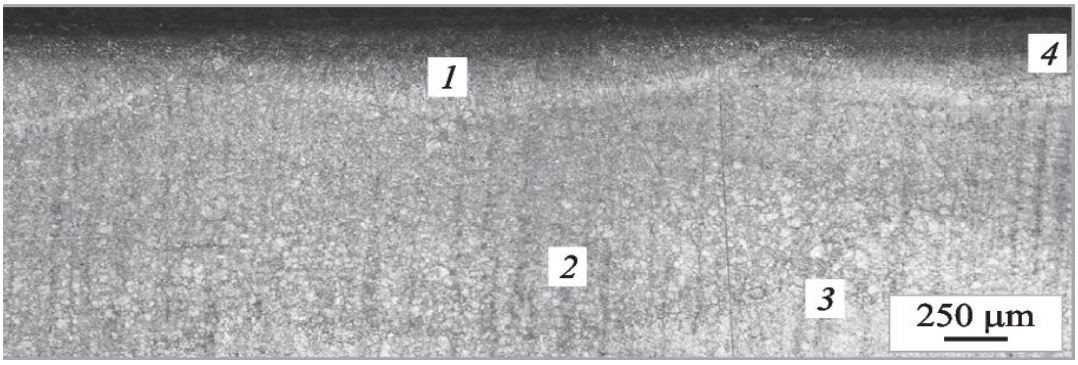
Так, для сталі 40Х мінімальне значення інтенсивності зношування становить 0,48 мкм/км при S = 4,0 мм. Аналогічна тенденція встановлена для сталі 38Х2МЮА, де мінімальне значення складає 0,41 мкм/км. Для швидкорізальної сталі Р6М5 – 0,60 мкм/км.

Отримані результати узгоджуються з теоретичними положеннями щодо формування залишкових напружень та структурної неоднорідності при лазерному зміцненні [115]. При малому кроці (2,0 мм) відбувається значне перекриття зон термічного впливу, що спричиняє підвищення рівня залишкових напружень та локальних перегрівів, які негативно впливають на зносостійкість. При оптимальному кроці (близько 4,0 мм) досягається раціональне співвідношення площі зміцнених зон та пластичної матриці, що забезпечує ефективний перерозподіл контактних напружень у зоні тертя.

На рисунку 3.3 показано мікроструктуру сталі 40Х після азотування (з утворенням ε-нітридної зони на поверхні та дифузійної з γ'-нітридами) та дискретної лазерної обробки саме для кроку між доріжками 3 мм та 4 мм.



а)



б)

Рисунок 3.3. Мікроструктури сталі 40Х: а) з кроком лазерної обробки 3,0 мм; б) з кроком лазерної обробки 4,0 мм.

Збільшення кроку понад 5,0 мм призводить до зменшення частки зміцненої поверхні, що зумовлює інтенсифікацію зношування.

В роботі досліджувався також вплив площі лазерного зміцнення на триботехнічні властивості сталей. Залежність інтенсивності зносу від площі лазерної обробки показано на рис. 3.4.

При збільшенні площі лазерного зміцнення від 10 % до 30 % інтенсивність зношування зменшується, після чого при подальшому зростанні площі до 35–50 % спостерігається її підвищення. Така закономірність узгоджується з положеннями теорії гетерогенного поверхневого зміцнення та впливу залишкових напружень на триботехнічні характеристики матеріалів [115,116].

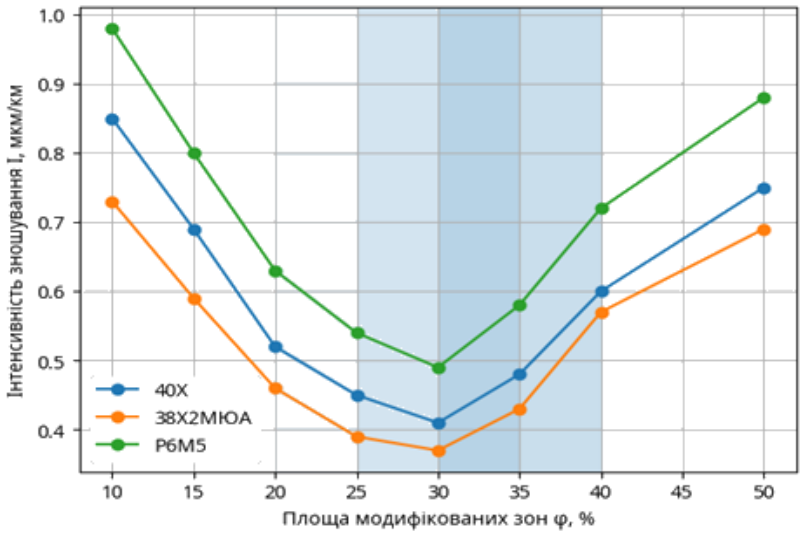


Рисунок 3.4. Залежність інтенсивності зношування від площі лазерної обробки досліджуваних сталей

Оптимальні значення площі φ становлять: для сталі 40Х — 30–40 %, для сталі 38Х2МЮА — 25–40 %, для сталі Р6М5 — 20–35 %. У цих інтервалах досягається найкраще поєднання твердості модифікованих зон, пластичності проміжних ділянок та релаксації залишкових напружень, що забезпечує мінімальну концентрацію контактних напружень у зоні тертя та максимальну зносостійкість [84]. При $\varphi < 20$ % ефект зміцнення недостатній через низьку щільність нітридних фаз, при $\varphi > 45$–50 % зростає крихкість шару та абразивна дія твердих ділянок на контртіло.

Зменшення інтенсивності зношування у діапазоні 10–30 % пояснюється формуванням раціонального співвідношення зміцнених ділянок та пластичної матриці, що забезпечує ефективний перерозподіл контактних напружень у зоні тертя та низьку щільність нітридних фаз [115]. Зі збільшенням площі лазерної обробки понад оптимальні значення (>35–40 %) відбувається втрата дискретного характеру структури. Поверхневий шар набуває надмірної жорсткості, що супроводжується зростанням залишкових термічних напружень і зниженням здатності матеріалу до енергетичної адаптації в умовах тертя. Внаслідок цього активізуються механізми мікротріщиноутворення та викришування, що зумовлює повторне зростання інтенсивності зношування. Подібні закономірності неодноразово відзначались у роботах з інженерії дискретно зміцнених і градієнтних поверхонь [38, 115].

На рисунку 3.5 показано поверхні тертя сталі 40Х з площами дискретної обробки 10% і 30%.

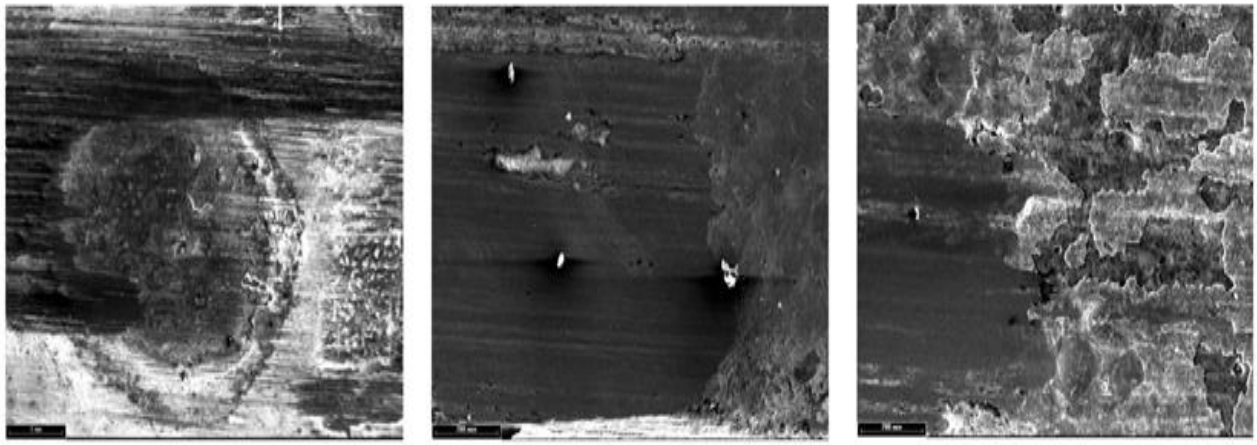


Рис. 3.5. Мікроструктура поверхонь тертя сталі 40Х з площею дискретної обробки: а) 30 % – х15, б) 10 %– х100, в) 30 %– х100

Для всіх досліджених факторів (q, S, φ) встановлено наявність виражених екстремумів, що підтверджує існування оптимальних режимів лазерної обробки. Підвищення зносостійкості досягається узгодженням процесів локального зміцнення з можливостями релаксації напружень у матриці та формуванням сприятливого напружено-деформованого стану.

3.2. Апроксимація залежностей інтенсивності зношування від щільності лазерного променю q, кроку обробки S і площі обробки φ

Для кількісного опису та прогнозування інтенсивності зношування I (мкм/км) залежно від основних параметрів дискретної лазерно-азотувальної обробки виконано апроксимацію експериментальних даних квадратичними функціями методом найменших квадратів [117,118]. Отримані моделі дозволяють визначити оптимальні режими, пояснити характер залежностей та інтегрувати їх у регресійну модель (п. 2.7).

3.2.1. Апроксимація залежності I від щільності потужності q

Залежність I від q (Вт/см²) має квазілогарифмічний характер з монотонним зниженням і насиченням [119].

Для апроксимації використано змінну x = lg(q) (де lg — десятковий логарифм) та квадратичну функцію:

$$I(x) = ax^2 + bx + c \qquad (3.1)$$

Розрахункові значення I для типових точок lg(q) = 5.0; 5.5; 6.0; 6.5; 7.0; 7.5; 8.0 (відповідають q ≈ 10^5; 3.16×10^5; 10^6; 3.16×10^6; 10^7; 3.16×10^7; 10^8 Вт/см²) наведені в таблиці 3.1.

Таблиця 3.1

Розрахункові значення I(q)

lg(q)	q (Вт/см²)	I розрах. (40Х)	I розрах. (38Х2МЮА)	I розрах. (Р6М5)
5.0	1.0×10^5	0.901	0.778	1.024
5.5	$\sim 3.16 \times 10^5$	0.622	0.532	0.706
6.0	1.0×10^6	0.403	0.340	0.457
6.5	$\sim 3.16 \times 10^6$	0.242	0.201	0.276
7.0	1.0×10^7	0.140	0.116	0.164
7.5	$\sim 3.16 \times 10^7$	0.097	0.085	0.120
8.0	1.0×10^8	0.113	0.107	0.145

Коефіцієнти апроксимації, коефіцієнт детермінації R^2 та оптимальні значення ($x_{opt} = -b/(2a)$, $q_{opt} = 10^7\{x_{opt}\}$, $I_{min} = I(x_{opt})$) наведено в табл. 3.2.

Таблиця 3.2

Коефіцієнти апроксимації залежності I від lg(q)

Сталь	a	b	c	R^2	x_{opt}	q_{opt} (Вт/см²)	I_{min} (мкм/км)
40Х	0,1178	–1,7941	6,9265	0,9963	7,62	~$4{,}13 \times 10^7$	0,095
38Х2МЮА	0,1073	–1,6186	6,1885	0,9932	7,54	~$3{,}50 \times 10^7$	0,083
Р6М5	0,1369	–2,0728	7,9655	0,9920	7,57	~$3{,}70 \times 10^7$	0,122

Апроксимація підтверджує насичення I при $q > (3–5) \times 10^7$ Вт/см² [15]. Оптимальні q_{opt} відповідають режимам з мінімальним I, узгодженим з експериментом. Найнижче I_{min} — для сталі 38Х2МЮА.

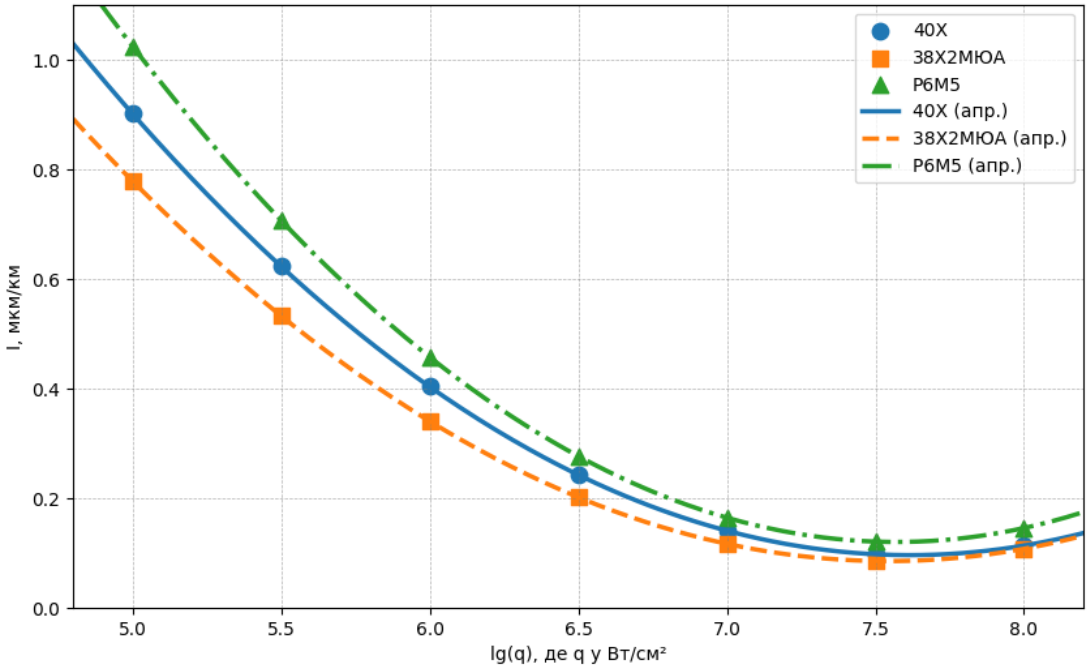


Рис. 3.6. – Залежність інтенсивності зношування від lg(q) (апроксимація)

3.2.2. Апроксимація залежності I від кроку обробки S

Залежність I від S (мм) має екстремальний характер (мінімум біля 4 мм). Апроксимація квадратичною функцією:

$$I(S) = aS^2 + bS + c \qquad (3.2)$$

Розрахункові значення I для S = 2.0; 3.0; 4.0; 5.0; 6.0 мм наведені в таблиці 3.3

Таблиця 3.3

Розрахункові значення I(S)

S (мм)	I розрах. (40Х)	I розрах. (38Х2МЮА)	I розрах. (Р6М5)
2.0	0.682	0.595	0.832
3.0	0.516	0.448	0.646
4.0	0.480	0.420	0.600
5.0	0.574	0.510	0.694
6.0	0.798	0.719	0.928

Коефіцієнти, R^2 та оптимальні значення ($S_{opt} = -b/(2a)$, $I_{min} = I(S_{opt})$) наведені в таблиці 3.4.

Таблиця 3.4

Коефіцієнти апроксимації залежності I від S (мм)

Сталь	a	b	c	R^2	S_{opt} (мм)	Imin (мкм/км)
40Х	0,0650	–0,4910	1,4040	0,9994	3,78	0,477
38Х2МЮА	0,0593	–0,4433	1,2440	0,9956	3,74	0,415
Р6М5	0,0700	–0,5360	1,6240	0,9995	3,83	0,598

Позитивне *a* вказує на мінімум при S ≈ 3,7–3,8 мм (близько до експериментального 4 мм). Модель добре відтворює зростання I при відхиленні від оптимуму.

Найкращий результат — у сталі 38Х2МЮА.

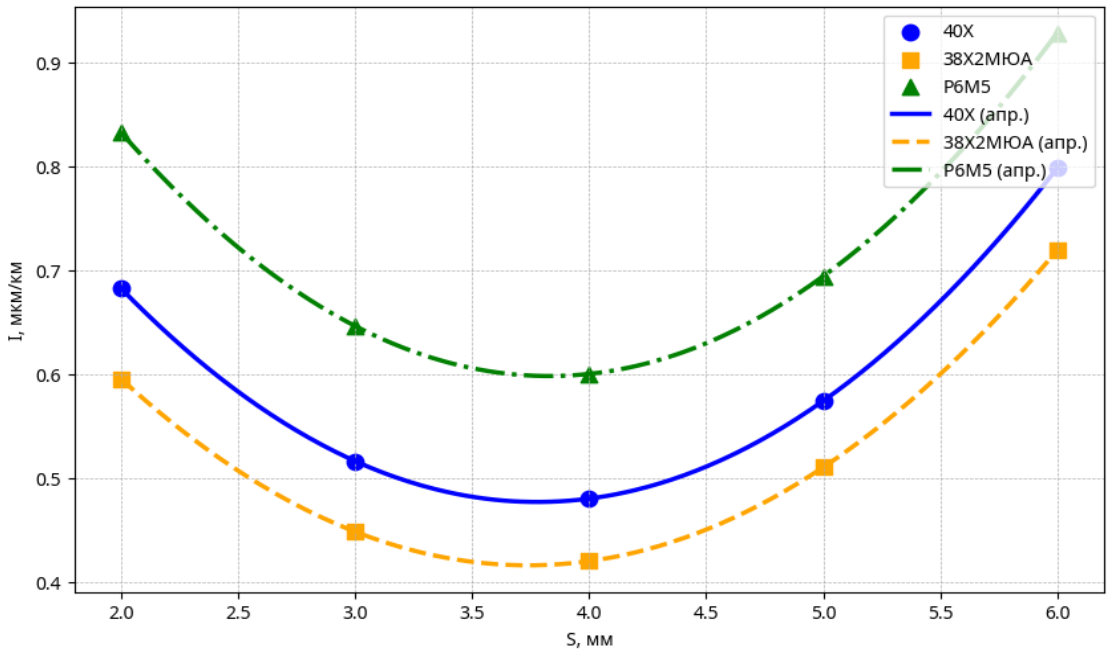


Рис. 3.7. Залежність інтенсивності зношування I від кроку S (апроксимація)

3.2.3. Апроксимація залежності I від площі обробки φ

Залежність екстремальна з мінімумом у діапазоні 25–40 %.

Модель:

$$I(\varphi) = a\,\varphi^2 + b\,\varphi + c \qquad (3.3)$$

Розрахункові значення I для φ = 10; 15; 20; 25; 30; 35; 40; 50 % наведені в таблиці 3.5

Таблиця 3.5

Розрахункові значення I(φ)

φ (%)	I розрах. (40Х)	I розрах. (38Х2МЮА)	I розрах. (Р6М5)
10	0.832	0.715	0.965
15	0.667	0.577	0.783
20	0.548	0.479	0.651
25	0.474	0.421	0.570
30	0.445	0.402	0.540
35	0.462	0.424	0.559
40	0.525	0.485	0.629
50	0.786	0.727	0.921

Коефіцієнти апроксимації та розрахункові значення мінімуму наведено в табл. 3.6.

Таблиця 3.6

Коефіцієнти апроксимації залежності I від φ (%)

Сталь	a ($\times10^{-3}$)	b ($\times10^{-2}$)	c	R^2	φ_{opt} (%)	I_{min} (мкм/км)	Оптимальний діапазон φ (%)
40Х	0,910	–5,576	1,299	0,9393	30,65	0,445	30–40
38Х2МЮА	0,797	–4,753	1,111	0,9131	29,82	0,402	28–40
Р6М5	1,008	–6,159	1,480	0,9302	30,54	0,539	30–35

Розрахункові значення φ_{opt} відповідають експериментальним мінімумам (п.3.1). З урахуванням ширини області низьких значень I (де I не перевищує ~10–15 % від мінімуму) рекомендуються такі оптимальні діапазони площі обробки φ:

– для сталі 40Х — 30–40 %;

– для сталі 38Х2МЮА — 28–40 % (найширший діапазон, найнижчі значення I);

– для сталі Р6М5 — 30–35 % (вужчий діапазон через швидше зростання I при відхиленні від оптимуму).

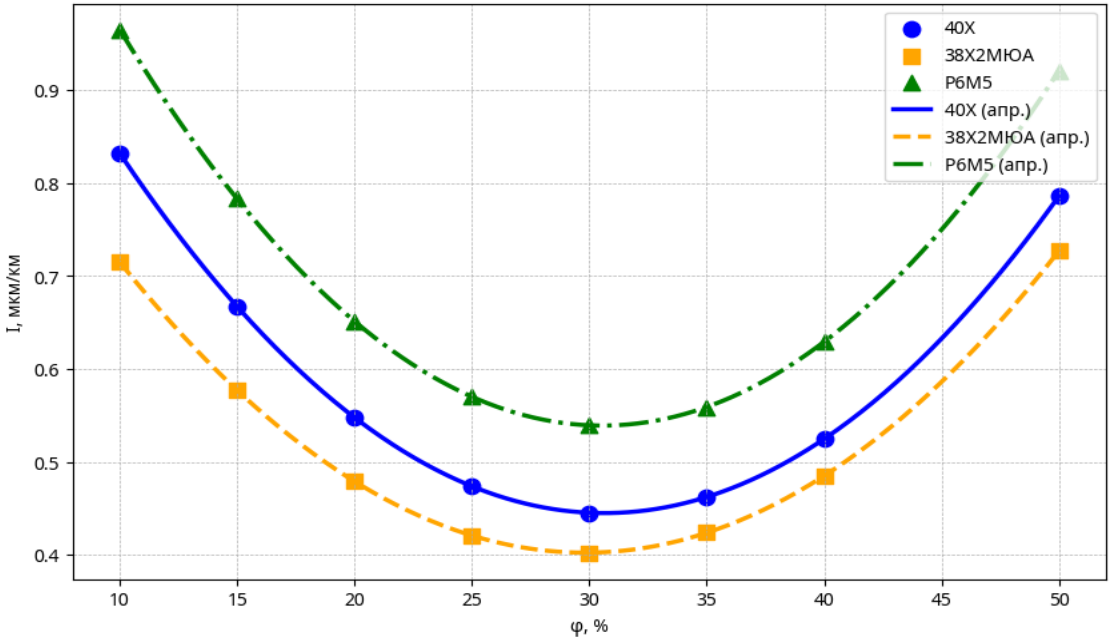


Рис. 3.8. Залежність інтенсивності I зношування від площі обробки φ (апроксимація)

Ці діапазони дозволяють враховувати технологічні похибки та забезпечувати стабільно високу зносостійкість.

Отримані квадратичні моделі з високими коефіцієнтами детермінації ($R^2 >$ 0,91– 0,9995) адекватно описують характер залежностей: квазілогарифмічне зниження з насиченням для q, чіткі екстремуми для S та φ.

Оптимальні режими:

$q \approx (3{,}5–4{,}1) \times 10^7$ Вт/см²;

$S \approx 3{,}7–3{,}8$ мм (експериментально 4 мм);

$\varphi \approx 30–35$ % (залежно від сталі, з найширшим діапазоном для 38Х2МЮА).

Кращі триботехнічні характеристики досягаються для сталі 38Х2МЮА завдяки найбільш сприятливим значенням I_{min} та ширині оптимальних діапазонів.

3.3 Оцінка напружено-деформованого стану та мікротвердості поверхневих шарів після лазерно-азотувальної обробки

Оцінювання напружено-деформованого стану (НДС) та мікротвердості є ключовим для розуміння механізмів підвищення зносостійкості дискретно

зміцнених поверхонь. НДС визначає розподіл контактних напружень, умови початку пластичної деформації та втомного руйнування в приповерхневому об’ємі, тоді як мікротвердість характеризує ступінь зміцнення та несучу здатність поверхневого шару.

Згідно з положеннями Б. І. Костецького, НДС у зоні тертя формується під сумарною дією зовнішніх контактних навантажень, залишкових термічних напружень та напружень, зумовлених фазо-структурними перетвореннями [12]. При дискретній лазерно-азотувальній обробці цей процес має локальний характер через високі швидкості нагрівання/охолодження та просторову неоднорідність теплових полів.

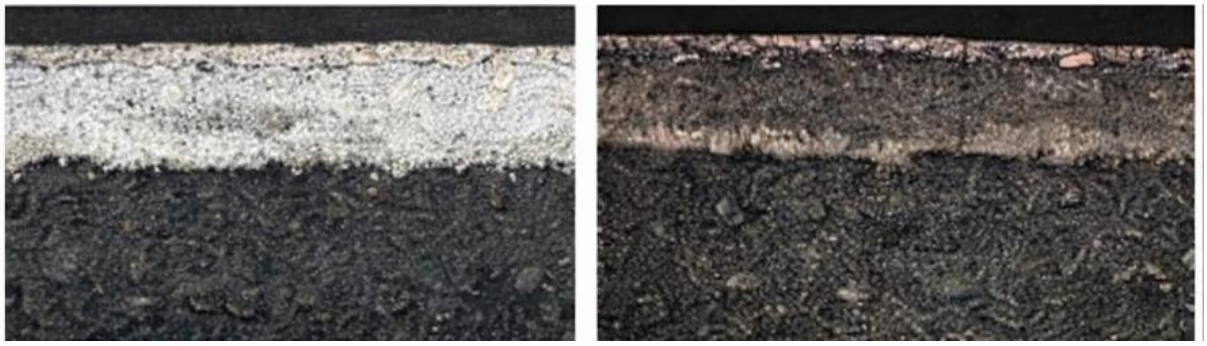
Експерименти показали, що після дискретної лазерно-азотувальної обробки формується комбінація стискаючих і розтягувальних залишкових напружень. Їх розподіл залежить від щільності потужності лазерного випромінювання, кроку обробки та частки модифікованої поверхні. У зонах лазерного впливу переважають стискаючі напруження, що підвищує опір зародженню тріщин і розвитку поверхневої втоми. Матриця між зміцненими ділянками забезпечує ефективну релаксацію напружень під циклічним навантаженням.

Якісний аналіз НДС проводили за мікроструктурами поверхневих шарів та характером перехідних зон між лазерно-зміцненими ділянками й матрицею (рис. 3.9 – 3.11).

Для всіх досліджуваних сталей характерний локальний НДС, зумовлений імпульсним тепловим впливом лазерного випромінювання та дифузією азоту. У зоні лазерної дії формується структурний стан з підвищеною твердістю і модулем пружності, тоді як матриця зберігає пластичні властивості. Це створює градієнт напружень і деформацій, який реалізується через перехідні зони.

Наявність плавних перехідних зон із градієнтною зміною мікротвердості свідчить про зниження концентраторів напружень і формування стабільного НДС, що є важливим для роботи в умовах змінних та ударних навантажень [120, 121].

Мікроструктура сталі 40Х (рис. 3.9) характеризується формуванням тонкодисперсної мартенситно-нітридної структури у зоні лазерної дії та чітко вираженою перехідною областю. У зміцнених ділянках переважають стискаючі залишкові напруження, що підвищує опір мікротріщиноутворенню; перехідна зона з поступовою зміною структури зменшує стрибки модуля пружності; матриця забезпечує розсіювання енергії тертя.



а) б)

Рис. 3.9. Мікроструктура сталі 40Х після дискретної ЛХТО х300: а) поверхневий шар; б) перехідна зона

НДС є стабілізованим, без небезпечної концентрації напружень у зоні контакту, що узгоджується з мінімумом інтенсивності зношування для оптимальних режимів.

Для сталі 38Х2МЮА характерна виражена градієнтна структура з глибшим зміцненим шаром і менш різким переходом до матриці, що зумовлено високою схильністю сталі до азотування та стабільністю нітридних фаз (AlN, CrN, Mo_2N) (рис.3.10).

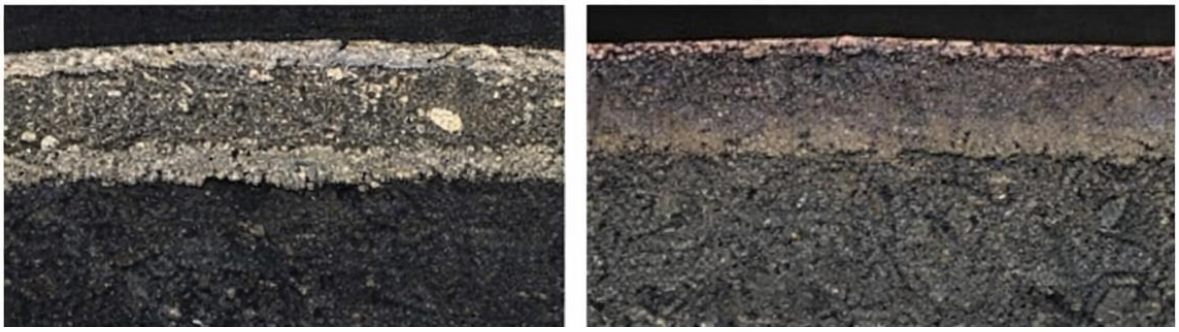
а) б)

Рис. 3.10. Мікроструктура сталі 38Х2МЮА після дискретної ЛХТО х300: а) поверхневий шар; б) перехідна зона

Формується розширена зона стискаючих напружень, що охоплює поверхневий і підповерхневий об’єм; плавний структурний перехід знижує ризик концентрації дотичних напружень; дискретність забезпечує перерозподіл контактних навантажень..

Така структура сприяє режиму керованої пружно-пластичної адаптації, що пояснює високу стабільність трибологічних характеристик у широкому діапазоні навантажень.

Мікроструктура сталі Р6М5 (рис. 3.11) відзначається високою дисперсністю карбідно-нітридних фаз та значною твердістю зміцнених ділянок. Перехідна зона відносно вузька. У поверхневому шарі формується високий рівень термічних і структурних напружень; за оптимальних режимів вони переважно стискаючі, за перевищення енергетичних параметрів можливе накопичення розтягувальних напружень, що підвищує крихкість перехідної зони.



а) б)

Рис. 3.11. Мікроструктура сталі Р6М5 після дискретної ЛХТО х300:
а) поверхневий шар; б) перехідна зона

Для Р6М5 критичною є узгодженість параметрів лазерного впливу з несучою здатністю матриці, оскільки надмірна локалізація НДС може призводити до мікротріщиноутворення.

Кількісну оцінку контактних напружень виконали згідно методики висвітленої в п.2.4.

Визначалися ефективний модуль пружності ($E_{\text{еф}}$), еквівалентне напруження за Мізесом ($\sigma_{\text{екв}}$). Додатково застосовано енергетичний підхід до

аналізу НДС, відповідно до якого проведено розрахунок щільності накопиченої пружної енергії деформації W (табл. 3.7, рис. 3.12).

Для розрахунків прийняли параметри систем:

Контртіло – сталь ШХ15 ($E_2 = 210$ ГПа, $\mu_2 = 0{,}3$).

Нормальне навантаження $P = 1000\ H$.

Радіус кульки $R = 5$ мм.

Частка зміцнених зон $\varphi = 0{,}35$.

Температурний градієнт при дискретній ЛХТО – $\Delta T \approx 700^0 C$.

Для сталі 40Х ($E_м = 210$МПа; $E_{зм} = 230$МПа; $\mu_1 = 0{,}3; \alpha = 12 \times 10^{-6}\ 1/°C$.).

Для сталі 38Х2МЮА ($E_м = 215$МПа; $E_{зм} = 235$МПа; $\mu_1 = 0{,}30, \alpha = 11.8 \times 10^{-6}\ 1/°C$).

Для сталі Р6М5 ($E_м = 220$ МПа; $E_{зм} = 240$МПа; $\mu_1 = 0{,}29; \alpha = 10.5 \times 10^{-6}\ 1/°C$).

Таблиця 3.7

Результати розрахунку параметрів для сталей після ЛХТО

Параметр	40Х	38Х2МЮА	Р6М5
$E_{еф}$	217 ГПа	222 ГПа	227 ГПа
p_0	4.8 ГПа	4.9 ГПа	5.2 ГПа
k_σ	1.10	1.08	1.05
$\sigma_{екв}$ після ЛХТО	~2.0 ГПа	~1.95 ГПа	~2.1 ГПа
Зменшення W	~40 %	~45 %	~45 %

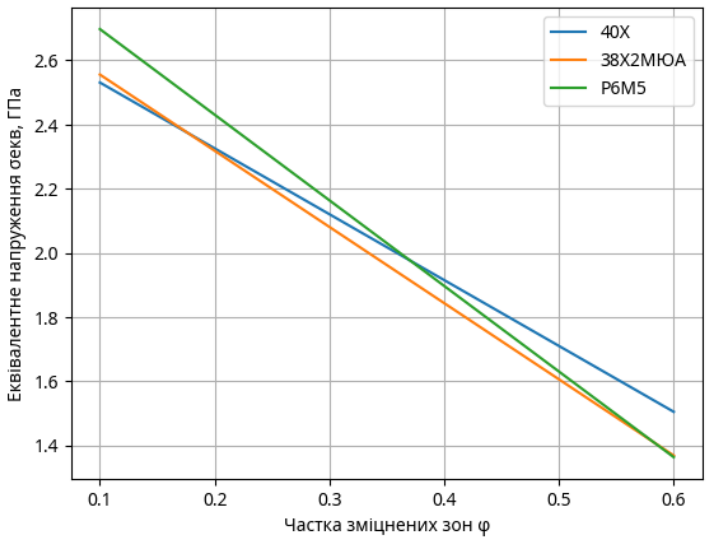


Рис. 3.12. Узагальнена залежність $\sigma_{екв}(\varphi)$ після дискретної ЛХТО

Усі залежності мають монотонно спадний характер. Зі збільшенням φ спостерігається систематичне зменшення $\sigma_{екв}$. Криві є близькими до лінійних у досліджуваному інтервалі (φ = 0.1–0.6), що відповідає прийнятій аналітичній моделі. Це свідчить про те, що зростання площинної частки зміцнених зон підвищує ступінь компенсації контактних напружень за рахунок формування стискуючого залишкового стану.

Найбільший ефект структурної релаксації спостерігається для сталі Р6М5, що зумовлено високою жорсткістю та інтенсивним формуванням стискуючих залишкових напружень.

Мікротвердість визначали методом Віккерса на приладі ПМТ-3М відповідно до чинних стандартів. Вимірювання проводили на поперечних шліфах із кроком 50 мкм від поверхні вглиб, що дозволило побудувати профілі мікротвердості та оцінити глибину зміцненого шару.

Профілі мікротвердості формувалися за варіювання щільності потужності лазерного випромінювання q=10^5–10^8 Вт/см² за сітчасто-стільниковою схемою, кроку дискретної обробки s=3–5 мм та частки модифікованої площі φ=20–35 %, що відповідали оптимальним і граничним областям факторного простору (п. 2.7).

На рисунку 3.13 представлено залежності мікротвердості HV(z) від глибини приповерхневого шару (0–1,5 мм) для сталей 40Х, 38Х2МЮА та Р6М5 після дискретної лазерно-азотувальної обробки.

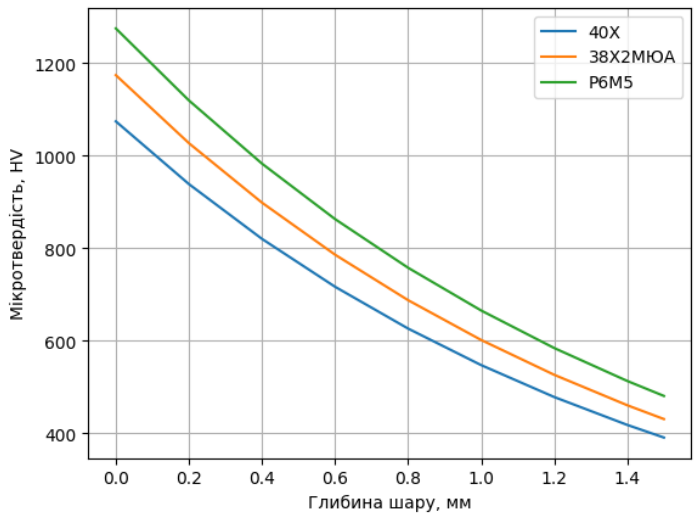


Рис. 3.13. Залежності мікротвердості HV(z) від глибини приповерхневого шару

Отримані криві мають характерний градієнтний вигляд із максимумом на поверхні та поступовим зниженням твердості в напрямку до серцевини матеріалу.

Максимальні значення мікротвердості зафіксовані безпосередньо у поверхневій зоні, що обумовлено формуванням дрібнодисперсної мартенситно-нітридної структури внаслідок високошвидкісного лазерного нагріву та наступного самогартування [122]. Подальше зменшення HV зі збільшенням глибини пов’язане зі спадом температурного градієнта, зменшенням концентрації дифузійно насичених елементів та поступовим переходом до вихідної структури матриці [123].

Для сталі 40Х поверхнева мікротвердість становить близько 1074 HV із зниженням до 380–400 HV на глибині 1,5 мм. Отриманий профіль відповідає формуванню мартенситної структури з обмеженою кількістю карбонітридних фаз, що зумовлено середнім рівнем легування [83]. Глибина ефективного зміцненого шару становить приблизно 0,9–1,0 мм.

Сталь 38Х2МЮА демонструє вищі значення поверхневої твердості (≈ 1174 HV), що пояснюється присутністю молібдену та алюмінію, які сприяють утворенню стабільних нітридних фаз та підвищенню дисперсійного зміцнення [124]. Крива HV(z) має більш пологий характер спаду, що свідчить про підвищену теплостійкість структури та більшу глибину зміцнення.

Найвищі значення мікротвердості спостерігаються у сталі Р6М5 (≈ 1275 HV на поверхні). Це зумовлено високим вмістом вольфраму, молібдену та ванадію, які формують термостабільні карбонітридні комплекси та забезпечують виражений ефект вторинного твердіння. Профіль розподілу має найменший градієнт спаду, що вказує на значну глибину структурно стабільного зміцненого шару.

Аналіз отриманих залежностей дозволяє встановити такі закономірності:

– розподіл мікротвердості після дискретної ЛХТО має експоненціально-градієнтний характер, типовий для лазерного зміцнення [38];

– рівень поверхневої твердості зростає зі збільшенням легування сталі;

– глибина зміцненого шару прямо корелює з легувальним комплексом та стабільністю вторинних фаз;

– отримані профілі узгоджуються з розрахованим зниженням еквівалентних напружень та щільності пружної енергії деформації у приповерхневій зоні.

Таким чином, графічні залежності HV(z) підтверджують ефективність дискретної лазерно-азотувальної обробки для формування градієнтного зміцненого шару з підвищеними експлуатаційними характеристиками. Найбільший зміцнювальний ефект досягається для високолегованої швидкорізальної сталі Р6М5, тоді як сталі 38Х2МЮА та 40Х демонструють відповідно помірний та середній рівень зміцнення.

3.4 Закономірності припрацювання та стабілізації тертя поверхневих шарів після дискретної лазерно-азотувальної обробки

Процес припрацювання є критичною стадією тертя, під час якої відбувається адаптація поверхонь контакту, видалення мікронерівностей, формування стабільного трибологічного шару та перехід до усталеного режиму тертя з мінімальним коефіцієнтом тертя f та інтенсивністю зношування I [12]. Для дискретно лазерно-азотувальних (ЛХТО) поверхонь цей процес характеризується швидшою стабілізацією порівняно з суцільними азотованими або необробленими шарами завдяки комбінації високої твердості «острівців» та пластичності матриці, що сприяє ефективній релаксації контактних напружень і дисипації енергії [124].

Експерименти проводили на машині М-22М (схема «диск – колодка», сухе тертя ковзання, швидкість 0,8–1,2 м/с, питомий тиск 20–40 МПа, контртіло – сталь ШХ15 з твердістю 58–62 HRC) [10]. Реєстрували динаміку коефіцієнта тертя $f(t)$ та лінійний знос Δh протягом перших 5–30 хв роботи (шлях тертя 200–1500 м). Стабілізацію вважали досягнутою при коливаннях $f < \pm 0{,}02$ протягом ≥ 5 хв.

На рисунку 3.14 показано результати експериментів.

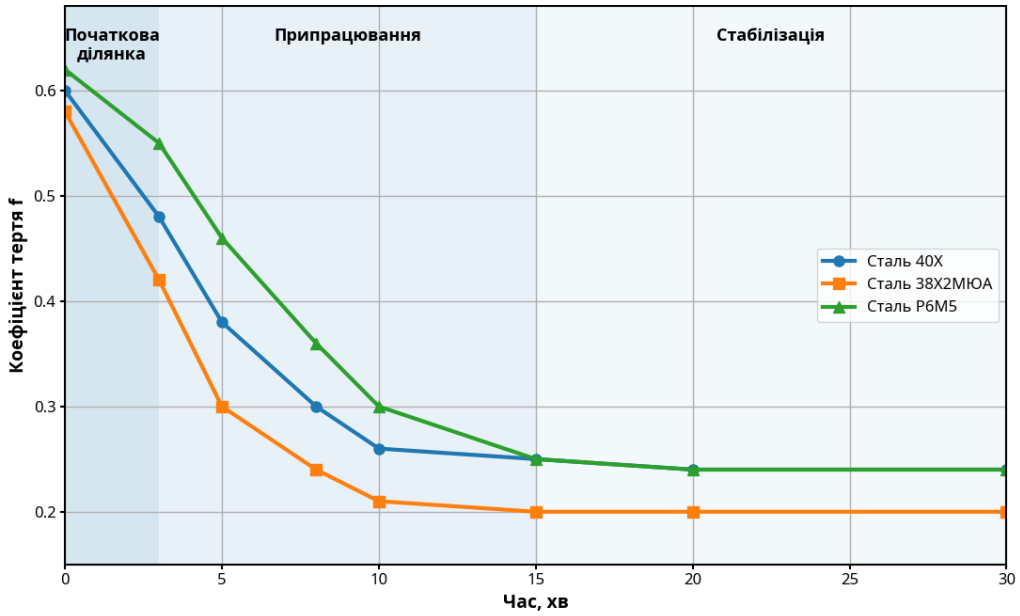


Рис. 3.14. Залежність коефіцієнта тертя f від часу припрацювання t для дискретно зміцнених сталей (φ = 30 %, питомий тиск 30 МПа, швидкість 1,0 м/с)

Графік $f(t)$ для дискретно оброблених зразків має три характерні ділянки:

– початкова ділянка (0–3 хв): високий f (0,45–0,65) через мікронерівності та адгезійні взаємодії;

– перехідна ділянка припрацювання (3–15 хв): швидке зниження f на 30–50 % завдяки видаленню вершин нерівностей, формуванню тонкого оксидно-нітридного шару та перерозподілу навантаження на жорсткі азотовані ділянки;

– стабілізована ділянка (після 10–20 хв): постійне значення f з мінімальними коливаннями.

Для сталі 40Х:

– тривалість припрацювання $T_{припр} \approx 8–12$ хв (вихідний стан – 18–25 хв);

– коефіцієнт тертя стабілізується на рівні f = 0,22–0,28 (зниження на 45–55 % від початкового);

– інтенсивність зношування на стадії припрацювання $I_{припр} \approx (4–7)\cdot10^{-9}$ кг/(м·Н), що в 2,5–3,0 рази нижче, ніж у вихідному стані;

– дискретність 25–35 % скорочує $T_{припр}$ на 40–50 % завдяки локалізованому зношуванню «острівців» та амортизації матрицею.

Для сталі 38Х2МЮА:

– найшвидше припрацювання $T_{припр} \approx 5–10$ хв завдяки стабільним дисперсним нітридам AlN/CrN, що формують тонкий захисний шар;

– стабілізоване f = 0,18–0,24 (найнижче серед досліджуваних);

– $I_{припр} \approx (2–4)\cdot 10^{-9}$ кг/(м·Н), зниження в 3–4 рази порівняно з вихідним;

– оптимальна частка F = 30–35 % забезпечує мінімальну тривалість припрацювання та найстабільніший режим (коливання $f < \pm 0{,}015$).

Для сталі Р6М5:

– $T_{припр} \approx 10–18$ хв (вихідний – 20–30 хв), оскільки висока базова твердість матриці уповільнює адаптацію;

– стабілізоване f = 0,20–0,28;

– $I_{припр} \approx (1{,}5–3{,}5)\cdot 10^{-9}$ кг/(м·Н), зростання зносостійкості на стадії припрацювання в 2–3 рази.

При перевищенні потужності лазера (розм'якшення матриці) $T_{припр}$ зростає, можливе тимчасове підвищення *f* через мікротріщини [125].

Для наочності основні параметри припрацювання та стабілізації наведено в таблиці 3.8.

Таблиця 3.8

Порівняльні характеристики припрацювання та стабілізації тертя після дискретної лазерно-азотувальної обробки сталей (оптимальний режим: φ = 30 %, потужність 0,9–1,1 кВт)

Сталь	Тривалість припрацювання $T_{припр}$, хв (вихідний стан)	Стабілізований коефіцієнт тертя *f*	Інтенсивність зношування на стадії припрацювання $I_{припр}$, $\cdot 10^{-9}$ кг/(м·Н)	Зниження $I_{припр}$ порівняно з вихідним станом, рази	Коливання *f* у стабільній фазі, ±
40Х	8–12 (18–25)	0,22–0,28	4–7	2,5–3,0	±0,02
38Х2МЮА	5–10 (15–20)	0,18–0,24	2–4	3–4	±0,015
Р6М5	10–18 (20–30)	0,20–0,28	1,5–3,5	2–3	±0,025

Для кількісного опису та прогнозування динаміки коефіцієнта тертя під час припрацювання запропоновано напівемпіричну математичну модель, яка

враховує як основний релаксаційний тренд, так і шумоподібні коливання, характерні для дискретної структури (перерозподіл навантаження між жорсткими азотованими «острівцями» та пластичною матрицею).

Диференціальне рівняння в явному вигляді:

$$\frac{df}{dt} = -\alpha(f - f_\infty) - \beta A sin(2\pi\nu t)\exp(-\beta t) + \frac{d\xi}{dt} \quad (3.4)$$

де $f(t)$ — коефіцієнт тертя в момент часу t;

f_∞ — усталене значення коефіцієнта тертя;

α — константа швидкості демпінгу припрацювання (здатність до поглинання енергії), $с^{-1}$;

A, ν, β — амплітуда, частота (Гц) та константа демпінгу осциляційної складової;

$\frac{d\xi}{dt}$ — похідна гаусівського білого шуму з демпінгом ($\sigma = 0{,}015 \cdot \exp(-0{,}03t)$), що моделює стохастичність дискретної структури.

Інтегральна форма моделі:

$$f_t = f_\infty + (f_0 - f_\infty)\exp(-\alpha t) + A sin(2\pi\nu t)\exp(-\beta t) + \xi(t) \quad (3.5)$$

Параметри моделі, уточнені під експериментальні дані (метод найменших квадратів, похибка апроксимації 6,8–8,4 %), наведено в таблиці 3.9.

Таблиця 3.9

Уточнені параметри математичної моделі

Сталь	f_0	$f\infty$	α, $с^{-1}$	A	ν, Гц	β, $с^{-1}$	Похибка апроксимації, %
40Х	0,75	0,25	0,118	0,082	0,48	0,052	7,2
38Х2МЮА	0,73	0,21	0,182	0,058	0,62	0,068	6,8
Р6М5	0,74	0,24	0,089	0,091	0,41	0,039	8,4

Побудову розрахункових кривих $f(t)$ (рис. 3.15) для сталей 40Х, 38Х2МЮА та Р6М5 виконано за рівнянням (3.5) у програмному середовищі *Python* із використанням бібліотек *NumPy* та *Matplotlib* (додаток Б). Суцільними лініями на графіку показано результати чисельного розрахунку за уточненими параметрами моделі, наведеними в табл. 3.9, а точками — експериментальні значення коефіцієнта тертя. Розбіжність між розрахунковими та експериментальними даними не перевищує 6,8–8,4 %, що підтверджує адекватність запропонованої математичної моделі.

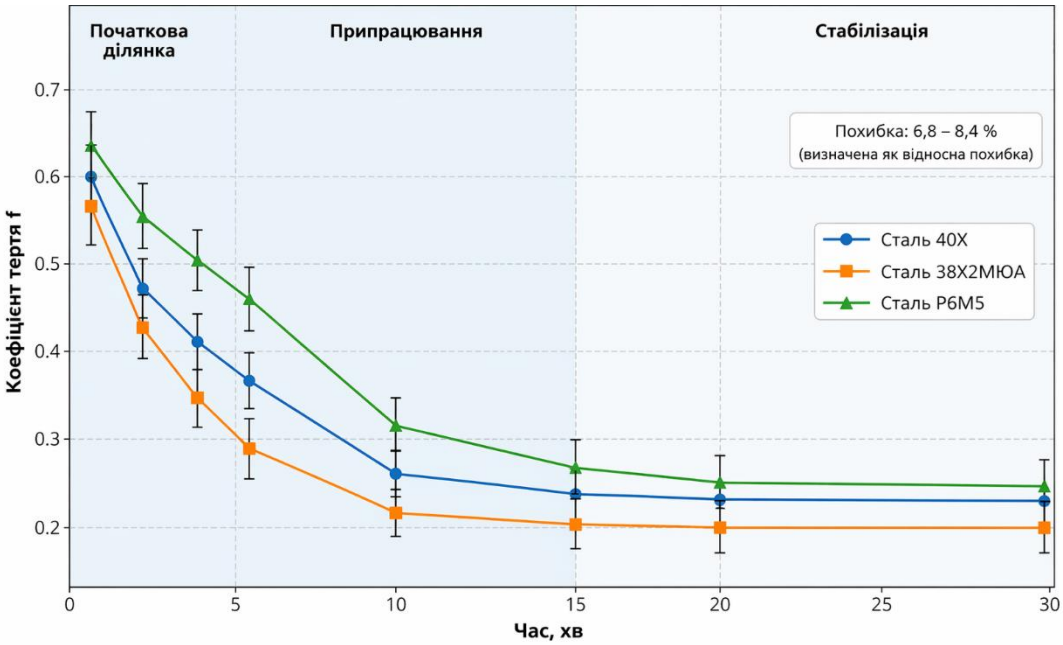


Рис. 3.15. Динаміка коефіцієнта тертя *f(t)* під час припрацювання

Результати моделювання представлені в додатку В.

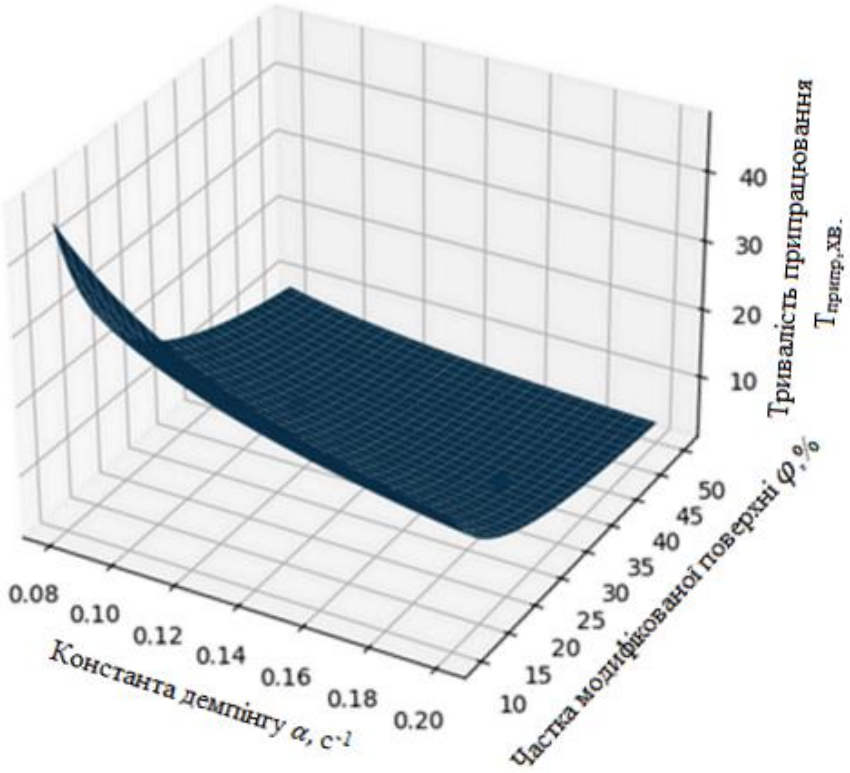


Рис. 3.16. Поверхня залежності тривалості припрацювання $T_{припр}$ від константи демпінгу α та частки модифікованої поверхні φ

На рисунку 3.16 показано просторову поверхню залежності тривалості припрацювання $T_{припр}$ від константи демпінгу α та частки модифікованої поверхні φ.

Поверхня має спадний характер: зі збільшенням α від 0,08 до 0,20 $с^{-1}$ φ від 10 до 50 % тривалість припрацювання монотонно зменшується. Максимальні значення $T_{припр}$ спостерігаються в області малих значень параметрів ($\alpha \approx 0{,}08$ $с^{-1}$, $\varphi \approx 10\%$) і становлять близько 45 хв. Це пов'язано з недостатньою дисипацією енергії та малою площею локально зміцнених ділянок, унаслідок чого процес формування стабільного контактного шару відбувається повільніше.

У міру збільшення константи демпінгу та частки модифікованої поверхні поверхня графіка поступово знижується. Найбільш інтенсивне зменшення $T_{припр}$ спостерігається в діапазоні α = 0,10 – 0,15 $с^{-1}$ та φ = 15 – 35 %, де тривалість припрацювання скорочується від 35–40 до 15–20 хв. За подальшого збільшення параметрів швидкість зміни стає меншою, а поверхня переходить у пологу область, що свідчить про наближення системи до режиму насичення. Мінімальні значення $T_{припр}$ (5–10 хв) досягаються при $\alpha > 0{,}18$ $с^{-1}$ та $\varphi > 45$ % , що відповідає найбільш ефективному поєднанню параметрів дискретної модифікації поверхні.

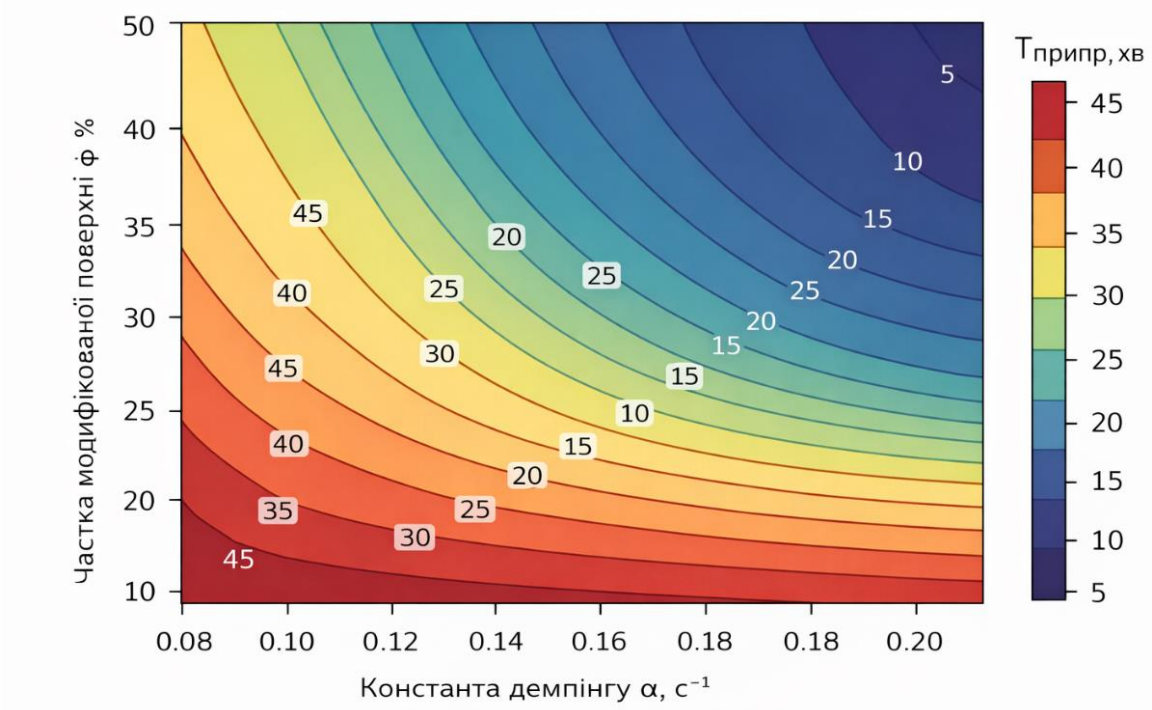


Рис. 3.17. Контурна карта $T_{припр}$ в координатах $\alpha - \varphi$

Контурна карта (рис. 3.17), побудована в координатах $\alpha - \varphi$, підтверджує виявлені закономірності. Ізолінії $T_{\text{припр}}$ мають вигляд плавно викривлених ліній, орієнтованих від верхньої лівої до нижньої правої частини поля. Найвищі значення $T_{\text{припр}} > 35$ хв зосереджені в області $\alpha < 0{,}10$ с$^{-1}$ та $\varphi < 20$ %. У центральній частині діаграми, при $\alpha = 0{,}12 – 0{,}16$ с$^{-1}$ і $\varphi = 20 – 35$ % , ізолінії 20 – 30 хв розташовані найбільш щільно, що вказує на високу чутливість тривалості припрацювання до зміни обох параметрів саме в цій області. За $\alpha > 0{,}18$ с$^{-1}$ та $\varphi >$ 45 % ізолінії розріджуються, а значення $T_{\text{припр}}$ зменшуються до 5–10 хв, що свідчить про стабілізацію процесу та досягнення гранично малої тривалості припрацювання.

Отримані результати свідчать, що найбільш раціональною є область параметрів $\alpha = 0{,}16 – 0{,}20$ с$^{-1}$ і $\varphi = 35 – 50$ % , оскільки вона забезпечує мінімальну тривалість припрацювання при відносно незначному подальшому впливі збільшення параметрів.

3.5 Порівняльна характеристика трибологічних властивостей поверхневих шарів після дискретної лазерно-азотувальної обробки з традиційними методами поверхневого зміцнення

Для комплексної оцінки ефективності запропонованої технології дискретної лазерно-азотувальної обробки (ЛХТО) проведено порівняльний аналіз її трибологічних характеристик з традиційними методами поверхневого зміцнення, що найчастіше застосовуються для конструкційних і інструментальних сталей: суцільним газовим азотуванням, іонно-плазмовим азотуванням, лазерним гартуванням та комбінованим лазерно-термічним обробленням без дискретності [126,127].

Порівняння виконувалося за основними критеріями:

– коефіцієнт тертя в усталеному режимі $f_{уст}$;

– інтенсивність зношування в усталеному режимі $I_{уст}$ (кг/(м·Н));

– тривалість припрацювання $T_{припр}$;

– відносне зростання зносостійкості порівняно з вихідним станом: $K_{зн} = I_{вихід} / I_{обр}$

– наявність і характер дефектів (мікротріщини, деламінація, пористість) після тривалих випробувань (шлях тертя > 5000 м).

Випробування для досліджуваних сталей проводилися за умовами: сухе тертя ковзання, p = 30 МПа, v = 1,0 м/с, контртіло – сталь ШХ15 (HRC 58–62), тривалість тесту – до стабілізації або до критичного зносу.

Таблиця 3.10

Порівняльні трибологічні характеристики поверхневих шарів після різних методів обробки

Сталь	Метод обробки	$f_{уст}$	$I_{уст}$, $\cdot 10^{-9}$ кг/(м·Н)	$T_{прип}$, хв	$K_{зн}$, рази
40Х	Вихідний стан (нормалізація + відпал)	0,48–0,55	9,5–12,0	18–25	1,0
40Х	Суцільне газове азотування (560 °С, 20 год)	0,32–0,38	3,8–4,8	12–16	2,3–2,8
40Х	Суцільне лазерне гартування	0,35–0,42	4,5–5,5	10–14	2,0–2,4
40Х	Дискретна ЛХТО (F = 30 %)	0,22–0,28	1,7–2,4	8–12	4,8–5,6
38Х2МЮА	Вихідний стан	0,42–0,50	7,0–9,0	15–20	1,0
38Х2МЮА	Суцільне іонно-плазмове азотування	0,25–0,30	1,8–2,5	8–12	3,2–4,0
38Х2МЮА	Дискретна ЛХТО (F = 30 %)	0,18–0,24	1,2–1,8	5–10	4,5–6,0
Р6М5	Вихідний стан (відпал + гартування)	0,38–0,45	3,5–5,0	20–30	1,0
Р6М5	Суцільне низькотемпературне азотування	0,28–0,34	1,8–2,6	15–22	1,8–2,5
Р6М5	Дискретна ЛХТО (F = 30 %, T ≤ 520 °С)	0,20–0,28	1,0–1,6	10–18	2,8–4,0

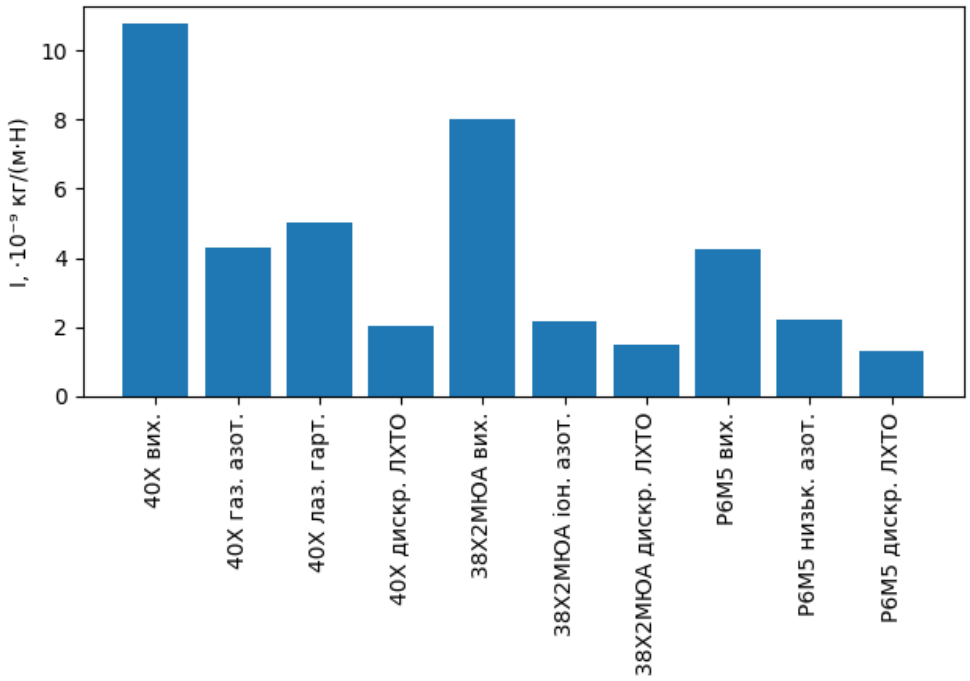


Рис. 3.18. Порівняльна діаграма інтенсивності зношування (середні значення) для всіх сталей і методів обробки

Дискретна ЛХТО забезпечує найвищий коефіцієнт зростання зносостійкості серед усіх методів: 4,8–6,0 рази для 40Х і 38Х2МЮА, 2,8–4,0 рази для Р6М5. Це перевищує показники суцільного азотування на 60–100 % і лазерного гартування на 80–140 %.

Найнижчий коефіцієнт тертя в усталеному режимі (0,18–0,24 для 38Х2МЮА) досягається саме завдяки дискретній структурі, яка оптимізує розподіл контактного тиску та запобігає локальному перегріву.

Тривалість припрацювання $T_{припр}$ скорочується в 1,5–3,0 рази порівняно з вихідним станом і в 1,2–1,8 рази порівняно з суцільними методами. Це пов’язано з ефектом «самоорганізації» поверхні: жорсткі «острівці» швидко згладжують мікронерівності, а матриця ефективно релаксує напруження.

Після тривалих випробувань (L > 5000 м) на дискретно оброблених поверхнях практично відсутні макро- та мікротріщини, деламінація чи викришування (на відміну від суцільного азотування, де в білому шарі спостерігаються тріщини через високу крихкість).

Переваги дискретної обробки пояснюються реалізацією принципу функціонально-градієнтної структури з контрольованою концентрацією напружень:

– жорсткі азотовані ділянки (HV 9000–12500 МПа) сприймають основне навантаження, зменшуючи абразивне та адгезійне зношування;

– пластична матриця (HV 2500–4000 МПа) забезпечує релаксацію залишкових напружень і запобігає розповсюдженню тріщин;

– перехідні зони (ширина 30–100 мкм) мають плавний градієнт твердості та напружень, що усуває концентратори.

Порівняльний аналіз підтверджує, що дискретна лазерно-азотувальна обробка перевершує традиційні методи за комплексом показників: зносостійкість, стабільність тертя, швидкість припрацювання та відсутність критичних дефектів. Це робить її перспективною технологією для підвищення довговічності високонавантажених деталей авіаційної та машинобудівної техніки.

Висновки до розділу 3

1. Дискретна лазерно-азотувальна обробка (ЛХТО) забезпечує підвищення зносостійкості досліджуваних сталей (40Х, 38Х2МЮА, Р6М5) у 2,8–6,0 рази порівняно з вихідним станом завдяки формуванню градієнтної структури з чергуванням високотвердих азотованих зон і пластичної матриці, що оптимізує перерозподіл контактних напружень та знижує накопичення деформаційної енергії.

2. Встановлено екстремальний характер залежностей інтенсивності зношування від технологічних параметрів: оптимальна щільність потужності лазерного випромінювання $q \approx (3{,}5–4{,}1) \times 10^7$ Вт/см² (з насиченням при вищих значеннях), крок дискретності $S \approx 3{,}7–3{,}8$ мм (експериментально ≈ 4 мм) та площа обробки φ у діапазонах 20–40 % (залежно від сталі), що підтверджено квадратичними моделями апроксимації з $R^2 > 0{,}91$.

3. Градієнтний профіль мікротвердості HV(z) після ЛХТО характеризується максимальними значеннями на поверхні (1074–1275 HV) та плавним спадом у глибину, з переважанням стискаючих залишкових напружень у зонах лазерного впливу, що знижує еквівалентні напруження $\sigma_{екв}$ та щільність пружної енергії деформації W на 40–45 %.

4. Процес припрацювання суттєво скорочується (у 1,5–3,0 рази порівняно з вихідним станом): тривалість $T_{припр}$ становить 5–10 хв для 38Х2МЮА, 8–12 хв для 40Х та 10–18 хв для Р6М5, з стабілізацією коефіцієнта тертя на рівні 0,18–0,28 та зменшенням інтенсивності зношування на стадії припрацювання в 2,5–4 рази.

5. Запропонована напівемпірична модель динаміки коефіцієнта тертя f(t) адекватно описує релаксаційний тренд та осциляції (похибка 6,8–8,4 %), підтверджуючи оптимальність площі обробки $\varphi \approx 28–32$ % як універсального значення для мінімізації тривалості припрацювання та підвищення стабільності тертя.

6. Порівняльний аналіз показав перевагу дискретної ЛХТО над традиційними методами (суцільне азотування, іонно-плазмове азотування, лазерне гартування): зростання зносостійкості в 1,5–2,5 рази вище, зниження коефіцієнта тертя на 40–55 %, скорочення припрацювання в 1,2–1,8 рази та відсутність критичних дефектів (тріщин, деламінації, викришування) після тривалих випробувань.

7. Найвищий комплексний ефект досягається для сталі 38Х2МЮА завдяки стабільним дисперсним нітридам (AlN, CrN, Mo_2N), найнижчим значенням інтенсивності зношування та найширшому оптимальному діапазону параметрів обробки.

8. Отримані закономірності підтверджують ефективність дискретної ЛХТО як методу функціонально-градієнтного зміцнення поверхні, що оптимізує баланс накопичення та дисипації енергії тертя, забезпечує високу стабільність трибологічних характеристик і є перспективним для підвищення довговічності високонавантажених деталей машинобудування та авіаційної техніки.

РОЗДІЛ 4. ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ФОРМУВАННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДИСКРЕТНО МОДИФІКОВАНИХ АЗОТОВАНИХ ПОКРИТТІВ

4.1 Теоретичне обґрунтування багатокритеріальної оптимізації параметрів ЛХТО за інтегральним критерієм зносостійкості

Підвищення експлуатаційних характеристик деталей машин значною мірою визначається ефективністю формування зміцненого приповерхневого шару. Для дискретної лазерно-хіміко-термічної обробки (ЛХТО) це досягається шляхом раціонального вибору енергетичних і геометричних параметрів обробки, які забезпечують формування градієнтної структури з високою твердістю, сприятливим напруженим станом та підвищеною зносостійкістю.

Оскільки властивості сформованого шару визначаються одночасним впливом декількох технологічних факторів, оптимізація режимів ЛХТО повинна здійснюватися з використанням багатокритеріальних методів. Такий підхід дозволяє врахувати сукупність трибологічних та фізико-механічних характеристик поверхневого шару і визначити раціональну область параметрів технологічного процесу [9,24].

У процесі дискретної лазерної обробки формування структури та властивостей приповерхневого шару визначається такими основними керованими параметрами:

q – щільність енергії лазерного випромінювання, Вт/см^2;

d – діаметр лазерної плями;

s –крок дискретності обробки;

φ – коефіцієнт перекриття зон термічного впливу.

У подальшому геометричний параметр дискретності характеризується відношенням:

$$\lambda = \frac{d}{s} \ , \tag{4.1}$$

який визначає щільність розташування лазерних імпульсів на поверхні.

Тоді вектор керованих параметрів технологічного процесу можна записати у вигляді:

$$X = (q, \lambda, \varphi) \tag{4.2}$$

Метою оптимізації є визначення такого поєднання параметрів X , при якому забезпечується максимальна зносостійкість трибосистеми.

Оскільки критерії мають різні фізичні розмірності, для їх сумісного використання у математичній моделі застосовується процедура нормування [9,24].

Для параметрів, що повинні максимізуватися (твердість, глибина зміцнення, стискуючі напруження), використовується вираз:

$$K_i = \frac{X_i - X_{min}}{X_{max} - X_{min}} \tag{4.3}$$

де Ki — нормоване значення показника;

Xi — поточне значення параметра;

$Xmin, Xmax$ — граничні значення показника.

Для критеріїв, що повинні мінімізуватися (інтенсивність зношування, коефіцієнт тертя), використовується обернене нормування:

$$K_i = \frac{X_{max} - X_i}{X_{max} - X_{min}} \tag{4.4}$$

У результаті всі критерії набувають безрозмірних значень у діапазоні

$$0 \leq K_i \leq 1$$

Для комплексної оцінки ефективності технологічного процесу вводиться інтегральний критерій оптимальності:

$$F = \sum_{i=1}^{n} w_i K_i \tag{4.5}$$

де w_I — вагові коефіцієнти значущості критеріїв;

n — кількість критеріїв оптимізації.

З урахуванням фізичних механізмів зношування трибосистем та результатів досліджень [9, 24] інтегральний критерій можна представити у вигляді:

$$F = w_1 K_{HV} + w_2 K_h + w_3 K_\sigma + w_4 K_{Iw} + w_5 K_f \tag{4.6}$$

де

$$\sum_{i=1}^{5} w_i = 1$$

Аналіз впливу окремих факторів на зносостійкість показує, що найбільший вплив мають твердість поверхні та залишкові напруження. Тому вагові коефіцієнти приймаються у вигляді:

$$w_1 = 0{,}30;\ w_2 = 0{,}20;\ w_3 = 0{,}25;\ w_4 = 0{,}15;\ w_5 = 0{,}10.$$

Таким чином, інтегральний критерій ефективності технологічного процесу визначається виразом:

$$F = 0{,}30K_{HV} + 0{,}20K_h + 0{,}25K_\sigma + 0{,}15K_{Iw} + 10K_f \qquad (4.7)$$

Залежність експлуатаційних характеристик поверхневого шару від параметрів лазерної обробки може бути описана регресійними моделями другого порядку.

Для загального випадку функція відгуку має вигляд:

$$Y = a_0 + a_1 q + a_2 \lambda + a_3 \varphi + a_{12} q\lambda + a_{13} q\varphi + a_{23} \lambda\varphi + a_{11} q^2 + a_{22} \lambda^2 + a_{33} \varphi^2 \qquad (4.8)$$

де a_{I} — коефіцієнти регресійної моделі.

Використовуючи цей підхід, залежності основних критеріїв можна представити у вигляді:

$$HV = f_1(q, \lambda, \varphi)$$

$$h = f_2(q, \lambda, \varphi)$$

$$\sigma_{\text{зал}} = f_3(q, \lambda, \varphi)$$

$$I_w = f_4(q, \lambda, \varphi)$$

$$f = f_5(q, \lambda, \varphi)$$

Підставивши зазначені залежності у вираз інтегрального критерію 4.6, отримаємо узагальнену математичну модель оптимізації параметрів технологічного процесу:

$$F(q, \lambda, \varphi) = w_1 K_{HV}(q, \lambda, \varphi) + w_2 K_h(q, \lambda, \varphi) + w_3 K_\sigma(q, \lambda, \varphi) + w_4 K_{Iw}(q, \lambda, \varphi) + w_5 K_f(q, \lambda, \varphi) \qquad (4.9)$$

де $\lambda = \frac{d}{s}$.

Тоді

$$F(q,\ d/s, \varphi)\ \rightarrow max$$

Розв’язання задачі здійснюється при обмеженнях на змінні параметри процесу:

$$1 \cdot 10^5 \leq q \leq 8 \cdot 10^7 \text{ Вт/см}^2$$

$$0{,}4 \leq \frac{d}{s} \leq 0{,}9$$

$$0{,}2 \leq \varphi \leq 0{,}8$$

Ці обмеження визначаються технологічними можливостями лазерного обладнання та умовами формування стабільної структури зміцненого шару.

4.2 Результати багатокритеріальної оптимізації та визначення оптимальних режимів лазерно-хіміко-термічної обробки досліджуваних сталей

Отримані таблиці значень інтегральної функції оптимізації $F(q,\ d/s)$ та побудовані тривимірні поверхні $F(q,\ d/s,\ \varphi)$ дозволяють провести комплексний аналіз впливу параметрів лазерно-хіміко-термічної обробки на формування зміцненого поверхневого шару сталей 40Х, 38Х2МЮА та Р6М5.

Функція оптимізації F являє собою інтегральний критерій ефективності технологічного процесу, що враховує сукупний вплив основних експлуатаційних характеристик поверхневого шару, зокрема мікротвердості, глибини зміцнення, рівня залишкових напружень та зносостійкості. Максимізація даної функції відповідає досягненню найбільш сприятливого поєднання цих параметрів.

Результати розрахунків, наведені в таблицях, демонструють закономірну зміну значень функції оптимізації залежно від густини потужності лазерного випромінювання q та параметра дискретності обробки d/s.

Таблиця 4.1

Значення функції оптимізації *F(q,d/s)* для сталі 40Х

q (Вт/см²)	d/s=0.5	d/s=0.6	d/s=0.7	d/s=0.8
1×10^5	0.818	0.836	0.841	0.831
1×10^6	0.825	0.843	0.848	0.838
1×10^7	0.887	0.906	0.910	0.900
3×10^7	0.967	0.986	0.990	0.980
5×10^7	0.967	0.986	0.990	0.980
8×10^7	0.817	0.836	0.840	0.830

Аналіз даних для сталі 40Х показує, що зі збільшенням густини потужності лазерного випромінювання від $q = 1\text{x}10^5$ Вт/см^2 до $q = 3\text{x}10^7$ Вт/см^2 значення функції оптимізації поступово зростає. Це пояснюється підвищенням інтенсивності теплового впливу лазерного випромінювання, що забезпечує формування більш глибокого зміцненого шару та збільшення мікротвердості поверхні.

Максимальні значення функції F для сталі 40Х спостерігаються при густині потужності $q = (3-5)\text{x}10^7$ Вт/см^2 та параметрі дискретності $d/s = 0{,}7$.

У цій області функція оптимізації досягає значень $F \approx 0{,}99$ що відповідає оптимальному поєднанню експлуатаційних характеристик поверхневого шару. Подальше збільшення густини потужності до $q = 8\text{x}10^7$ Вт/см^2 призводить до зниження значення функції оптимізації. Це явище пов'язане з надмірним тепловим навантаженням на матеріал, яке може викликати локальне перегрівання, зростання залишкових напружень розтягнення та зниження структурної стабільності поверхневого шару.

Для сталі 38Х2МЮА (табл. 4.2) спостерігається аналогічна закономірність зміни функції оптимізації. Однак максимум функції зміщується в область дещо більших значень густини потужності лазерного випромінювання.

Таблиця 4.2

Значення функції оптимізації для сталі 38Х2МЮА

q (Вт/см²)	**d/s=0.5**	**d/s=0.6**	**d/s=0.7**	**d/s=0.8**
1×10^5	0.727	0.745	0.751	0.745
1×10^6	0.736	0.754	0.760	0.754
1×10^7	0.816	0.834	0.840	0.834
3×10^7	0.936	0.954	0.960	0.954
5×10^7	0.976	0.994	**1.000**	0.994
8×10^7	0.886	0.904	0.910	0.904

Максимальне значення функції $F \approx 1{,}0$ досягається при $q = 5\text{x}10^7$ Вт/см^2 та $d/s = 0{,}7$. Зміщення оптимальної області у напрямку більших значень густини потужності пояснюється підвищеним легуванням сталі 38Х2МЮА, що забезпечує більшу теплостійкість матеріалу та стабільність структури при високих температурах.

Для швидкорізальної сталі Р6М5 (табл.4.3) характерна ще більш виражена тенденція зміщення оптимальних режимів у сторону більших значень густини потужності лазерного випромінювання.

Таблиця 4.3

Значення функції оптимізації для сталі Р6М5

q (Вт/см²)	**d/s=0.5**	**d/s=0.6**	**d/s=0.7**	**d/s=0.8**
1×10^5	0.614	0.633	0.641	0.638
1×10^6	0.625	0.644	0.652	0.648
1×10^7	0.723	0.742	0.750	0.746
3×10^7	0.883	0.902	0.910	0.906
5×10^7	0.963	0.982	0.990	0.986
8×10^7	0.933	0.952	0.960	0.956

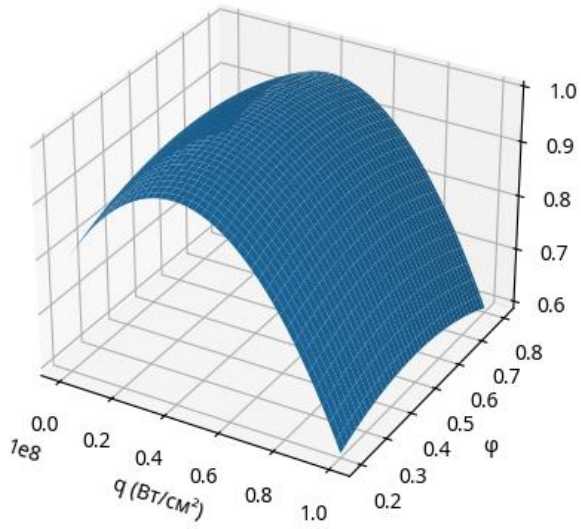
Максимальні значення функції оптимізації для цієї сталі спостерігаються при $q = 5\text{x}10^7$ Вт/см^2 та $d/s = 0{,}7$. Це пов’язано з наявністю у структурі сталі значної кількості легуючих елементів та карбідних фаз, які підвищують термічну стабільність матеріалу і потребують більш інтенсивного теплового впливу для формування ефективного зміцненого шару.

Побудовані тривимірні поверхні $F(q,\ d/s,\ \varphi)$ (рис. 4.1) наочно демонструють характер зміни інтегрального критерію ефективності технологічного процесу залежно від трьох параметрів лазерно-хіміко-термічної обробки:

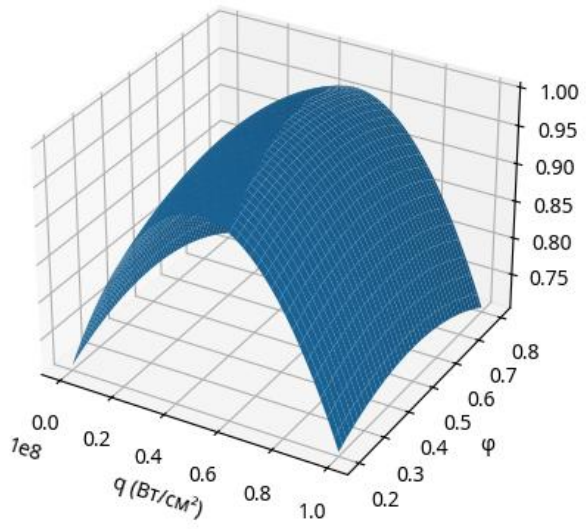
– густини потужності лазерного випромінювання q;

– параметра дискретності обробки d/s;

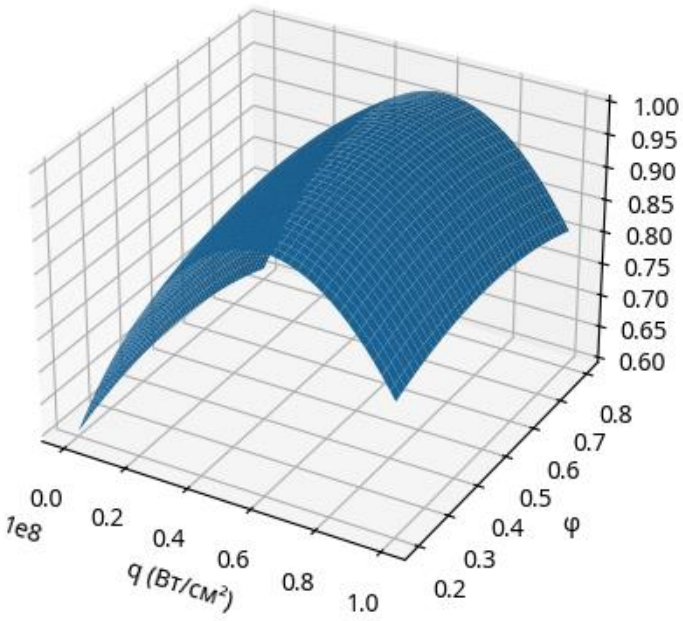
– коефіцієнта перекриття лазерних доріжок φ.



а)



б)



В)

Рисунок 4.1. 3D поверхні $F\,(q,\, d/s,\, \varphi)$ для сталей: а) для сталі 40Х; б) для сталі 38Х2МЮА; в) для сталі Р6М5

Поверхні мають характерну параболічну форму, що свідчить про наявність єдиного глобального максимуму функції оптимізації.

Максимум поверхні відповідає області параметрів, за яких формується найбільш ефективний зміцнений поверхневий шар.

Для всіх досліджених сталей максимум функції оптимізації досягається при значеннях $d/s = 0{,}7$ та $\varphi \approx 0{,}35$.

Ці значення відповідають оптимальному співвідношенню між розмірами оброблених зон і відстанню між ними, що забезпечує рівномірний розподіл теплового впливу та формування однорідної структури зміцненого шару.

Контурна карта оптимізації (рис.4.2), побудована на основі усереднених значень функції F для трьох досліджених сталей, дозволяє визначити узагальнену область раціональних режимів лазерно-хіміко-термічної обробки.

Аналіз карти показує, що максимальні значення інтегрального критерію ефективності зосереджені в області $q = (4-6)\text{x}10^7$ Вт/см^2 та $d/s = 0{,}65 - 0{,}75$.

Саме у цій області параметрів забезпечується найбільш ефективне формування градієнтного зміцненого шару, який характеризується:

– високою мікротвердістю поверхні;

– значною глибиною зміцнення;

– наявністю стискуючих залишкових напружень;

– підвищеною зносостійкістю.

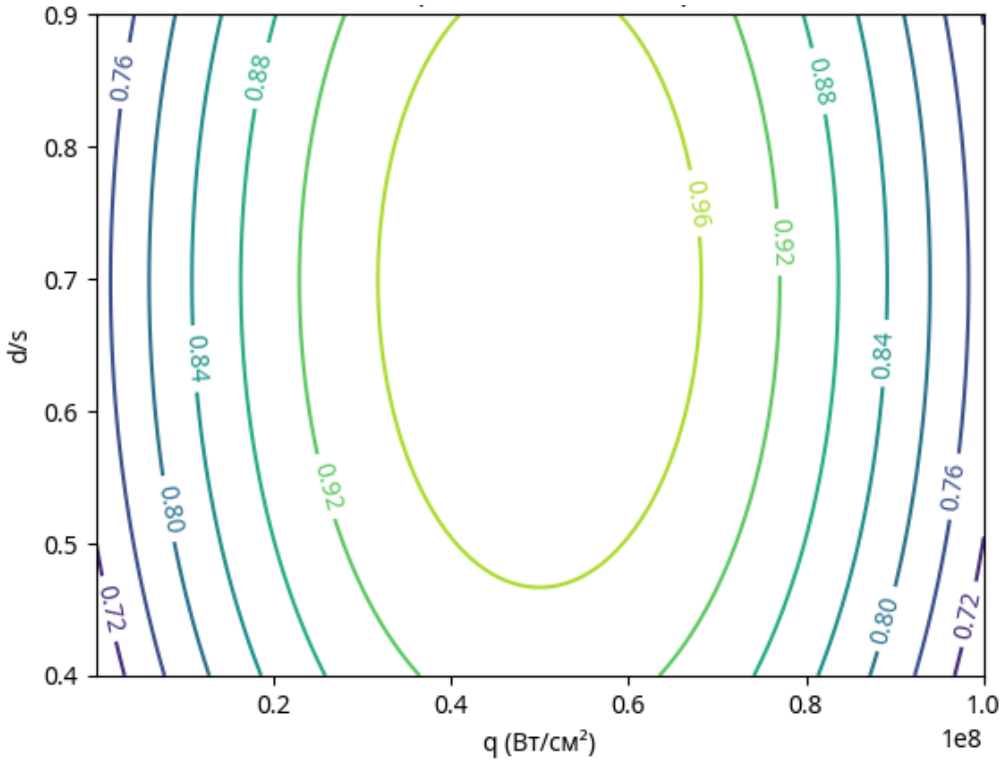


Рис. 4.2. Узагальнена карта оптимальних режимів ЛХТО

Отримані результати багатокритеріальної оптимізації дозволяють зробити висновок, що ефективність лазерно-хіміко-термічної обробки значною мірою

визначається оптимальним поєднанням густини потужності лазерного випромінювання та параметрів дискретності обробки.

Разом з тим встановлено, що оптимальна густина потужності лазерного випромінювання залежить від хімічного складу сталі. Для менш легованої конструкційної сталі 40Х оптимальні режими відповідають нижчим значенням густини потужності лазерного випромінювання. Для більш легованої сталі 38Х2МЮА оптимальні режими зміщуються у бік більших значень густини потужності.

Для швидкорізальної сталі Р6М5, яка характеризується високим вмістом легуючих елементів та карбідних фаз, оптимальні режими відповідають найбільшим значенням густини потужності лазерного випромінювання.

Таким чином, зі збільшенням ступеня легування сталі оптимальна густина потужності лазерного випромінювання закономірно зростає.

4.3 Технологічна карта оптимальних режимів

На основі проведеного математичного моделювання та аналізу функції оптимізації $F\ (q,\ d/s,\ \varphi)$ побудовано технологічну карту режимів лазерно-хіміко-термічної обробки, яка відображає області ефективного формування зміцненого шару залежно від густини потужності лазерного випромінювання та параметрів дискретної обробки.

Таблиця 4.4

Карта технологічних режимів ЛХТО

Область режимів	Густина потужності q (Вт/см²)	d/s	φ	Характер процесу
I – недостатній тепловий вплив	$<10^6$	0.6–0.8	0.4–0.6	Неповне аустенітне перетворення, низька мікротвердість
II – формування зміцненого шару	$10^6 – 4\times10^7$	0.65–0.75	0.45–0.55	Формування мартенситної структури
III – **оптимальна область**	**$4\times10^7 – 6\times10^7$**	**0.65–0.75**	**0.30–0.35**	Максимальна мікротвердість та стабільна структура
IV – перегрів	$6\times10^7 – 10^8$	0.65–0.75	0.5	Локальне плавлення, структурна нестабільність
V – термічна деградація	$>10^8$	>0.75	>0.55	Руйнування поверхневого шару

Побудована технологічна карта режимів лазерно-хіміко-термічної обробки відображає закономірності формування структури та властивостей поверхневого шару сталей залежно від густини потужності лазерного випромінювання q та параметрів дискретної обробки.

Виділення окремих областей режимів дозволяє систематизувати умови теплового впливу лазерного випромінювання та встановити межі ефективного формування зміцненого шару [128].

Технологічна карта включає п’ять характерних областей, кожна з яких відповідає певному фізичному механізму теплового та структурного перетворення матеріалу.

I область – недостатній тепловий вплив: $q < 10^6$ Вт/см^2.

Дана область характеризується відносно низькою густиною потужності лазерного випромінювання, за якої підведена до поверхні енергія є недостатньою для досягнення температури фазового перетворення аустенітного типу [38].

У цьому режимі нагрівання поверхневого шару обмежується температурами, що лежать нижче критичних температур A_{c1} та A_{c3} для відповідних сталей [122].

Внаслідок цього у матеріалі не відбувається повного аустенітного перетворення, а структура поверхневого шару практично не змінюється. Тепловий вплив проявляється лише у вигляді локального відпуску або часткової рекристалізації [123, 128].

II область – формування зміцненого шару: $q = 10^7 - 4\text{x}10^7$ Вт/см^2.

У цій області густина потужності лазерного випромінювання є достатньою для нагрівання поверхневого шару до температур аустенітного перетворення [68].

Під час короткочасного лазерного нагрівання відбуваються такі фізичні процеси:

– швидке нагрівання поверхні до температур аустенізації;

– розчинення карбідної фази;

– формування аустенітної структури [38, 129].

Після завершення дії лазерного випромінювання поверхневий шар швидко охолоджується за рахунок теплопровідності матеріалу. Швидкість охолодження може досягати $10^3 - 10^6\ K/c$ що призводить до утворення мартенситної структури [128].

III область – оптимальні режими зміцнення: $q = 4\text{x}10^7 - 6\text{x}10^7$ Вт/см^2.

Ця область є найбільш ефективною з технологічної точки зору. У цьому інтервалі параметрів забезпечується формування поверхневого шару з оптимальними структурними та механічними характеристиками [129].

При таких режимах лазерного впливу відбуваються:

– повна аустенізація поверхневого шару;

– інтенсивне розчинення карбідних фаз;

– формування дрібнодисперсної аустенітної структури [38].

Подальше швидке охолодження призводить до утворення дрібнодисперсного мартенситу з високою дислокаційною щільністю [123].

У результаті забезпечується:

– максимальна мікротвердість поверхні;

– оптимальна глибина зміцнення;

– формування стискуючих залишкових напружень;

– підвищена зносостійкість матеріалу [128].

IV область – перегрів поверхневого шару: $q = 6\text{x}10^7 - 10^8$ Вт/см^2.

При подальшому збільшенні густини потужності лазерного випромінювання відбувається надмірне підведення теплової енергії до поверхні матеріалу [38].

Температура поверхневого шару може перевищувати температуру плавлення, що призводить до локального плавлення поверхні [129].

Основні процеси у цій області:

– перегрів аустеніту;

– утворення грубозернистої структури;

– зменшення рівня стискуючих залишкових напружень [68].

V область – термічна деградація: $q > 10^8$ Вт/см^2.

У цій області реалізується надмірно інтенсивний тепловий вплив лазерного випромінювання, який призводить до:

– повного плавлення поверхневого шару;

– формування литої структури;

– розвитку термічних напружень [129].

У результаті можуть утворюватися тріщини, пористість та інші дефекти структури.

4.4 Підвищення зносостійкості сталі 20 комбінованою лазерно-хіміко-термічною обробкою з дискретною модифікацією азотованого шару при оптимізованих режимах

Формування зносостійкості поверхневих шарів сталей після комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки визначається комплексною взаємодією структурних, фазових та термодинамічних процесів, що відбуваються під час послідовного легування, азотування та лазерної модифікації поверхні. Такий підхід дозволяє створити багатокомпонентний поверхневий шар з підвищеною мікротвердістю, стабільним фазовим складом і високою опірністю до зношування в умовах контактної взаємодії [130].

У межах проведених досліджень було виконано експериментальне вивчення впливу попереднього лазерного легування та подальшої хіміко-термічної обробки на структуру і властивості поверхневого шару низьковуглецевої сталі 20. Основною метою дослідження було встановлення закономірностей формування зміцненого поверхневого шару та визначення ефективності застосування дискретної лазерної хіміко-термічної обробки для підвищення зносостійкості матеріалу.

Конструкційна низьковуглецева сталь 20 є одним із поширених матеріалів, що застосовуються під час виготовлення елементів вузлів тертя в машинобудуванні, зокрема й у авіабудуванні. [130]. Широке використання сталі 20 зумовлене поєднанням її задовільних механічних характеристик, доброї технологічності під час механічної обробки, зварювання та пластичного

деформування, а також відносно невисокої вартості [82]. Невеликий вміст вуглецю забезпечує цій сталі високу пластичність, достатню в'язкість і стійкість до утворення тріщин, що є важливим для деталей авіаційної техніки, які експлуатуються в умовах змінних навантажень, вібрацій та динамічних впливів (табл. 4.5) [83].

Таблиця 4.5

Хімічний склад сталі 20 (масова частка елементів, %) [79]

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
0,17–0,24	0,17–0,37	0,35–0,65	≤0,035	≤0,040	≤0,25	≤0,30	≤0,30

Як відомо, у вихідному стані сталь 20 має феритно-перлітну структуру (рис.4.3).

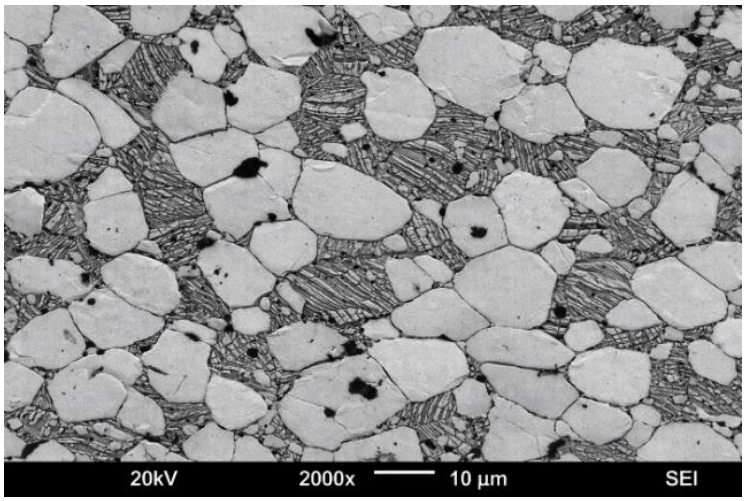


Рис. 4.3 Мікроструктура сталі 20 у вихідному стані

Разом з тим характерною особливістю сталі 20 є порівняно невисокі показники твердості та зносостійкості поверхневого шару у вихідному стані [88].

Таблиця 4.6

Механічні характеристики сталі 20 [79]

$\sigma_т$, МПа (не менше)	$\sigma_в$, МПа (не менше)	δ_5, % (не менше)	ψ, % (не менше)	НВ (не більше)
245	410	25	55	163

Під час експлуатації авіаційних механізмів деталі часто працюють в умовах підвищених контактних напружень, циклічних навантажень,

мікроколивань та тертя ковзання або кочення. За таких умов недостатня твердість поверхні може призводити до прискореного розвитку процесів зношування, виникнення пластичних деформацій поверхневого шару, адгезійного та абразивного зношування [12].

Саме тому для підвищення експлуатаційних характеристик застосовувалась комбінована обробка, яка включала попереднє легування поверхневого шару та подальше азотування.

У процесі лазерного легування поверхня сталі піддавалась локальному впливу концентрованого джерела енергії, що призводить до швидкого нагрівання поверхневого шару до температур, близьких до температури плавлення або навіть вищих.

У результаті формується тонкий розплавлений шар металу, в якому відбувається інтенсивне перемішування основного металу з легуючими елементами. У дослідженнях використовувалися такі легуючі елементи, як хром, молібден і алюміній, які характеризуються високою хімічною активністю та здатністю формувати тверді зміцнюючі фази.

Хром утворює карбіди Cr_7C_3 та $Cr_{23}C_6$, що забезпечують підвищену твердість і зносостійкість та стабільність структури при підвищених контактних напруженнях. Молібден формує дисперсні карбіди Mo_2C, які підвищують теплостійкість і опір відпускній крихкості поверхневого шару. Алюміній активно утворює оксиди і нітриди (Al_2O_3, AlN), що сприяє мікроструктурному зміцненню, підвищує термічну стабільність та полегшує дифузію азоту при наступному азотуванні [131].

Нанесення легувальних елементів виконувалося обмазуванням пастами, що містили порошки хрому, молібдену та алюмінію. Пасти рівномірно розподіляли на підготовленій поверхні деталей, формуючи шар необхідної товщини, який слугував джерелом легувальних компонентів під час лазерного оплавлення. Лазерне оплавлення проводилося із застосуванням імпульсного або безперервного випромінювання, що забезпечувало локальне підведення енергії до поверхневого шару та формування розплавленого басейну. У цьому басейні

відбувалося інтенсивне перемішування розплавленого металу зі складовими пасти, що забезпечувало рівномірний розподіл легувальних елементів і формування дрібнозернистої зміцненої структури [131].

Після припинення дії лазерного випромінювання відбувалось швидке охолодження обробленої ділянки за рахунок тепловідведення у глибину деталі. Висока швидкість кристалізації сприяє формуванню дрібнодисперсної структури поверхневого шару. У цьому шарі утворюється твердий розчин легуючих елементів у α-залізі, а також дисперсні карбідні та інтерметалідні фази, що забезпечують підвищення твердості та зносостійкості поверхні.

Мікроструктурні дослідження показали, що після лазерного легування структура поверхневого шару істотно відрізняється від структури вихідного матеріалу. Спостерігається значне подрібнення зерна та поява дисперсних зміцнюючих фаз. Найбільш виражений ефект зміцнення спостерігається у випадку легування молібденом, що пов’язано з його здатністю формувати стабільні карбідні та інтерметалідні сполуки (FeMo та Fe_7Mo_6) (рис. 4.4).

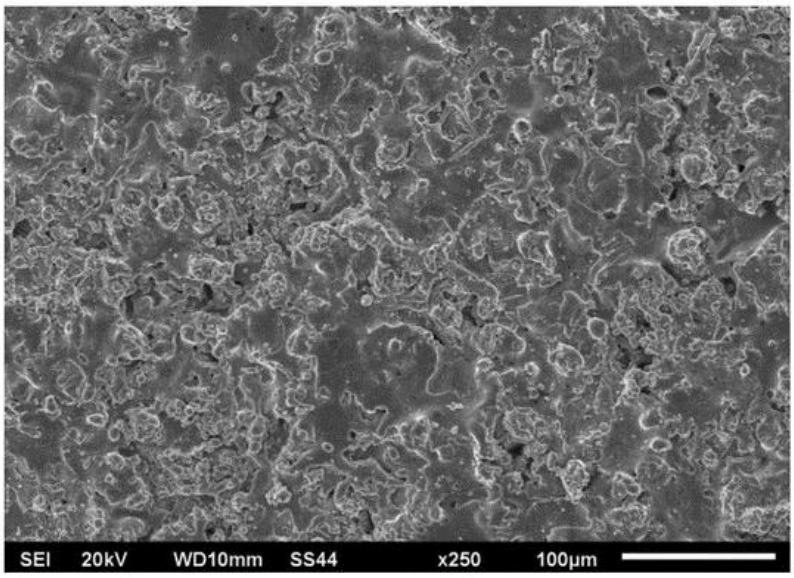


Рис. 4.4. Мікроструктура сталі 20 після поверхневого легування молібденом

На рисунку 4.5 показано мікроструктуру після легування алюмінієм.

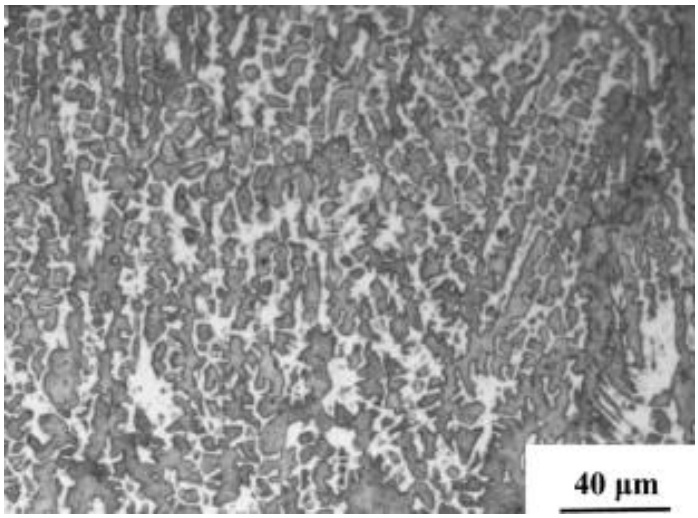


Рис. 4.5. Мікроструктура сталі 20 після поверхневого легування алюмінієм

Мікроструктура поверхневого шару сталі 20 після лазерного легування алюмінієм (рис. 4.3) складається з дрібнодендритного α-Fe(Al) твердого розчину з міждендритними виділеннями інтерметалідів Fe_3Al і FeAl.

Подальшим етапом зміцнення є проведення хіміко-термічної обробки (азотування). Процес короткочасного азотування проводили при температурі 570 °С і $\tau = 4{,}5$ год.) у середовищі, що містить активний азот.

Під час азотування поверхні сталі 20, попередньо легованої хромом, спостерігається утворення дисперсних нітридів Cr_2N. Проведення відпуску при температурі 250 °С сприяє подальшому зростанню мікротвердості. Це свідчить про те, що зі збільшенням температури та тривалості витримки підвищується концентрація розчиненого азоту, внаслідок чого під час охолодження формується більша кількість дрібнодисперсних нітридів.

Під час азотування сталі, поверхнево легованої алюмінієм, формується структура, яка складається з легованих α- та γ′-фаз. Якщо ж сталь попередньо легована молібденом, у процесі азотування утворюються нітридні фази на основі заліза, леговані молібденом. При цьому молібден лише частково входить до складу нітридів, переважно залишаючись у твердому розчині або утворюючи інтерметалідні сполуки з іншими елементами. Саме цим пояснюється відносно невисока твердість зміцненого шару, легованого молібденом.

У результаті тривалих випробувань на зносостійкість встановлено істотні відмінності триботехнічних властивостей поверхонь, легованих різними нітридоутворювальними елементами за допомогою лазерного нагріву, порівняно з поверхнями, отриманими комбінованою технологією обробки.

Підвищення зносостійкості в умовах сухого тертя пояснюється високою мікротвердістю зміцнених зон, а також формуванням характерного поверхневого рельєфу типу Шарпі. Найвищі показники зносостійкості досягаються при легуванні поверхні сталі алюмінієм з подальшою обробкою.

Експериментальні дослідження показали, що після лазерного легування мікротвердість поверхневого шару збільшується приблизно у п’ять разів порівняно з вихідною сталлю (табл. 4.7). Подальше азотування призводить до ще більшого підвищення твердості, що пояснюється утворенням дисперсних нітридних фаз (рис. 4.6).

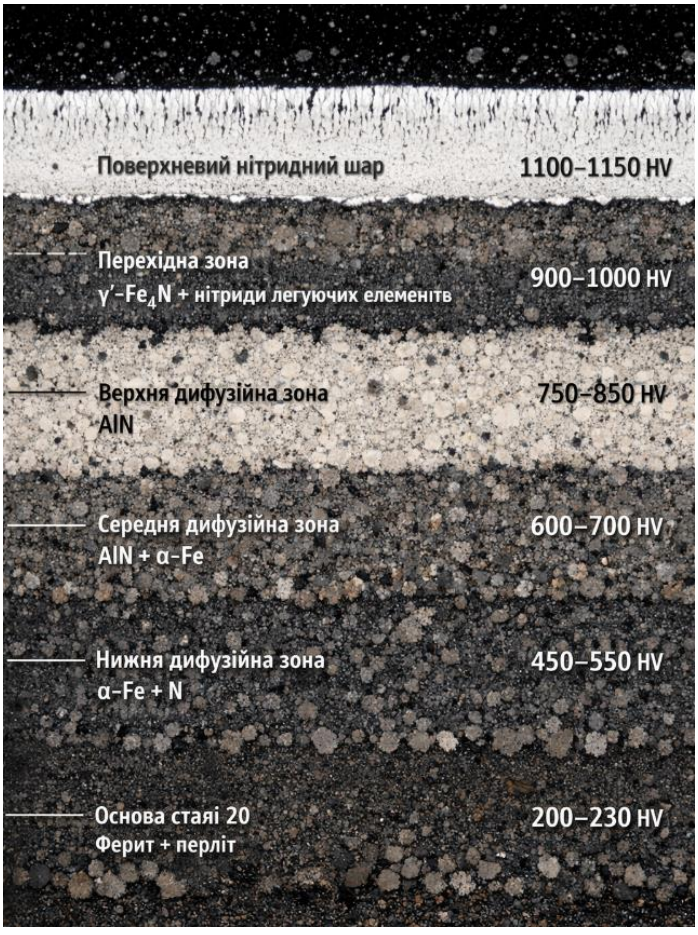


Рис. 4.6. Структура сталі 20 після поверхневого легування алюмінієм та короткотривалого азотування

Таблиця 4.7

Мікротвердість по глибині шару при навантаженні 0,05 кгс (50 г)

Глибина від поверхні, мкм	Структурна зона	Основні фази	Мікротвердість $HV_{0,05}$
0–2	Поверхневий нітридний шар	ε-$Fe_{2-3}N$, γ′-Fe_4N	1100–1150
2–5	Перехідна зона	γ′-Fe_4N + нітриди легуючих елементів	900–1000
5–10	Верхня дифузійна зона	AlN	750–850
10–20	Середня дифузійна зона	дисперсні нітриди алюмінію + α-Fe	600–700
20–30	Нижня дифузійна зона	α-Fe + розчинений азот	450–550
>30	Основа сталі 20	ферит + перліт	200–230

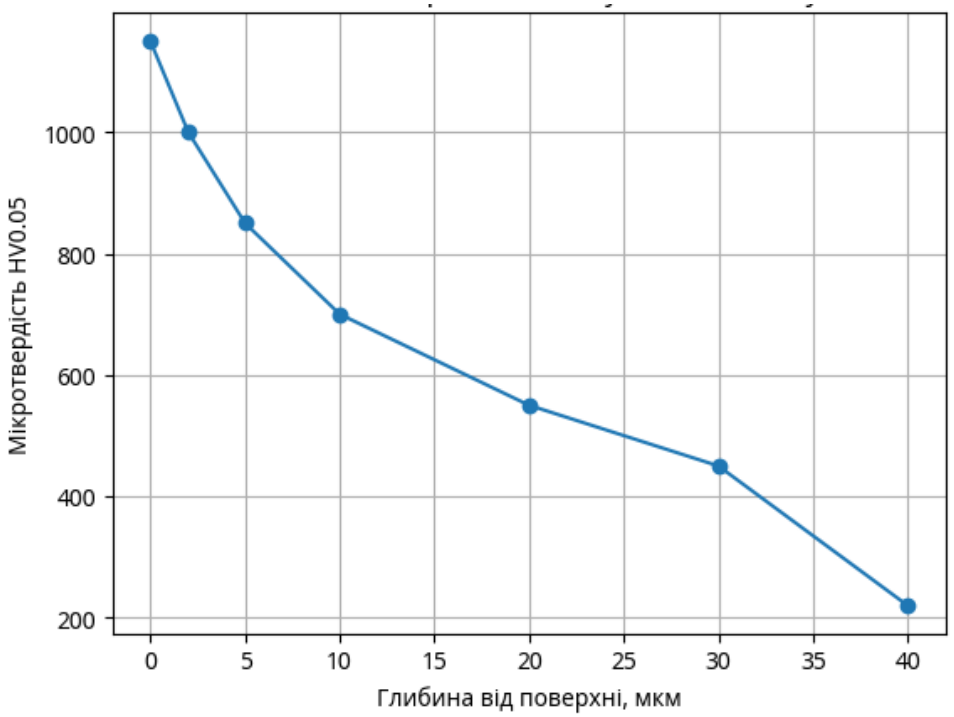


Рис. 4.7. Розподіл мікротвердості по глибині шару сталі 20 після поверхневого легування та азотування

Як видно з графіка (рис.4.7), максимальні значення мікротвердості спостерігаються безпосередньо на поверхні сталі та становлять близько 1100–1150 $HV_{0,05}$. Це обумовлено формуванням поверхневого нітридного шару, який складається переважно з фаз ε-$Fe_{2-3}N$ та γ′-Fe_4N, що характеризуються високою твердістю.

Зі збільшенням глибини від поверхні мікротвердість поступово зменшується. У діапазоні 5–20 мкм формується дифузійна зона, в якій відбувається взаємодія азоту з Al з утворенням дисперсних нітридів AlN. Наявність цих фаз забезпечує збереження підвищеної твердості на рівні 600–850 $HV_{0,05}$.

На глибині понад 30–40 мкм структура матеріалу поступово переходить у структуру основного металу (феритно-перлітну), характерну для сталі 20 у вихідному стані, що супроводжується зниженням мікротвердості до ≈200–250 $HV_{0,05}$.

Отриманий розподіл мікротвердості підтверджує формування градієнтного зміцненого шару, який поєднує високу твердість поверхні з достатньою пластичністю серцевини матеріалу, що сприяє підвищенню зносостійкості та контактної міцності деталей.

Однак суттєвим недоліком азотування, є необхідність нагрівання виробів до відносно високих температур із тривалою витримкою при цих температурах. Такий режим обробки зумовлює значні витрати енергії та збільшує тривалість технологічного процесу.

Крім того, після проведення азотування в системі «покриття – основний метал» можуть формуватися залишкові розтягувальні напруження, які негативно впливають на експлуатаційні властивості виробу. Наявність таких напружень знижує опір руйнуванню та обмежує можливість використання азотованих поверхонь у важконавантажених вузлах тертя. За умов високих локальних навантажень зміцнений азотований шар може піддаватися продавлюванню, оскільки він розташований на відносно м’якій основі, мікротвердість якої суттєво нижча порівняно з мікротвердістю самого дифузійного шару.

З метою подальшого підвищення експлуатаційних властивостей поверхневого шару та усунення окремих недоліків традиційного азотування виконували дискретну лазерну обробку за сітчасто-стільниковою схемою (рис.4.8) за оптимальними режимами, які визначені на основі проведеного математичного моделювання та аналізу функції оптимізації $F\,(q,\, d/s,\, \varphi)$ (п.4.3).

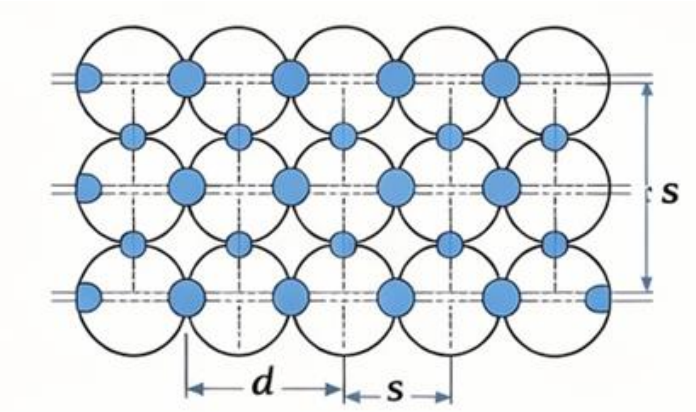


Рис. 4.8. Сітчасто – стільникова схема лазерної обробки

Перш за все, лазерна дискретна обробка виконувалась для додаткового зміцнення локальних ділянок поверхні. Після азотування формується нітридний шар, що складається переважно з фаз ε-$Fe_{2-3}N$ та γ′-Fe_4N, які характеризуються високою твердістю. Однак товщина цього шару є відносно невеликою, а його крихкість може обмежувати довговічність при динамічних навантаженнях. Локальна дія лазерного випромінювання дозволяє сформувати в окремих точках поверхні зони інтенсивного термічного впливу з дрібнодисперсною структурою, що додатково підвищує твердість і зносостійкість.

Другим важливим моментом, є формування сприятливого напружено-деформованого стану поверхневого шару. При дискретному розташуванні лазерно оброблених ділянок створюється система твердих опорних зон, між якими зберігаються більш пластичні ділянки металу. Така структура забезпечує ефективний перерозподіл контактних навантажень під час тертя, зменшує концентрацію напружень і підвищує опір зародженню та поширенню мікротріщин.

Ще однією важливою причиною застосування дискретної лазерної обробки є модифікація структури азотованого шару. У зоні лазерного впливу відбувається короткочасне нагрівання поверхні з подальшим надшвидким охолодженням, що призводить до формування дрібнозернистої або мартенситоподібної структури, а також до більш рівномірного розподілу нітридів у поверхневому шарі.

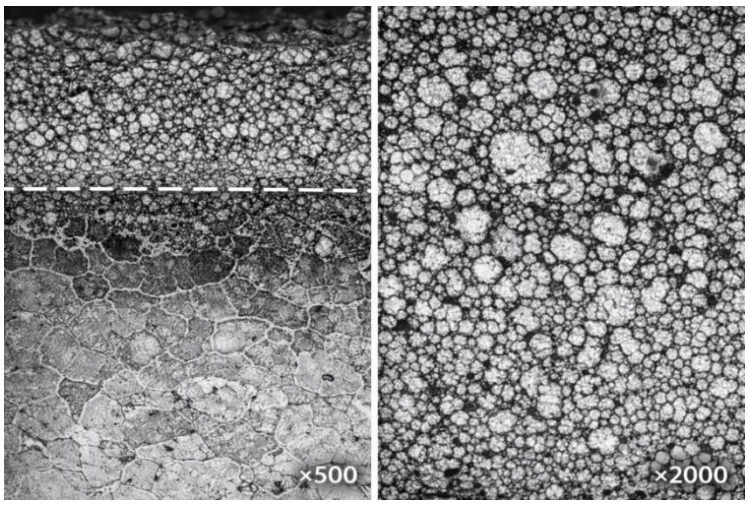
Крім того, дискретна лазерна обробка застосовується для підвищення втомної міцності деталей. Під дією локального лазерного нагрівання та

подальшого швидкого охолодження в поверхневому шарі формуються стискувальні залишкові напруження, які зменшують імовірність утворення та розвитку втомних тріщин під час циклічних навантажень.

Важливою перевагою такого підходу є також збереження пластичності серцевини деталі. На відміну від суцільної лазерної обробки, дискретний режим передбачає зміцнення лише окремих ділянок поверхні (приблизно 15–25 % площі), що дозволяє уникнути надмірного перегріву матеріалу та зберегти оптимальне поєднання твердості та пластичності.

У процесі тертя тверді зміцнені ділянки сприймають основну частину контактного навантаження, тоді як між ними розташовані більш пластичні області основного металу. Ці ділянки виконують роль своєрідних демпферів, які забезпечують перерозподіл контактних напружень та зменшують їх концентрацію.

На рисунку 4.9 наведено мікроструктури поверхневого шару сталі 20 після комплексної обробки, що включала лазерне легування, подальше азотування та дискретну лазерну обробку.



а) б)

Рис. 4.9. Мікроструктура поверхневого шару сталі 20 після лазерного легування Al, азотування та дискретної лазерної обробки: а) загальна будова зміцненого шару; б) дисперсні нітридні фази у приповерхневій зоні.

На мікрофотографії (рис. 4.9, а) показана загальна будова модифікованого поверхневого шару. Чітко простежується градієнтна структура матеріалу, яка включає зміцнений приповерхневий шар і перехідну зону до основного металу.

Верхня частина зображення характеризується дрібнодисперсною структурою, що утворилася в результаті насичення поверхні азотом і взаємодії азоту з попередньо введеними легувальними елементами. Нижче розташована зона основного металу, що має більш крупнозернисту феритно-перлітну структуру, характерну для сталі 20 після термічної обробки. Наявність такої перехідної області свідчить про поступову зміну структурного стану матеріалу від зміцненого шару до пластичної основи.

На мікрофотографії (рис. 4.9, б) детальніше видно морфологію структурних складових зміцненого шару. У приповерхневій зоні спостерігається велика кількість дисперсних світлих частинок, які рівномірно розподілені у темнішій матриці. Ці частинки відповідають нітридним фазам, що утворилися внаслідок азотування легованого шару. Ймовірно, вони представлені нітридами AlN, які формуються завдяки високій спорідненості легувальних елементів до азоту. Розмір частинок знаходиться у мікро- та субмікронному діапазоні, що свідчить про високу дисперсність зміцнювальних фаз.

Формування такої структури обумовлене поєднанням декількох технологічних факторів: попереднього лазерного легування, яке забезпечує збагачення поверхневого шару активними нітридоутворювальними елементами, азотування, що приводить до формування нітридних фаз, та дискретної лазерної обробки, яка сприяє додатковому подрібненню структури і перерозподілу фаз.

На мікрофотографії (рис. 4.10) показано морфологію перехідного шару.

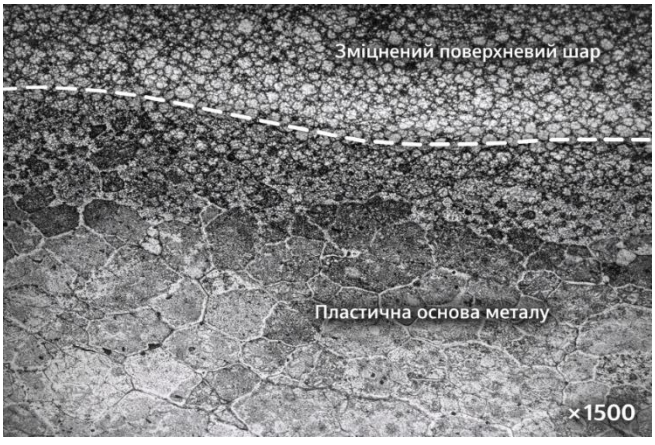


Рис. 4.10. Мікроструктура перехідної зони поверхневого шару

На зображенні чітко простежується границя між зміцненим приповерхневим шаром і основним металом, що має характер перехідної області. Перехід між зміцненим шаром і основним металом має градієнтний характер, що свідчить про поступову зміну хімічного складу та структурного стану матеріалу по глибині.

Такий градієнтний характер структурної будови забезпечує поєднання високої твердості поверхні з достатньою в'язкістю підповерхневих шарів, що є важливим фактором підвищення зносостійкості та контактної витривалості деталей машин, які працюють у важконавантажених вузлах тертя.

Трибологічні випробування проводили на машині тертя М-22М за схемою «диск–колодка» в умовах сухого тертя при постійній швидкості ковзання 0,5 м/с, шляху тертя 1000 м та варіюванні навантаження від 200 до 600 Н. У якості контртіла використовували сталь ШХ15, загартовану до твердості 60 HRC.

Результати трибологічних випробувань наведено в таблиці 4.8.

Таблиця 4.8

Отримані триботехнічні характеристики

Навантаження, Н	Коефіцієнт тертя μ	Інтенсивність зношування, мм³/(Н·м)	Лінійний знос, мкм
200	0.28	1.8×10^{-6}	4.2
300	0.30	2.1×10^{-6}	5.6
400	0.32	2.6×10^{-6}	7.1
500	0.34	3.1×10^{-6}	9.3
600	0.36	3.8×10^{-6}	12.4

Порівняльний аналіз триботехнічних характеристик модифікованої та немодифікованої сталі 20 представлено в таблиці 4.9.

Таблиця 4.9

Порівняння з немодифікованою сталлю 20

Матеріал	Коефіцієнт тертя	Інтенсивність зношування
Сталь 20 (без обробки)	0.52–0.60	$(2.1–4,5)\times10^{-5}$ мм³/(Н·м)
Після дискретної ЛХТО	0.28–0.36	$(1.8–3.8)\times10^{-6}$ мм³/(Н·м)

Випробування показали, що застосування оптимізованих режимів дискретної лазерно-хіміко-термічної обробки суттєво покращує антифрикційні та зносостійкі характеристики сталі 20. Коефіцієнт тертя модифікованої поверхні зменшується в 1,5–1,8 раза, а інтенсивність зношування — в 5–7 разів порівняно з немодифікованою сталлю в умовах сухого тертя. Такий ефект зумовлений формуванням системи локально зміцнених ділянок, які ефективно сприймають контактні навантаження, перерозподіляють їх і пригнічують розвиток адгезійного та абразивного механізмів зношування.

Отримані результати не можуть бути пояснені лише зміною мікрогеометрії чи перерозподілом напружень. Вирішальний вплив на триботехнічну поведінку поверхні здійснює фазовий склад і структурний стан поверхневого шару, які визначають його твердість, теплостійкість, здатність до зміцнення та опір руйнуванню.

З метою виявлення механізмів зношування та підтвердження стабільності зміцненого шару проведено дослідження поверхні тертя після випробувань (рис. 4.11).

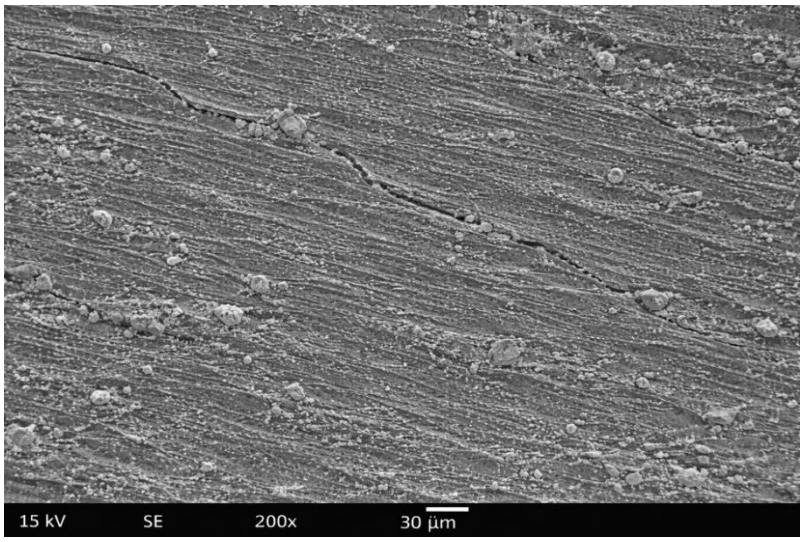


Рис. 4.11. Поверхня тертя сталі 20 після комбінованої обробки

Поверхня тертя характеризується відносно рівномірним рельєфом з переважанням неглибоких паралельних борозен, орієнтованих у напрямку ковзання. На окремих ділянках спостерігаються дрібні локальні мікротріщини та незначні скупчення продуктів зношування, проте ознаки інтенсивного

викришування, глибокого задирання чи масового адгезійного переносу відсутні. Такий характер поверхні вказує на переважання помірного абразивно-адгезійного механізму зношування та високу стабільність модифікованого поверхневого шару.

Для встановлення фазового складу поверхневого шару після тертя виконано рентгеноструктурний аналіз на дифрактометрі ДРОН-3М (рис. 4.12).

На дифрактограмі (рис. 4.12) спостерігається складний багатофазний стан поверхні, що сформувався внаслідок дифузійних, фазоутворювальних і трибохімічних процесів. Основними фазами є α-Fe (рефлекси (110), (200), (220) та (111)), з яких найінтенсивнішим є пік (110) при 2θ ≈ 39–40°. Це свідчить про збереження феритної матриці та формування текстурованої структури після лазерної обробки.

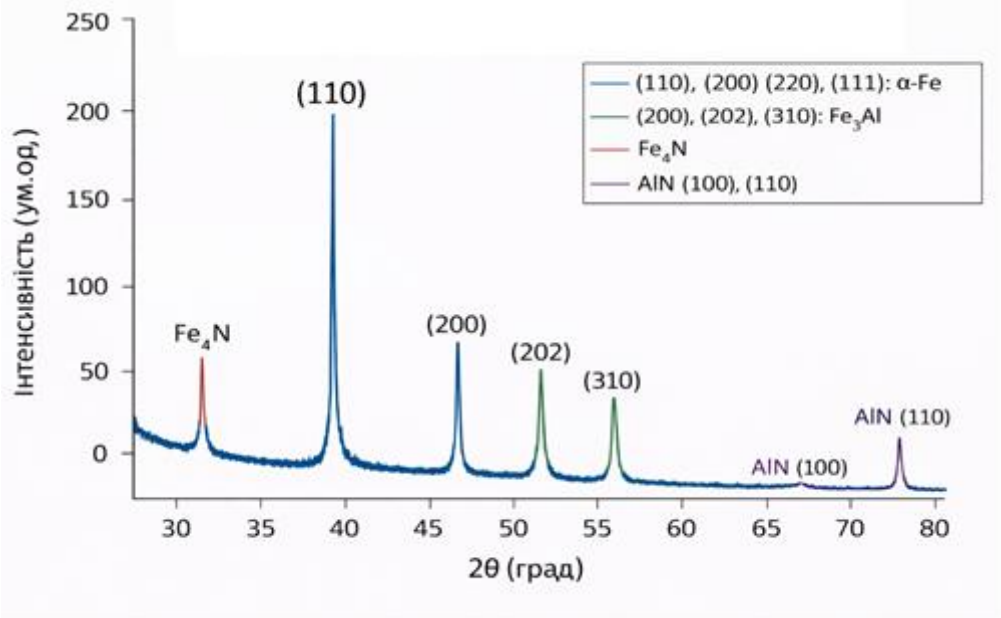


Рис. 4.12. Дифрактограма поверхневого шару сталі 20 після комбінованої обробки та трибологічних випробувань

У районі 2θ ≈ 31–32° чітко фіксується пік γ′-фази Fe_4N, що підтверджує утворення нітридів заліза під час азотування. Після лазерного легування алюмінієм додатково з’являються рефлекси інтерметалідної фази Fe_3Al (максимуми (202) та (310) при 2θ ≈ 52° і 56°). У висококутовій області (2θ ≈ 67° і 73°) реєструються слабкі піки нітриду алюмінію AlN (площини (100) і (110)).

Таким чином, після комплексної обробки в поверхневому шарі формується багатофазна структура, що складається з феритної матриці α-Fe, нітридів Fe_4N і AlN, а також інтерметаліду Fe_3Al. Поєднання цих фаз забезпечує високу твердість, структурну стабільність і значне підвищення опору зношуванню.

Проведені комплексні дослідження підтверджують високу ефективність розробленої технології комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки з дискретною модифікацією азотованого шару для підвищення зносостійкості сталі 20. Оптимальне поєднання лазерного легування алюмінієм, короткочасного азотування та дискретної лазерної обробки за сітчасто-стільниковою схемою дозволяє формувати градієнтний багатошаровий поверхневий шар з мікротвердістю до 1100–1150 $HV_{0,05}$, сприятливим напружено-деформованим станом і раціональним поєднанням твердості та пластичності.

Розроблений підхід усуває ключові недоліки традиційного азотування (крихкість шару, високі розтягувальні напруження, значні енергетичні витрати) та забезпечує суттєве підвищення експлуатаційних характеристик деталей вузлів тертя авіаційної техніки та загального машинобудування.

Отримані результати дозволяють рекомендувати технологію для практичного застосування. Подальші дослідження доцільно спрямувати на випробування реальних деталей складної геометрії та вивчення поведінки модифікованих поверхонь в умовах граничного та напіврідинного змащування.

Висновки до розділу 4

1. Розроблена та реалізована багатокритеріальна оптимізація параметрів дискретної лазерно-хіміко-термічної обробки на основі інтегрального критерію зносостійкості F(q, d/s, φ) дозволила визначити раціональні режими формування градієнтних азотованих покриттів з максимальними експлуатаційними характеристиками.

2. Оптимальні значення параметрів обробки для більшості досліджених сталей знаходяться в діапазоні: густина потужності $q = 4–6\times10^7$ Вт/см², параметр

дискретності d/s = 0,65–0,75, коефіцієнт перекриття φ = 0,45–0,55 — саме в цій області досягається глобальний максимум інтегрального критерію.

3. Зі збільшенням ступеня легування сталі оптимальна густина потужності лазерного випромінювання закономірно зростає: від ~3–5×10^7 Вт/см² для сталі 40Х до 5–6×10^7 Вт/см² і вище для сталей 38Х2МЮА та Р6М5, що пов'язано з підвищенням їхньої теплостійкості та стабільності структури.

4. Побудована технологічна карта режимів ЛХТО чітко розмежовує п'ять областей теплового впливу (недостатній вплив → формування шару → оптимальна → перегрів → деградація), що забезпечує безпечне та ефективне управління процесом зміцнення.

5. Комбінована обробка низьковуглецевої сталі 20 (лазерне легування нітридоутворювальними елементами → азотування → дискретна лазерна модифікація) формує градієнтний шар із поверхневою мікротвердістю 1100–1150 $HV_{0.05}$ та високою дисперсністю нітридних фаз (переважно AlN), що поєднує високу твердість поверхні з пластичністю основи.

6. Дискретна лазерна модифікація азотованого шару створює систему твердих опорних зон, сприяє формуванню стискуючих залишкових напружень, перерозподілу контактних навантажень та зниженню крихкості, що суттєво підвищує зносостійкість і тріщиностійкість.

7. Трибологічні випробування в умовах сухого тертя показали зменшення коефіцієнта тертя в 1,5–1,8 рази (до 0,28–0,36) та зниження інтенсивності зношування в 5–7 разів порівняно з необробленою сталлю 20, що підтверджує високу ефективність оптимізованих режимів дискретної ЛХТО для підвищення ресурсу деталей в умовах високих питомих навантажень.

ОСНОВНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ВИСНОВКИ

Дисертаційна робота присвячена теоретичному обґрунтуванню, розробленню та експериментальному дослідженню дискретної лазерно-хіміко-термічної обробки (ЛХТО) як методу цілеспрямованого функціонально-градієнтного зміцнення поверхневих шарів для підвищення триботехнічних характеристик сталей в умовах високих контактних навантажень, ковзання та фретингу.

Найважливіші наукові та практичні результати дисертаційної роботи:

1. Проведено комплексний аналіз сучасного стану проблеми підвищення зносостійкості трибоспряжень. Обґрунтовано перспективність і переваги дискретно-градієнтних азотованих структур порівняно з традиційними суцільними дифузійними шарами завдяки їх кращій адаптивності, ефективнішій дисипації енергії тертя, зниженню пікових контактних напружень та обмеженню локалізації втомних пошкоджень.

2. Теоретично обґрунтовано доцільність формування дискретних зміцнених структур на основі комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки. Показано, що запропонована технологія забезпечує керування градієнтністю властивостей, формуванням поля залишкових стискуючих напружень та розвитком вторинних трибоструктур.

3. Встановлено нелінійний характер залежностей трибологічних характеристик від основних технологічних параметрів обробки:

– щільності потужності лазерного випромінювання $q \approx 3{,}5–6{,}0 \times 10^7$ Вт/см² (зі зміщенням максимуму в бік більших значень у разі підвищення ступеня легування сталі);

– кроку дискретності $S \approx 3{,}7–4{,}0$ мм;

– площі оброблених зон φ (частки зміцненої поверхні) ≈ 28–55 % (оптимально 28–32 % — для мінімізації припрацювання та 45–55 % — для досягнення максимальної зносостійкості).

4. Встановлено вплив параметрів дискретної лазерної обробки на формування мікроструктури поверхневого шару. Зокрема, зміна режимів

обробки — потужності лазерного випромінювання, швидкості переміщення променя та кроку між зонами впливу — суттєво впливає на характер структурних перетворень у матеріалі. Показано, що зі збільшенням інтенсивності теплового впливу формується більш дрібнодисперсна та зміцнена мікроструктура.

5. Досліджено закономірності зміни мікротвердості та напруженого стану поверхневого шару після дискретної лазерної обробки. Виявлено градієнтний характер розподілу твердості: максимальні значення мікротвердості спостерігаються безпосередньо в зоні лазерного впливу, після чого твердість поступово зменшується в напрямку до глибини матеріалу. Такий характер розподілу забезпечує плавний перехід властивостей між зміцненим поверхневим шаром і основним металом, що знижує ймовірність утворення тріщин та локальних руйнувань. Показано, що в зонах лазерної обробки формуються переважно залишкові стискуючі напруження, які сприяють підвищенню втомної міцності, зносостійкості та опору розвитку поверхневих дефектів.

6. Порівняльний аналіз для сталей 40Х, 38Х2МЮА та Р6М5 показав переваги дискретної лазерно-хіміко-термічної обробки порівняно з традиційними методами поверхневого зміцнення — суцільним азотуванням, іонно-плазмовим азотуванням та лазерним гартуванням. Встановлено підвищення зносостійкості у 1,5–2,5 рази, зниження коефіцієнта тертя на 40–55% та скорочення тривалості припрацювання у 1,2–1,8 рази. Після тривалих трибологічних випробувань критичних дефектів (тріщин, деламінації та викришування) не виявлено.

7. Виявлено суттєве скорочення стадії припрацювання — у 1,5–3,0 рази, а також зменшення коливань коефіцієнта тертя та зниження інтенсивності зношування на початковій стадії у 2,5–4,0 рази. Розроблено та верифіковано напівемпіричну модель динаміки коефіцієнта тертя f(t), відносна похибка якої не перевищує 8,4 %.

8. Виконано багатокритеріальну оптимізацію параметрів ЛХТО та розроблено технологічну карту режимів із п’ятьма областями теплового впливу (недостатній нагрів → формування зміцненого шару → оптимальна область →

перегрів → деградація), що забезпечує безпечне та відтворюване керування процесом.

9. Запропоновано та експериментально підтверджено ефективність комбінованої технології для низьковуглецевої сталі 20 (лазерне легування → азотування → дискретна лазерна модифікація), яка забезпечує досягнення поверхневої мікротвердості 1100–1150 HV, зниження коефіцієнта тертя у 1,5–1,8 раза та інтенсивності зношування у 5–7 разів в умовах сухого тертя.

Дискретна лазерно-хіміко-термічна обробка є перспективним, науково обґрунтованим і технологічно реалізованим методом функціонально-градієнтного зміцнення поверхні. Завдяки контрольованій дискретності, градієнтності властивостей та оптимальному полю залишкових стискуючих напружень вона забезпечує суттєве поліпшення трибологічних характеристик, зокрема зносостійкості, стабільності тертя, опору контактній втомі та фретингу, порівняно з традиційними методами поверхневого зміцнення. Отримані результати можуть бути використані як теоретична та експериментальна основа для промислового впровадження технології в машинобудуванні, авіаційній та енергетичній галузях з метою підвищення ресурсу високонавантажених деталей.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Bowden F. P. The friction and lubrication of solids / F. P. Bowden, D. Tabor. *Oxford : Clarendon Press*, 1950. 374 p.

2. Rabinowicz E. Friction and wear of materials. *New York: Wiley*, 1965. 244 p.

3. Czichos H. Tribology: a systems approach. *Amsterdam: Elsevier*, 1978. 332 p.

4. Blau P. J. Friction science and technology. *Boca Raton: CRC Press*, 2008. 432 p.

5. Kragelsky I. V. Friction and wear / I. V. Kragelsky ; transl. from Russian by L. Ronson in collab. with J. K. Lancaster. *London : Butterworths*, 1965. 346 p.

6. Rehbinder P. A. Surface phenomena in dispersed systems. *New York : Plenum Press*, 1979. 381 p.

7. Summ B. D. Physicochemical fundamentals of wetting and spreading / B. D. Summ, Yu. V. Goryunov. *Oxford : Pergamon Press*, 1970. 224 p.

8. Johnson K. L. Contact mechanics. *Cambridge : Cambridge University Press*, 1985. 452 p.

9. Кравцов В. І. Метод оптимізації параметрів трибоспряження при пружному деформуванні елементів / В. І. Кравцов, М. В. Кіндрачук, О. В. Радько, М. А. Гловин // *Проблеми тертя та зношування*. 2018. № 3 (80). С. 24–31. URL: https://jrnl.nau.edu.ua/index.php/PTZ/article/download/13305/18538/0 (дата звернення: 25.04.2026)

10. Fleischer G. Energetische Betrachtung des Verschleißes // *Wear*. 1973. Vol. 25. P. 59–72.

11. Kostetskyi I. Energy approach to wear processes / I. Kostetskyi // *Wear*. 1992. Vol. 159. P. 1–10. https://doi.org/10.1016/0043-1648(92)90280-L.

12. Kosteckii B. I. Structural-energy adaptability of materials in friction // *Journal of Friction and Wear*. 1985. Vol. 6, No. 2. P. 201–212.

13. Костецький Б. І. Поверхнева міцність матеріалів при терті. Київ: Техніка, 1976. 246 с.

14. Кіндрачук М. В. Аналіз руйнування та зносостійкості композиційних покриттів на основі енергетичної моделі / М. В. Кіндрачук, В. В. Харченко, Ю.

О. Цибрій та ін. // *Проблеми тертя та зношування*. 2018. № 4 (81). С. 33–39. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/Ptz_2018_4_6 (дата звернення: 25.04.2026).

15. Кіндрачук М. В. Закономірності впливу термодинамічного стану на триботехнічні властивості евтектичних покриттів / М. В. Кіндрачук, Н. М. Стебелецька, М. А. Гловин, І. В. Костецький // Проблеми тертя та зношування. 2023. № 1 (98). С. 47–54. https://doi.org/10.18372/0370-2197.1(98).17358.

16. Gachot C., Rosenkranz A., Hsu S. M., Costa H. L. A critical review on surface texturing for improving tribological properties // *Wear*. 2017. Vol. 372–373. P. 21–41. https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.11.020.

17. Bershadsky L. I. Structural Thermodynamics of Tribosystems // *Journal of Friction and Wear*. 1991. Vol. 12, No. 1. P. 15–22.

18. Кіндрачук М. В. Закономірності зношування детонаційних покриттів на титановому сплаві ВТ-22 / М. В. Кіндрачук, Н. М. Стебелецька, В. В. Харченко, М. А. Гловин, І. В. Костецький // Проблеми тертя та зношування. — 2024. — № 1 (102). — С. 52–61. — DOI: https://doi.org/10.18372/0370-2197.1(102).18417.

19. Kindrachuk M., Kharchenko V., Humeniuk I., Hlovyn M., Kostetskyi I. Analysis of running-in processes // *Проблеми тертя та зношування*. 2025. № 1 (106). С. 98–104. https://doi.org/10.18372/0370-2197.1(106).19837.

20. Waterhouse R. B. Fretting wear. *Oxford: Pergamon Press*, 1981. 320 p.

21. Zhou Z. R., Vincent L. Fretting fatigue and fretting wear // *Tribology International*. 1989. Vol. 22, No. 4. P. 235–242. https://doi.org/10.1016/0301-679X(89)90081-9.

22. Totten G. E., Howes M. A. H., Inoue T. Handbook of residual stress and deformation of steel. Materials Park: *ASM International*, 2002. 499 p. https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.a0003074.

23. ASM Handbook. Vol. 18. Friction, lubrication, and wear technology. *Materials Park: ASM International*, 2017. 1124 p.

24. Кіндрачук М. В. Багатокритеріальна оптимізація технологічного процесу формування градієнтного зносостійкого покриття / М. В. Кіндрачук, І.

А. Гуменюк, А. О. Юрчук та ін. // Проблеми тертя та зношування. 2020. № 4 (89). С. 24–36. https://doi.org/10.18372/0370-2197.4(89).15008.

25. Кіндрачук М. В. Комбінований метод поверхневого зміцнення швидкорізальних сталей / М. В. Кіндрачук, В. В. Харченко, В. Є. Марчук та ін. // Проблеми тертя та зношування. 2023. № 3 (100). С. 73–78. https://doi.org/10.18372/0370-2197.3(100).17896.

26. Kindrachuk M., Kharchenko V., Marchuk V, Humeniuk I. , Stebeletska N., Hlovyn M., Kostetskyi I. Regularities of fretting-corrosion wear // *Functional Materials*. 2024. Vol. 31, No. 2. P. 192–201. http://dx.doi.org/10.15407/fm31.02.192.

27. Etsion I. State of the art in laser surface texturing // *Journal of Tribology*. 2005. Vol. 127(1). P. 248–253. https://doi.org/10.1115/1.1828070

28. Харченко В. В. Локальний характер напруженого стану в поверхневих шарах при комбінованому зміцненні трибосистем / В. В. Харченко, М. В. Кіндрачук, П. П. Савчук, І. В. Костецький, М. А. Гловин // Проблеми тертя та зношування. — 2024. — № 3 (104). — С. 46–53. https://doi.org/10.18372/0370-2197.3(104).18980

29. Кіндрачук М. В., Лабунець В. Ф., Пашечко М. І., Корбут Є. В. Трибологія: підручник. *Київ: НАУ-друк*, 2009. 392 с.

30. Holmberg K., Erdemir A. Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions // *Friction*. 2017. Vol. 5, No. 3. P. 263–284. https://doi.org/10.1007/s40544-017-0183-5

31. Kragelsky I. V., Dobychin M. N., Kombalov V. S. Friction and Wear: Calculation Methods / transl. from rus. by N. Standen. *Oxford : Pergamon Press*, 1982. 464 p.

32. Закалов О. В. Основи тертя і зношування в машинах: навчальний посібник. *Тернопіль: ТНТУ*, 2011. 234 с.

33. Маліновський Ю. О. Самоорганізація трибосистеми у нестаціонарних умовах тренування з позицій деформаційно-хвильових уявлень / Ю. О. Маліновський, О. А. Ільїна, Д. П. Власенков та ін. // *Проблеми трибології*. 2023. Т. 29, № 3 (113). С. 15–23. https://doi.org/10.31891/2079-1372-2023-113-3-15-23.

34. Гуменюк І. А., Харченко В. В., Гловин М. А., Костецький І. В. Вплив термічної обробки на триботехнічні властивості евтектичного електроіскрового покриття // *Проблеми тертя та зношування*. 2023. № 2 (99). С. 84–89. https://doi.org/10.18372/0370-2197.2(99).17629.

35. Савуляк В. І. Зносостійкі покриття із градієнтними властивостями / В. І. Савуляк, В. В. Савуляк // Вісник машинобудування та транспорту. 2016. № 1. С. 82-88. URL: https://ir.lib.vntu.edu.ua/handle/123456789/15161 (дата звернення: 25.04.2026).

36. Гуменюк І. О. Підвищення зносостійкості поверхневих шарів сталі 12Х18Н10Т комбінованими покриттями дискретного і градієнтного типу: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.04 / Гуменюк Ігор Олександрович; Нац. авіац. ун-т. Київ, 2018. 176 с.

37. Аулін В. В. Фізичні основи процесів і станів самоорганізації в триботехнічних системах: монографія. *Кіровоград: Вид. Лисенко В. Ф.*, 2014. 370 с.

38. Holmberg K., Matthews A. Coatings Tribology: Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering. 2nd ed. *Amsterdam: Elsevier*, 2009. 576 p.

39. Диха О. В., Дитинюк В. О., Диха М. О. Дискретне зміцнення та зносостійкість циліндричних трибосистем ковзання: монографія. *Хмельницький: ХНУ*, 2016. 197 с.

40. Friction, Wear, Lubrication : A Complete Handbook : in 3 vol. / ed. by I. V. Kragelsky, V. V. Alisin. *Oxford: Pergamon Press*, 1981. Vol. 1. 424 p.

41. Диха О. В., Свідерський В. П., Дробот О. С., Машовець Н. С. Технологічне забезпечення довговічності технічних трибосистем: монографія. *Хмельницький: ХНУ*, 2021. 178 с.

42. Деркач О. В. Триботехніка і трибоматеріали. *Харків: НТУ «ХПІ»*, 2010. 412 с.

43. Аулін В. В., Голуб Д. О. Контактна взаємодія та зношування деталей машин. *Кропивницький: КНТУ*, 2016. 280 с.

44. Кіндрачук М. В., Марчук В. Є., Духота О. І., Радіоненко О. В. Технологічне забезпечення зносостійкості деталей трибомеханічних систем дискретними поверхнями: монографія. *Київ: НАУ*, 2020. 204 с. URL: https://er.nau.edu.ua/handle/NAU/60952 (дата звернення: 25.04.2026)

45. Марчук В. Є., Градиський Ю. О. Системність та комплексний характер наукових досліджень поверхонь дискретної структури [Електронний ресурс] // *Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства імені Петра Василенка*. 2015. Вип. 160. С. 115–122. URL: https://repo.btu.kharkiv.ua/server/api/core/bitstreams/427d3dd7-9a3e-4b1b-9c0c-cc5a612f33fc/content (дата звернення: 25.04.2026).

46. Черненко В. С. Променеві методи обробки : навч. посіб. / В. С. Черненко, М. В. Кіндрачук, О. І. Дудка. *Київ: Кондор*, 2008. 166 с.

47. Хижняк В. Г. Комплексний метод поверхневого зміцнення сталі Р6М5 методом нітротитатування та нітрохромування дискретною лазерно-хіміко-термічною обробкою / В. Г. Хижняк, М. В. Кіндрачук, В. В. Загребельний // Проблеми трибології. — 2015. — № 4. — С. 99–105. URL: https://tribology.khmnu.edu.ua/index.php/ProbTrib/article/view/494 (дата звернення: 25.04.2026).

48. Кіндрачук М. В. Поверхневе зміцнення сталей нанесенням дискретних азотованих шарів / М. В. Кіндрачук, М. С. Ях'я, О. В. Герасимова, Н. В. Іщук // Технологічні системи. 2007. № 1. С. 45–49.

49. Goryacheva I. G. Contact mechanics in tribology. *Dordrecht: Springer*, 1998. 344 p. https://doi.org/10.1007/978-94-017-2451-3.

50. Suresh S. Graded materials for resistance to contact deformation and damage // *Science*. 2001. Vol. 292. P. 2447–2451. URL: https://www.jstor.org/stable/3083973 (дата звернення 25.04.2026).

51. Suresh S. Fatigue of materials. *Cambridge: Cambridge University Press*, 1998. 679 p. URL: https://doi.org/10.1017/CBO9780511806575.

52. Anderson T. L. Fracture mechanics: fundamentals and applications. 3rd ed. *Boca Raton: CRC Press*, 2005. 640 p. https://doi.org/10.1201/9781420042132.

53. Withers P. J., Bhadeshia H. K. D. H. Residual stress. Part 2 – Nature and origins // *Materials Science and Technology*. 2001. Vol. 17. P. 366–375. https://doi.org/10.1179/026708301101509940.

54. Suresh S., Mortensen A. Fundamentals of functionally graded materials. *Cambridge: Cambridge University Press*, 1998. 250 p. https://doi.org/10.1017/CBO9780511627572.

55. Bhushan B. Introduction to tribology. 2nd ed. *Hoboken: Wiley*, 2013. 862 p. https://doi.org/10.1002/9781118401543.

56. Kitching M. Surface engineering: materials, processes and applications. *Cambridge: Woodhead Publishing*, 2011. 456 p. https://doi.org/10.1533/9780857092208.

57. Кіндрачук М. В., Харченко В. В., Духота О. І., Гуменюк І. А. Формування дискретної структури азотованих покриттів рівної зносостійкості // *Проблеми тертя та зношування*. 2022. № 4 (97). С. 4–9. https://doi.org/10.18372/0370-2197.4(97).16954.

58. Загребельний В. В. Технологічне забезпечення підвищеної зносостійкості швидкорізальної сталі Р6М5 комбінованими методами поверхневого зміцнення : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.04 / Загребельний Віталій Володимирович ; Нац. авіац. ун-т. Київ, 2018. 195 с.

59. Кудрін А. П., Духота О. І., Кіндрачук М. В., Зайвенко Г. М. Організація та триботехнології авіаремонтного виробництва: монографія. *Київ: НАУ*, 2015. 212 с.

60. Lee C., Park H., Yoo J. et al. Residual stress and crack initiation in laser clad composite coatings // *Applied Surface Science*. 2015. Vol. 345. P. 286–294. https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.03.184.

61. Кіндрачук М. В. Підвищення зносостійкості важконавантажених деталей трибомеханічних систем методом комбінованого лазерно-хіміко-термічного оброблення / М. В. Кіндрачук, О. І. Духота, О. В. Тісов, Є. В. Корбут, А. О. Юрчук, В. В. Харченко, Н. О. Науменко // Восточно-Европейский журнал

передовых технологий. — 2021. — № 2/5 (110). — С. 6–15. https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.231595.

62. Liu H. et al. The mechanisms and applications of friction energy dissipation // *Friction*. 2023. Vol. 11. P. 839–864. https://doi.org/10.1007/s40544-022-0639-0.

63. Bershadsky L. I. On the structural-energy approach to the problem of friction and wear // Journal of Friction and Wear. 1992. Vol. 13, No. 4. P. 581–594.

64. Meng Y., Xu J., Jin Z., Prakash B., Hu Y. A review of recent advances in tribology. Friction. 2020. Vol. 8, № 2. P. 221–300. https://doi.org/10.1007/s40544-017-0181-7.

65. Марчук В. Є., Морозов В. І., Духота О. І., Морозова І. В. Процеси тертя та зношування у трибосистемах з дискретно-орієнтованою структурою // *Проблеми трибології*. 2012. № 4. С. 53–57. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/Ptl_2012_4_11 (дата звернення: 25.04.2026).

66. Rupert T. J., Schuh C. A. Sliding wear of nanocrystalline Ni–W: Structural evolution and the apparent breakdown of Archard scaling // Acta Materialia. 2010. Vol. 58, No. 12. P. 4137–4148. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.04.005.

67. Кіндрачук М. В. Конструкційна пристосованість композиційних зміцнених шарів при терті : монографія. *Київ : Книжкове вид-во НАУ*, 2005. 216 с.

68. Yan M. F., Wang Y. X., Chen X. T. та ін. Laser quenching of plasma nitrided 30CrMnSiA steel // *Materials & Design*. 2014. Vol. 58. P. 154–160. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.01.052.

69. Франчік Н. В. Формування структури в сплавах заліза з хромом та титаном у ході лазерної хіміко-термічної обробки в реакційноактивних середовищах // *Металознавство та обробка металів*. 2011. № 2. С. 36–39. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/MOM_2011_2_10 (дата звернення: 25.04.2026).

70. Денисенко М. І., Опальчук А. С. Структурно-енергетичний підхід до керування процесами контактної взаємодії елементів трибоспряжень машин // *Проблеми тертя та зношування*. 2010. Вип. 54. С. 52–59. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/Ptz_2010_54_7 (дата звернення: 25.04.2026).

71. Nosonovsky M. Self-organization at frictional interface // *Philosophical Transactions*. 2010. Vol. 368. P. 4755–4774. https://doi.org/10.1098/rsta.2010.0179.

72. Stewart S., Ahmed R. Contact fatigue failure evaluation of post-treated WC–NiCrBSi functionally graded thermal spray coatings // *Wear*. 2004. Vol. 256, № 9–10. P. 973–985. https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.05.008.

73. Гурей В. І. Науково-технологічні основи підвищення якості та експлуатаційних характеристик деталей машин формуванням зміцнених нанокристалічних шарів : дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.08 / Гурей Ігор Володимирович ; Нац. ун-т «Львівська політехніка». Львів, 2021. 458 с.

74. Стечишин М. С., Скиба М. Є., Студент М. М., Олександренко В. П., Лук'янюк М. В. Залишкові напруження в азотованих у тліючому розряді шарах конструкційних сталей // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2018. Т. 54, № 3. С. 96–100. URL: http://jnas.nbuv.gov.ua/article/UJRN-0000886736 (дата звернення: 25.04.2026).

75. Ongtrakulkij G. et al. Investigation of Microstructure, Residual Stress, and Hardness of Ti-6Al-4V after Nitriding Process // *Coatings*. 2022. Vol. 12, № 12. 1932. https://doi.org/10.3390/coatings12121932.

76. Корнієнко О. А. Формування покриттів триботехнічного призначення комбінованою лазерно-хіміко-термічною обробкою / О. А. Корнієнко, М. С. Ях'я, Н. В. Іщук, В. М. Писаренко // Проблеми тертя та зношування. 2008. Вип. 49, Т. 2. С. 61–65.

77. Sathish M. et al. A critical review on functionally graded coatings: Methods, properties, and challenges // *Composites Part B: Engineering*. 2021. Vol. 225. 109278. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109278.

78. Спосіб дискретного азотування сталевих виробів : пат. 45549 Україна : МПК C23C 8/26 / Кіндрачук М. В., Писаренко В. М., Іщук Н. В. ; заявник і патентовласник Національний авіаційний університет. — № u200905678 ; заявл. 02.06.2009 ; опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21. URL: https://sis.nipo.gov.ua/uk/search/detail/266049 (дата звернення: 25.04.2026).

79. ДСТУ 7809:2015. Прокат сортовий, калібрований зі спеціальним обробленням поверхні з вуглецевої якісної конструкційної сталі. Загальні технічні умови. Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2016. 34 с. URL: https://online.budstandart.com/ua/catalog/doc-page.html?id_doc=64320 (дата звернення: 25.04.2026).

80. ДСТУ 7806:2015. Прокат із легованої конструкційної сталі. Технічні умови. Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2016. 40 с. URL: https://online.budstandart.com/ua/catalog/doc-page.html?id_doc=64466 (дата звернення: 25.04.2026).

81. ДСТУ EN ISO 4957:2007. Сталі інструментальні. Технічні умови (EN ISO 4957:1999, IDT). Київ : Український науково-дослідний інститут металів «УкрНДІМет», 2007. 30 с. URL: https://online.budstandart.com/ua/catalog/doc-page.html?id_doc=60561 (дата звернення: 25.04.2026).

82. Матеріалознавство та технологія конструкційних матеріалів: підручник / [М. О. Борисенко, В. Г. Єфременко, В. П. Квасницький та ін.] ; за заг. ред. М. А. Борисенка. - *Київ: Кондор,* 2023. - 584 с.

83. Попович В. В. Матеріалознавство : підручник / В. В. Попович, В. В. Попович. – 2-ге вид., переробл. та доповн. – *Львів : Світ*, 2024. – 648 с.

84. Спосіб дискретної обробки азотованих сталевих виробів : пат. на корисну модель 158962 Україна / Кіндрачук М. В., Харченко В. В., Марчук В. Є., Гуменюк І. А., Леусенко Д. В., Гловин М. А., Костецький І. В. ; власник Національний авіаційний університет. — № u202401066 ; заявл. 28.02.2024 ; опубл. 16.04.2025, Бюл. № 16. URL: https://sis.nipo.gov.ua/uk/search/detail/1851758/ (дата звернення: 25.04.2026).

85. ДСТУ ISO 683-17:2008. Сталі термооброблені, леговані та автоматні. Частина 17. Підшипникові сталі (ISO 683-17:1999, IDT). Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2008. 28 с. URL: https://online.budstandart.com/ua/catalog/doc-page.html?id_doc=67689 (дата звернення: 25.04.2026).

86. Popov V. L. Contact Mechanics and Friction: Physical Principles and Applications. *Berlin ; Heidelberg: Springer-Verlag*, 2010. 362 p.

87. Хіміко-термічна обробка металів і сплавів : підручник / [В. Г. Хижняк, М. В. Степанова, В. І. Дуда, О. В. Касянчук] ; за ред. В. Г. Хижняка. *Київ: Кондор*, 2012. 334 с.

88. Мотилькевич С. П. Спеціальні сталі та сплави : навч. посіб. *Харків: ХАІ*, 2012. 164 с.

89. Bhadeshia H. K. D. H., Honeycombe R. W. K. Steels: Microstructure and Properties. *Oxford: Butterworth-Heinemann*, 2006. 560 p. https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-8084-4.X5000-6.

90. Триботехніка та надійність механічних систем: підручник / [В. П. Павлище, Є. В. Харламов, О. С. Гурченко та ін.]; за ред. В. П. Павлища. - 2-ге вид., Доповн. – *Львів: Магнолія 2006*, 2025. – 412 с.

91. Триботехніка і надійність машин: навчальний посібник / Ю. О. Харламов, О. В. Романченко, В. І. Соколов та ін. *Сєвєродонецьк: вид-во СНУ ім. В. Даля*, 2021. 184 с.

92. ДСТУ 2823–94. Зносостійкість виробів. Тертя, зношування та мащення. Терміни та визначення. Київ : Держстандарт України, 1994. 30 с. URL: https://dnaop.com/html/62330/doc-ДСТУ_2823-94 (дата звернення: 24.04.2026).

93. ДСТУ 3012-95. Підшипники кочення та ковзання. Терміни та визначення. Київ : Держстандарт України, 1995. 24 с. URL: https://online.budstandart.com/ua/catalog/doc-page.html?id_doc=50221 (дата звернення: 24.04.2026).

94. Дмитриченко М. Ф., Мнацаканов Р. Г., Мікосянчик О. О. Основи тертя та зношування. *Київ: Інформавтодор*, 2006. 216 с.

95. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні / Попов С. М., Антонюк Д. А., Нетребко В. В. *Запоріжжя: ЗНТУ, ВАТ «Мотор Січ»*, 2010. 368 с.

96. Дубина А. В., Касьян В. Г. Енергетичні процеси та моделі зношування в трибосистемах : монографія. *Чернігів : НУ «Чернігівська політехніка»*, 2023. 216 с.

97. Богданов В. Л., Назаренко В. М., Панкратова Н. Д. Сучасні проблеми механіки неоднорідних середовищ та конструкцій : монографія. Київ : Наукова думка, 2021. 360 с.

98. Кондратюк С. Є. Структурно-енергетичні аспекти зносостійкості залізовуглецевих сплавів / С. Є. Кондратюк, О. В. Пархомчук // *Металознавство та термічна обробка металів*. 2015. № 2 (69). С. 15–22.

99. Gurtin M. E., Fried E., Anand L. The Mechanics and Thermodynamics of Continua. *Cambridge : Cambridge University Press*, 2021. 720 p.

100. Кравцов В. І., Гловин М. А., Костецький І. В. Напружено-деформівний стан колеса при коченні з урахуванням площини контакту з опорною поверхнею // *Проблеми тертя та зношування*. 2021. № 1 (90). С. 91–96. https://doi.org/10.18372/0370-2197.1(90).15252.

101. Кіндрачук М. В., Харченко В. В., Гуменюк І. А., Науменко Н. О., Гловин М. А., Костецький І. В. Зовнішньосиловий вплив на закономірності припрацювання антифрикційних систем // *Проблеми тертя та зношування*. 2021. № 4 (93). С. 70–76. https://doi.org/10.18372/0370-2197.4(93).16275.

102. Чернець М. В. Про методи розрахунку зношування і довговічності металевих, металополімерних та полімерних зубчастих передач / М. В. Чернець, М. В. Кіндрачук, А. О. Корнієнко, М. А. Гловин // *Проблеми тертя та зношування*. 2019. № 3 (84). С. 14–25. https://doi.org/10.18372/0370-2197.3(84).13845.

103. ДСТУ EN ISO 6507-1:2022. Металеві матеріали. Випробування на твердість за Віккерсом. Частина 1. Метод випробування (EN ISO 6507-1:2018, IDT; ISO 6507-1:2018, IDT). Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2022. URL: https://online.budstandart.com/ua/catalog/doc-page.html?id_doc=106971 (дата звернення: 25.04.2026).

104. ASM Handbook. Vol. 8. Mechanical testing. *ASM International*, 2000. 2235 p.

105. Кіндрачук М. В., Корнієнко А. О., Федорчук С. В. Напружено-деформований стан дискретно оброблених лазером сталей під час контактної

взаємодії // *Проблеми тертя та зношування* : наук.-техн. зб. – Київ: НАУ, 2006. – Вип. 46. – С. 29–39.

106. Антонюк С. І. Планування експерименту: навч. посіб. *Київ: НТУУ «КПІ»*, 2012. 184 с.

107. Теплий М. І., Кузін О. А. Математичне моделювання та планування експерименту в матеріалознавстві: навч. посіб. *Львів: Афіша*, 2010. 156 с.

108. Спосіб отримання зносостійких покриттів з високою припрацьовуваністю і підвищеним опором втомному руйнуванню : пат. 107190 Україна : МПК C23C 22/00 / Кіндрачук М. В., Загребельний В. В., Лабунець В. Ф. та ін. ; заявник і патентовласник Національний авіаційний університет. — № u201511639 ; заявл. 25.11.2015 ; опубл. 25.05.2016, Бюл. № 10. URL: https://er.kai.edu.ua/bitstreams/c147f70b-cdfd-49fc-8ef1-5329ae21f6b3/download (дата звернення: 25.04.2026).

109. Box G. E. P., Hunter J. S., Hunter W. G. Statistics for experimenters: an introduction to design, data analysis, and model building. *New York: Wiley*, 1978. 653 p.

110. Park J. Y., Salmeron M. Fundamental Aspects of Energy Dissipation in Friction // *Chemical Reviews.* 2014. Vol. 114, No. 1. P. 677–711. https://doi.org/10.1021/cr200431y.

111. Blau P. J. On the nature of running-in. *Tribology International*. 2005. Vol. 38, Iss. 11–12. P. 1007–1012. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2005.07.020.

112. Дихтяренко О. В. Основи трибології: навч. посіб. *Харків: НТУ «ХПІ»*, 2012. 312 с.

113. Спосіб отримання зносостійких дискретних азотованих шарів : пат. 25412 Україна : МПК C23C 8/02 / Кіндрачук М. В., Іщук Н. В., Писаренко В. М., Головко Л. Ф., Яхʼя М. С. ; заявник і патентовласник Нац. авіац. ун-т. — № 200703002 ; заявл. 22.03.2007 ; опубл. 10.08.2007, Бюл. № 12. URL: https://sis.nipo.gov.ua/uk/search/detail/308169/ (дата звернення: 25.04.2026).

114. Головко Л. Ф. Лазерне зміцнення та легування металевих матеріалів : монографія / Л. Ф. Головко, С. О. Лук'яненко. *Київ : НТУУ «КПІ»*, 2017. 312 с.

115. Пупань Л. І. Лазерні технології у машинобудуванні : навч. посіб. для студентів спеціальності «Прикладна механіка» денної, заочної та дистанційної форм навчання. *Харків: НТУ «ХПІ»*, 2020. 109 с.

116. Коваль О. В., Бойко Г. В. Лазерне зміцнення сталей. *Київ: Наукова думка*, 2010. 208 с.

117. Karamanli İ. A., Gök M. S., Küçük Y. та ін. Study of the Wear Resistance Plasma Nitrided GGG60 by Optimization of Surface Treatment Conditions Using Response Surface Methodology // *International Journal of Metalcasting*. 2025. Vol. 19. P. 387–403. https://doi.org/10.1007/s40962-024-01310-y.

118. Meng H. C., Ludema K. C. Wear models and predictive equations: their form and content // *Wear*. 1995. Vol. 181–183. P. 443–457. https://doi.org/10.1016/0043-1648(95)90158-2.

119. Naprimerova E., Yachikov I., Latfulina Y. та ін. Mathematical modeling of non-stationary thermal state of the processed metal during its laser hardening // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2025. Vol. 60, No. 1. P. 12–21. https://doi.org/10.59957/jctm.v60.i1.2025.12.

120. Іщук Н. В., Кіндрачук М. В., Писаренко В. М. Технологічні аспекти створення азотованих дискретних покриттів із застосуванням лазерної обробки // *Східно-Європейський журнал підприємницьких технологій*. 2013. Вип. 5, № 5(65). С. 19–24. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/Vejpte_2013_5%285%29__6.

121. Aalaa FI Idan. Поверхневе зміцнення сталевих деталей / Aalaa FI Idan, OV Akimov, KO Kostyk // *Праці Одеського політехнічного університету*. 2017. № 1 (51). С. 30–37. URL: https://repository.kpi.kharkov.ua/server/api/core/bitstreams/e6afe2dd-ae39-4c79-8708-80eeb00e71bc/content (дата звернення: 25.04.2026).

122. Берладір Х., Говорун Т., Ботко Ф., Радченко С., Олешко О. Thin Modified Nitrided Layers of High-Speed Steels // Materials. 2025. Vol. 18, No. 11. Art. 2434. https://doi.org/10.3390/ma18112434.

123. Kulka M., Pertek A. The Effect of Temperature Distribution during Laser Heat Treatment of Gas-Nitrided 42CrMo4 Steel on the Microstructure and Mechanical

Properties // *Coatings*. 2020. Vol. 10, No. 9. Art. 824. https://doi.org/10.3390/coatings10090824.

124. Wang H., Nett R., Gurevich E. L., Ostendorf A. The effect of laser nitriding on surface characteristics and wear resistance of NiTi alloy with low power fiber laser // *Applied Sciences*. — 2021. — Vol. 11, No. 2. — Art. 515. https://doi.org/10.3390/app11020515.

125. Hnatenko O. S., Afanasieva O. V., Lalazarova N. O. та ін. New technologies of laser hardening of parts of fuel equipment // *Journal of Nano-Electron. Physics*. 2023. Vol. 15, No. 1. 01007. https://doi.org/10.21272/jnep.15(1).01007.

126. Stachowiak G. W., Batchelor A. W. Engineering Tribology. 4th ed. *Oxford: Butterworth-Heinemann*, 2013. 884 с.

127. Schaaf P. Laser nitriding of metals // *Progress in Materials Science*. 2002. Vol. 47, No. 1. P. 1–161. https://doi.org/10.1016/S0079-6425(00)00003-7.

128. Shin W. S., Lee J. H., Lee J. H. та ін. Effect of laser heat-treatment and laser nitriding on the microstructural evolutions and wear behaviors of AISI P21 mold steel // *Metals*. 2020. Vol. 10, No. 11. P. 1487. https://doi.org/10.3390/met10111487.

129. Кіндрачук М. В., Загребельний В. В., Хижняк В. Г., Харченко Н. А. Технологічні аспекти забезпечення працездатності інструменту з швидкорізальних сталей // *Проблеми тертя та зношування*. 2016. № 1. С. 67–78. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/Ptz_2016_1_9.

130. Спосіб комбінованої лазеро-хіміко-термічної обробки сталевих виробів : пат. 31198 Україна : МПК C23C 8/02 / Кіндрачук М. В., Іщук Н. В., Писаренко В. М. та ін. ; заявник і патентовласник Національний авіаційний університет. — № u200714419 ; заявл. 20.12.2007 ; опубл. 25.03.2008, Бюл. № 6. URL: https://sis.nipo.gov.ua/uk/search/detail/313743/ (дата звернення: 25.04.2026).

131. Спосіб комбінованої обробки сталевих виробів : пат. 157486 Україна : МПК C23C 4/08 / Кіндрачук М. В., Харченко В. В., Гуменюк І. А. та ін. ; заявник і патентовласник Національний авіаційний університет. — № u202401070 ; заявл. 28.02.2024 ; опубл. 24.10.2024, Бюл. № 43. URL: https://sis.nipo.gov.ua/uk/search/detail/1824254/ (дата звернення: 25.04.2026).

ДОДАТКИ

А. Список публікацій за темою дисертації.

Б. Результати математичного моделювання динаміки коефіцієнта тертя f(t) під час припрацювання.

В. Результати математичного моделювання тривалості припрацювання Тприпр від константи демпінгу α та частки модифікованої поверхні φ.

Г. Акти впровадження та реалізації результатів наукових досліджень.

ДОДАТОК А

Список публікацій за темою дисертації.

У фахових виданнях категорії Б:

1. Кіндрачук М. В., Стебелецька Н. М., Гловин М. А., Костецький І. В. Закономірності впливу термодинамічного стану на триботехнічні властивості евтектичних покриттів. Проблеми тертя та зношування. 2023. № 1(98). С. 47–54. DOI: 10.18372/0370-2197.1(98).17358.

2. Гуменюк І. А., Харченко В. В., **Гловин М. А.**, Костецький І. В. Вплив термічної обробки на триботехнічні властивості евтектичного електроіскрового покриття. *Проблеми тертя та зношування*. 2023. № 2(99). С. 84–89. DOI: 10.18372/0370-2197.2(99).17629.

3. Кіндрачук М. В., Харченко В. В., Марчук В. Є., Гуменюк І. А., **Гловин М. А.**, Костецький І. В. Комбінований метод поверхневого зміцнення швидкорізальних сталей. *Проблеми тертя та зношування*. 2023. № 3(100). С. 73–78. DOI: 10.18372/0370-2197.3(100).17896.

4. Кіндрачук М. В., Стебелецька Н. М., Харченко В. В., **Гловин М. А.,** Костецький І. В. Закономірності зношування детонаційних покриттів на титановому сплаві ВТ-22. *Проблеми тертя та зношування*. 2024. № 1(102). С. 52–61. DOI: 10.18372/0370-2197.1(102).18417.

5. Кіндрачук М. В., Харченко В. В., Гуменюк І. А., Корнієнко А. О., **Гловин М. А.** Термодинамічний аналіз та прогнозування високотемпературного окиснення композиційних сплавів. *Проблеми тертя та зношування*. 2024. № 2(103). С. 140–145. DOI: 10.18372/0370-2197.2(103).18696.

6. Харченко В. В., Кіндрачук М. В., Савчук П. П., Костецький І. В., **Гловин М. А**. Локальний характер напружено-деформованого стану під час лазерної обробки. *Проблеми тертя та зношування*. 2024. № 3(104). С. 46–53. DOI: 10.18372/0370-2197.3(104).18980.

7. Kindrachuk M. V., Kharchenko V. V., Humeniuk I. A., **Hlovyn M. A.**, Kostetskyi I. V. Analysis of running-in processes in tribological systems. *Проблеми*

тертя та зношування. 2025. № 1(106). С. 98–104. DOI: 10.18372/0370-2197.1(106).19837.

У фахових виданнях категорії А:

8. Kindrachuk M. V., Kharchenko V. V., Marchuk V. Ye., Humeniuk I. A., Stebeletska N. M., **Hlovyn M. A.**, Kostetskyi I. V. Regularities of fretting-corrosion wear of coatings formed by gas-thermal spraying methods. *Functional Materials*. 2024. Vol. 31, No.2. P. 192–198. DOI: 10.15407/fm31.02.192 (Scopus, Q4. ISSN: 1027-5495).

Патенти:

9. Спосіб дискретної обробки азотованих сталевих виробів : пат. 158962 Україна : МПК C23C 8/26. / М. В. Кіндрачук, В. В. Харченко, В. Є. Марчук, І. А. Гуменюк, Д. В. Леусенко, **М. А. Гловин**, І. В. Костецький ; власник Національний авіаційний університет. – № u202401066 ; заявл. 28.02.2024 ; опубл. 16.04.2025, Бюл. № 16. URL: https://sis.nipo.gov.ua/uk/search/detail/1851758/ (дата звернення: 28.04.2026)

10. Спосіб отримання зносостійких градієнтних плазмових покриттів : пат. 161050 Україна : МПК C23C 4/00. / М. В. Кіндрачук, В. В. Харченко, В. Є. Марчук, І. А. Гуменюк, М. С. Стечишин, О. В. Диха, **М. А. Гловин**, І. В. Костецький ; власник Держ. некомерц. підпр. «Державний університет «Київський авіаційний інститут». – № u202500666 ; заявл. 14.02.2025 ; опубл. 05.11.2025, Бюл. № 45. URL: https://sis.nipo.gov.ua/uk/search/detail/1884485/ (дата звернення: 28.04.2026).

Опубліковані праці апробаційного характеру:

11. Кіндрачук М. В., **Гловин М. А.**, Костецький І. В., Стебелецька Н. М. Керування триботехнічними властивостями евтектичних покриттів ступенем їхнього неврівноваженого стану. *ABIA-2023* : матеріали XVI Міжнародної науково-технічної конференції, м. Київ, 18–21 квітня 2023 р. / НАУ. Київ, 2023.

С. 1.10–1.14. URL: https://conference.nau.edu.ua/index.php/AVIA/AVIA2023/paper/view/9244/7529. (дата звернення: 28.04.2024).

12. **Гловин М. А**., Костецький І. В. Вплив відпалу на триботехнічні властивості евтектичного електроіскрового покриття. *Актуальні задачі сучасних технологій* : матеріали XIII Міжнар. наук.-техн. конф. молодих учених та студентів, м. Тернопіль, 11–12 груд. 2024 р. / ТНТУ. Тернопіль, 2024. С. 54–55. URL: https://elartu.tntu.edu.ua/bitstream/lib/47939/2/MNPK_2024_Hlovyn_M_A-Influence_of_annealing_on_54-55.pdf. (дата звернення: 28.04.2026).

ДОДАТОК Б

Результати математичного моделювання динаміки коефіцієнта тертя f(t) під час припрацювання, 0–30 хв (з урахуванням похибки 6,8–8,4 %, взято середнє значення ≈7,6 % як відносну похибку)

t	40Х	Δ	38Х2МЮА	Δ	Р6М5	Δ
0	0.600	±0.046	0.565	±0.043	0.635	±0.048
1	0.480	±0.036	0.425	±0.032	0.555	±0.042
2	0.470	±0.036	0.425	±0.032	0.555	±0.042
3	0.410	±0.031	0.350	±0.027	0.500	±0.038
4	0.410	±0.031	0.350	±0.027	0.500	±0.038
5	0.380	±0.029	0.300	±0.023	0.460	±0.035
6	0.365	±0.028	0.290	±0.022	0.455	±0.035
7	0.330	±0.025	0.260	±0.020	0.410	±0.031
8	0.300	±0.023	0.240	±0.018	0.365	±0.028
9	0.280	±0.021	0.225	±0.017	0.340	±0.026
10	0.260	±0.020	0.215	±0.016	0.315	±0.024
11	0.250	±0.019	0.210	±0.016	0.300	±0.023
12	0.245	±0.019	0.205	±0.016	0.290	±0.022
13	0.240	±0.018	0.202	±0.015	0.280	±0.021
14	0.238	±0.018	0.201	±0.015	0.275	±0.021
15	0.235	±0.018	0.200	±0.015	0.270	±0.021
16	0.233	±0.018	0.200	±0.015	0.265	±0.020
17	0.232	±0.018	0.200	±0.015	0.260	±0.020
18	0.231	±0.018	0.200	±0.015	0.255	±0.019
19	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.252	±0.019
20	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.250	±0.019
21	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.248	±0.019
22	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.247	±0.019
23	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.246	±0.019
24	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.245	±0.019
25	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.245	±0.019
26	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.245	±0.019
27	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.245	±0.019
28	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.245	±0.019
29	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.245	±0.019
30	0.230	±0.017	0.200	±0.015	0.245	±0.019

ДОДАТОК В

Результати математичного моделювання тривалості припрацювання $T_{припр}$ від константи демпінгу α та частки модифікованої поверхні φ

Для побудови 3D-моделі застосовано: Python 3, бібліотеки: NumPy, Matplotlib

```
import numpy as np
import matplotlib.pyplot as plt
from mpl_toolkits.mplot3d import Axes3D
# Діапазони параметрів
alpha = np.linspace(0.08, 0.20, 50)
phi = np.linspace(10, 50, 50)
A, B = 3.6, 2
# Сітка
A_grid, P_grid = np.meshgrid(alpha, phi)
# Модель
T = A / (A_grid * P_grid) + B
# Побудова 3D поверхні
fig = plt.figure()
ax = fig.add_subplot(111, projection='3d')
ax.plot_surface(A_grid, P_grid, T)
ax.set_xlabel('Константа демпінгу α, с⁻¹')
ax.set_ylabel('Частка модифікованої поверхні ф, %')
ax.set_zlabel('Тприпр, хв')
plt.show()
```

ϕ \ α	0,08	0,085	0,09	0,095	0,1	0,105	0,11	0,115	0,12	0,125	0,13	0,135	0,14	0,145	0,15	0,155	0,16	0,165	0,17	0,175	0,18	0,185	0,19	0,195	0,2
10	6,5	6,235	6	5,789	5,6	5,429	5,273	5,13	5	4,88	4,769	4,667	4,571	4,483	4,4	4,323	4,25	4,182	4,118	4,057	4	3,946	3,895	3,846	3,8
12	5,75	5,529	5,333	5,158	5	4,857	4,727	4,609	4,5	4,4	4,308	4,222	4,143	4,069	4	3,935	3,875	3,818	3,765	3,714	3,667	3,622	3,579	3,538	3,5
14	5,214	5,025	4,857	4,707	4,571	4,449	4,338	4,236	4,143	4,057	3,978	3,905	3,837	3,773	3,714	3,659	3,607	3,558	3,513	3,469	3,429	3,39	3,353	3,319	3,286
16	4,812	4,647	4,5	4,368	4,25	4,143	4,045	3,957	3,875	3,8	3,731	3,667	3,607	3,552	3,5	3,452	3,406	3,364	3,324	3,286	3,25	3,216	3,184	3,154	3,125
18	4,5	4,353	4,222	4,105	4	3,905	3,818	3,739	3,667	3,6	3,538	3,481	3,429	3,379	3,333	3,29	3,25	3,212	3,176	3,143	3,111	3,081	3,053	3,026	3
20	4,25	4,118	4	3,895	3,8	3,714	3,636	3,565	3,5	3,44	3,385	3,333	3,286	3,241	3,2	3,161	3,125	3,091	3,059	3,029	3	2,973	2,947	2,923	2,9
22	4,045	3,925	3,818	3,722	3,636	3,558	3,488	3,423	3,364	3,309	3,259	3,212	3,169	3,129	3,091	3,056	3,023	2,992	2,963	2,935	2,909	2,885	2,861	2,839	2,818
24	3,875	3,765	3,667	3,579	3,5	3,429	3,364	3,304	3,25	3,2	3,154	3,111	3,071	3,034	3	2,968	2,938	2,909	2,882	2,857	2,833	2,811	2,789	2,769	2,75
26	3,731	3,629	3,538	3,457	3,385	3,319	3,259	3,204	3,154	3,108	3,065	3,026	2,989	2,955	2,923	2,893	2,865	2,839	2,814	2,791	2,769	2,748	2,729	2,71	2,692
28	3,607	3,513	3,429	3,353	3,286	3,224	3,169	3,118	3,071	3,029	2,989	2,952	2,918	2,887	2,857	2,829	2,804	2,779	2,756	2,735	2,714	2,695	2,677	2,659	2,643
30	3,5	3,412	3,333	3,263	3,2	3,143	3,091	3,043	3	2,96	2,923	2,889	2,857	2,828	2,8	2,774	2,75	2,727	2,706	2,686	2,667	2,649	2,632	2,615	2,6
32	3,406	3,324	3,25	3,184	3,125	3,071	3,023	2,978	2,938	2,9	2,865	2,833	2,804	2,776	2,75	2,726	2,703	2,682	2,662	2,643	2,625	2,608	2,592	2,577	2,562
34	3,324	3,246	3,176	3,115	3,059	3,008	2,963	2,921	2,882	2,847	2,814	2,784	2,756	2,73	2,706	2,683	2,662	2,642	2,623	2,605	2,588	2,572	2,557	2,543	2,529
36	3,25	3,176	3,111	3,053	3	2,952	2,909	2,87	2,833	2,8	2,769	2,741	2,714	2,69	2,667	2,645	2,625	2,606	2,588	2,571	2,556	2,541	2,526	2,513	2,5
38	3,184	3,115	3,053	2,997	2,947	2,902	2,861	2,824	2,789	2,758	2,729	2,702	2,677	2,653	2,632	2,611	2,592	2,574	2,557	2,541	2,526	2,512	2,499	2,486	2,474
40	3,125	3,059	3	2,947	2,9	2,857	2,818	2,783	2,75	2,72	2,692	2,667	2,643	2,621	2,6	2,581	2,562	2,545	2,529	2,514	2,5	2,486	2,474	2,462	2,45
42	3,071	3,008	2,952	2,902	2,857	2,816	2,779	2,745	2,714	2,686	2,659	2,635	2,612	2,591	2,571	2,553	2,536	2,519	2,504	2,49	2,476	2,463	2,451	2,44	2,429
44	3,023	2,963	2,909	2,861	2,818	2,779	2,744	2,711	2,682	2,655	2,629	2,606	2,584	2,564	2,545	2,528	2,511	2,496	2,481	2,468	2,455	2,442	2,431	2,42	2,409
46	2,978	2,921	2,87	2,824	2,783	2,745	2,711	2,681	2,652	2,626	2,602	2,58	2,559	2,54	2,522	2,505	2,489	2,474	2,46	2,447	2,435	2,423	2,412	2,401	2,391
48	2,938	2,882	2,833	2,789	2,75	2,714	2,682	2,652	2,625	2,6	2,577	2,556	2,536	2,517	2,5	2,484	2,469	2,455	2,441	2,429	2,417	2,405	2,395	2,385	2,375
50	2,9	2,847	2,8	2,758	2,72	2,686	2,655	2,626	2,6	2,576	2,554	2,533	2,514	2,497	2,48	2,465	2,45	2,436	2,424	2,411	2,4	2,389	2,379	2,369	2,36

ДОДАТОК Г

Акти впровадження та реалізації результатів наукових досліджень.

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з наукових досліджень

та трансферу технологій

_____ Сергій ГНАТЮК

«16» 01 2026 р.

АКТ

Комісія у складі:

голови – завідувача кафедри прикладної механіки та інженерії матеріалів, д.т.н. професора Мікосянчик Оксани Олександрівни;

членів комісії: – доцента кафедри прикладної механіки та інженерії матеріалів, к.т.н. доцента Башти Олександра Васильовича;

– доцента кафедри прикладної механіки та інженерії матеріалів, к.т.н. доцента Шевченка Олега Анатолійовича.

цим Актом засвідчує, що результати дисертаційного дослідження аспіранта кафедри прикладної механіки та інженерії матеріалів Національного університету «Київський авіаційний інститут» Гловина Михайла Андрійовича на тему: «Триботехнічні властивості дискретно азотованих лазерною хіміко-термічною обробкою покриттів» на здобуття ступеня доктора філософії за спеціальністю 131 «Прикладна механіка» впроваджені в навчальний процес Державного некомерційного підприємства «Національний університет «Київський авіаційний інститут».

Зокрема, у процесі підготовки курсу лекцій, лабораторних та практичних занять з дисциплін «Інженерія поверхні» та «Методи обробки поверхонь матеріалів» для здобувачів вищої освіти освітнього ступеня «Бакалавр» розглянуто технології дискретного азотування та формування азотованих покриттів для підвищення зносостійкості елементів трибоспряжень; підготовки тем кваліфікаційних робіт для здобувачів вищої освіти освітнього ступеня «Магістр» спеціальності G9 «Прикладна механіка».

Голова комісії доктор технічних наук, професор _____ Оксана МІКОСЯНЧИК

Члени комісії кандидат технічних наук, доцент _____ Олександр БАШТА

кандидат технічних наук, доцент _____ Олег ШЕВЧЕНКО

ЗАТВЕРДЖУЮ
Головний конструктор з силових установок
та систем життєзабезпечення,
кандидат технічних наук
АТ «АНТОНОВ»
М. Київ, Україна
Вячеслав УСЕНКО
23 04 2026 року

АКТ
на реалізацію результатів наукових досліджень
Гловина Михайла Андрійовича

Результати наукових досліджень, отримані особисто аспірантом кафедри прикладної механіки та інженерії матеріалів Національного університету «Київський авіаційний інститут» Гловином М.А. у межах дисертаційної роботи, спрямованої на розроблення дискретної лазерно-хіміко-термічної обробки (ЛХТО) для зміцнення поверхневих шарів сталей, є завершеними, мають практичну цінність та можуть бути використані у виробництві та ремонті у АТ «АНТОНОВ» для підвищення ресурсу високонавантажених деталей авіаційної техніки без істотної зміни наявного обладнання.

До практичного впровадження пропонуються:

– режими дискретної ЛХТО для деталей, що працюють в умовах інтенсивного тертя, фретингу та високих контактних навантажень;

– технологічна карта режимів ЛХТО для забезпечення стабільності процесу без перегріву та деградації поверхні;

– комбінована технологія для деталей зі сталі 20: лазерне легування → азотування → дискретна лазерна модифікація, що забезпечує мікротвердість 1100–1150 HV, зниження коефіцієнта тертя у 1,5–1,8 рази та підвищення зносостійкості у 5–7 разів.

Області застосування: посадкові поверхні валів, осей, втулок, деталі вузлів ковзання, шарнірні та стикові з'єднання, елементи, схильні до фретинг-зношування, знакозмінних контактних навантажень та контактної втоми.

Використання запропонованої технології у виробництві та ремонті деталей дозволить:

– підвищити ресурс деталей у 2,8–7,0 разів порівняно з вихідним станом;

– зменшити тривалість припрацювання у 1,5–3,0 рази;

– знизити інтенсивність початкового зношування у 2,5–4,0 рази;

– зменшити витрати на ремонт та заміну деталей.

Очікуваний ефект від впровадження полягає у підвищенні ресурсу та надійності деталей, зниженні витрат на їх ремонт і заміну, а також зменшенні інтенсивності зношування та контактної втоми.

Даний акт не є основою для фінансових претензій до підприємства.

Представники
Акціонерного товариства «АНТОНОВ»
Начальник сектору КВ-4
Роман МАРТИЩЕНКО

Провідний інженер-конструктор КВ-4
Олександр ПОЛІЩУК