

Міністерство освіти і науки України  
Національний авіаційний університет

Міністерство освіти і науки України  
Національний авіаційний університет

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

**Гуменюк Ігор Анатолійович**

УДК 621.891

**ДИСЕРТАЦІЯ**

**Триботехнічні властивості сталі 12Х18Н10Т, поверхнево модифікованої  
комбінованими покриттями**

05.02.04 – тертя та зношування в машинах

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

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

І.О. Гуменюк

Науковий керівник Мнацаканов Рудольф Георгійович, доктор технічних  
наук, професор

Київ – 2018

## АНОТАЦІЯ

*Гуменюк І. А.* Триботехнічні властивості сталі 12Х18Н10Т, поверхнево модифікованої комбінованими покриттями. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.04 “Тертя та зношування в машинах” (13 – Механічна інженерія). – Національний авіаційний університет, Київ, 2018.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню науково-практичної задачі підвищення зносостійкості поверхневих шарів сталі 12Х18Н10Т шляхом нанесення комбінованих дифузійних, електроіскрових та композиційних електролітичних покриттів дискретного і градієнтного типу та встановлення закономірностей впливу їх структурно-фазового складу, фізико-механічних властивостей та параметрів структури на триботехнічні характеристики. Шляхи вирішення поставленої задачі відкривають можливості впровадження перспективних технологічних процесів модифікації поверхневих шарів корозійностійких сталей у виробництво і значно підвищити їх триботехнічні властивості та зменшити витрати.

На сьогоднішній день корозійностійкі сталі є одним із важливих класів конструкційних матеріалів, які знайшли широке використання у різних галузях промисловості: хімічній, нафтохімічній, атомній енергетиці, біомедицині тощо. Такий спектр застосування зумовлений хорошою пластичністю, зварюваністю і високим опором корозії перш за все сталей аустенітного класу, до якого відноситься сталь 12Х18Н10Т. Однак через низьку твердість, яка обумовлює незадовільну зносостійкість, суттєво обмежується область можливого використання таких матеріалів. При підвищенні зносостійкості поверхневих шарів без впливу на корозійну стійкість основи з'являється можливість покращити матеріал з високим комплексом вказаних властивостей. Дослідження в цьому напрямку мають обмежений характер. Тому важливим напрямком в удосконаленні методів поверхневого зміцнення сталей цього класу є науково-обґрунтований пошук

сучасних, прогресивних малозатратних методів поверхневого зміцнення дискретними і градієнтними покриттями, впровадженню яких передують моделювання роботи трибовузлів, встановлення впливу зовнішніх чинників на їх працездатність, вивчення процесів, що розвиваються на поверхнях тертя.

Літературні дані, щодо отримання покриттів на сталі 12X18H10T комбінованими методами мають обмежений характер.

Теоретичні дослідження проводились на підставі фундаментальних положень трибології, теорії руйнування твердих тіл, структурно-енергетичної пристосовуваності матеріалів. Випробування зносостійкості утворились за схемою тертя ковзання в лабораторії, а також на деталях у виробничих умовах. Для обробки результатів досліджень та виконання оптимізації технологічного процесу нанесення градієнтного композиційного електролітичного покриття за триботехнічними критеріями використовували методи багатofакторного планування експерименту та математичної статистики.

Наукова новизна дисертаційної роботи полягає в наступних положеннях:

– Досліджені фазовий та хімічний склади, структура та мікротвердість хромоалітованого покриття на сталі 12X18H10T. Встановлено, що процес зношування композиції «сталь-покриття» контролюється градієнтною структурою багатокомпонентного покриття з фазовими складом Al (Fe, Cr), Al(Fe, Ni) та  $Fe\alpha$ (Al, Cr, Ni). Зносостійкість сталі 12X18H10T з покриттям зростає в порівнянні з вихідною у 1,5–2,5 рази.

– Встановлено, що відпал електроіскрових евтектичних покриттів з дисперсною термодинамічно нерівноважною структурою призводить до створення різного ступеня нерівноважних станів та до зміни механізму їх зношування і триботехнічних властивостей, що дозволяє підібрати раціональні параметри сполученої пари в різних умовах тертя.

– З метою створення зносостійких поверхневих шарів розроблені технологічні процеси і досліджені особливості структуроутворення при азотуванні попередньо обробленої лазером сталі 12X18H10T. Показано, що

зміни структурного складу азотованого шару дозволяють зменшувати крихкість і пористість  $\epsilon$ -фази, підвищити концентрацію азоту в  $\alpha$ -N – і  $\gamma'$ -фазах. Встановлено, що існує оптимальний, з погляду зменшення інтенсивності зношування, вміст зміцнених ділянок, що становить 30–40%., що узгоджується з аналітичними розрахунками напружено-деформованого стану.

– Вперше експериментально та теоретично доведено, що дифузійне насичення композиційних електролітичних покриттів хромуванням утворює перехідну зону між твердими включеннями та м'якою матрицею, зменшуючи напруження при терті, що узгоджується з аналітичними дослідженнями напружено-деформованого стану.

– Вперше на основі енергетичної моделі трибопроцесу виконано аналітичне дослідження умов утворення частинок зносу в процесі фрикційного руйнування поверхневих шарів. Визначено, що умова руйнування покриття в процесі тертя визначається його механічними властивостями і досягається швидше для частинок зносу більших розмірів  $d \sim \gamma/E$ . Розмір частинок зносу менший у випадку матеріалу з більшою твердістю (з великим значенням  $E$ ), але більший – у матеріалу з більшою міцністю (великі значення  $\gamma$ ). За зростанням тривалості проміжку часу до настання процесу руйнування поверхні та підвищення зносостійкості покриття можна розташувати в наступний ряд: Ni-SiC  $\rightarrow$  Ni-TiB<sub>2</sub>  $\rightarrow$  Ni-WC.

Практична цінність одержаних результатів полягає в наступному:

– Застосовуючи енергетичний підхід до оцінювання зносостійкості поверхневих шарів за умов їх руйнування при терті розроблено технологічний процес формування градієнтного покриття з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю, що обумовлено забезпеченням виконання правила додатного градієнта механічних властивостей. Максимальну зносостійкість мають градієнтні покриття, що містять у зовнішній частині верхнього шару гранули WC діаметром 1–5 мкм. При зменшенні розміру гранул до 0,5 мкм зникає ефект макрозміцнення покриття. Збільшення розміру гранул порошку WC зверх 5 мкм також знижує

зносостійкість, що обумовлено зменшенням вмісту включень в підшарі, зниженням його механічних властивостей, зокрема пластичності.

– Розроблено спосіб формування дискретних азотованих покриттів (патент № 100638 України на корисну модель) з підвищеною зносостійкістю;

– Розроблено зносостійкий евтектичний сплав на основі заліза для нанесення електроіскрових покриттів (патент № 102244 України на корисну модель);

– Розроблене градієнтне покриття (наповнювач WC) з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю (патент № 125389 України на корисну модель).

Триботехнічні випробування в умовах тертя ковзання без змащування показали збільшення зносостійкості в 2,3 рази в порівнянні зі сталлю 12X18H10T з покриттям (наповнювач SiC) і в 9,5 рази в порівнянні зі сталлю без покриття.

Одержані в роботі практичні результати пройшли апробацію і прийняті до впровадження на підприємствах ДП «Луцький ремонтний завод «Мотор» та Державне підприємство «Завод 410 цивільної авіації».

Результати дисертаційної роботи використовуються у процесі підготовки докторів філософії галузі знань 13 «Механічна інженерія» спеціальності: 131 «Прикладна механіка» спеціалізації «Тертя та зношування в машинах» на кафедрі машинознавства НАУ при викладанні лекційного курсу та виконанні лабораторних робіт з курсу «Процеси фізико-хімічної механіки в елементах трибологічних систем».

Ключові слова: сталь 12X18H10T, комбіновані покриття, дискретні покриття, градієнтні покриття, зносостійкість, припрацьовуваність, вторинні структури, напружено-деформований стан.

Основні результати дисертаційних досліджень опубліковані в 20 наукових працях:

#### **За кордоном:**

1. M. Pashechko Functional Plasma-Deposited Coatings / M. Pashechko, M. Kindrachuk, I. Gumeniuk, O. Tisov, V. Zahrebelniy // Advances in Science and Technology Research Journal. – 2017. – 11(4). – pp. 301–304.

2. M. Pashechko Gradient composite coating for working surfaces of braking devices / M. Pashechko, M. Kindrachuk, I. Humeniuk. // *Advances in Science and Technology Research Journal*. – 2018. – №1. – pp. 1–8.

**У фахових виданнях:**

3. Кіндрачук М. В. Роль локалізації напружень і деформацій в перехідній зоні «матриця – наповнювач» в кінетиці руйнування композиційних покриттів під час тертя / М. В. Кіндрачук, М. В. Лучка, В. Я. Лобурак, І. А. Гуменюк // *Проблеми тертя та зношування*. – 2014. – № 2 (63). – С. 18–29.

4. Кіндрачук М.В. Механізм припрацювання в гетерогенних евтектичних системах / М. В. Кіндрачук, І. А. Гуменюк, О. О. Мікосянчик та ін. // *Проблеми тертя та зношування*. – 2015. – № 1 (66). – С. 94–101.

5. Кіндрачук М. В. Механізм зношування аустенітної сталі 12Х18Н9Т в широкому діапазоні зовнішніх навантажень / М. В. Кіндрачук, Р. Г. Мнацаканов, І. А. Гуменюк та ін. // *Проблеми тертя та зношування*. – 2015. – № 2 (67). – С.18 – 27.

6. Кіндрачук М. В. Параметри дискретної структури азотованих покриттів рівної зносостійкості та з підвищеним опором втомному руйнуванню / М. В. Кіндрачук, В. В. Клімін, І. А. Гуменюк, В. В. Загребельний, Є. П. Костюк // *Проблеми тертя та зношування*. – 2015. – № 4 (69). – С.58–62.

7. Хижняк В. Г. Трибологічні властивості: хромолітованої сталі 12Х18Н10Т в умовах тертя ковзання / В. Г. Хижняк, Р. Г. Мнацаканов, І. А. Гуменюк, Я. В. Богач // *Проблеми тертя та зношування*. – 2016. – № 3 (72). – С. 52–56.

8. Кіндрачук М.В. Формування триботехнічних властивостей плазмових покриттів на сталі 12Х18Н10Т лазерною обробкою / М.В. Кіндрачук, Р.Г. Мнацаканов, І.А. Гуменюк, Я.В. Богач, Ю.В. Пищенко // *Проблеми тертя та зношування*. – 2017. – № 2 (75). – С. 72 – 78.

9. Дослідження триботехнічних характеристик електроіскрових покриттів з евтектичного сплаву на основі сталі 12Х18Н10Т / В. Є. Панарін,

І. А. Гуменюк, М. В. Кіндрачук, О. В. Тісов. // Проблеми трибології (Problems of Tribology). – 2017. – №4. – С. 6–11.

10. Триботехнічні характеристики термооброблених композиційних електролітичних покриттів з наповнювачами евтектичного сплаву / А. О. Корнієнко, І. А. Гуменюк, С. В. Федорчук, Ю. В. Пищенко. // Проблеми тертя та зношування. – 2017. – № 4 (77). С. 63–68.

#### **Патенти України на корисну модель:**

11. Пат.100638 України. Спосіб формування дискретних азотованих покриттів рівної зносостійкості / Кіндрачук М. В., Клімін В. В., Гуменюк І. А., Духота О. І., Кіндрачук В. М., Корбут Є.В., Герасимова О. В.; № и 201410961; Заявл.07.10.2014; опубл. 10.08.2015, Бюл. № 15. – 3с.

12. Пат. 102244 України. Зносостійкий евтектичний сплав на основі заліза / Кіндрачук М. В., Лабунець В. Ф., Загребельний. В. В., Денисенко М. І., Гуменюк І. А., Ничепорук В. В., Добрянський С. С.; № и 201503259; Заявл.07.14.2015; опубл. 26.10.2015, Бюл. № 20. – 3с.

13. Пат. 125389 України. Градієнтне покриття з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю / Кіндрачук М. В., Мнацаканов Р. Г., Гуменюк І. А., Духота О. І., Харченко В. В.; № 125389; Заявл. 21.11.2017; опубл. 10.05.2018; Бюл. № 9. – 4с.

#### **Матеріали та тези конференцій:**

14. Кіндрачук М. В. Зносостійкість як енергетична характеристика міцності матеріалу в зоні тертя / М.В. Кіндрачук, М. В. Лучка, В. Я. Лобурак, І. А. Гуменюк: матеріали Міжнародної науково – практичної конференції [«Ольвійський форум – 14: стратегія країн причорноморського регіону в геополітичному просторі»], (Миколаїв, 4–7 червня 2014р) / Міністерство освіти і науки України. – Миколаїв: Вид – во Чорноморський держ. університет ім. Петра Могили, 214. – С. 19–22.

15. Кіндрачук М. В. Характер зниження ефективної межі текучості композиційних покриттів, навантажених силами тертя / М. В. Кіндрачук, Ю. Л. Хлєвна, І. А. Гуменюк, В. Я Лобурак // Тези доповідей Восьмої міжнародної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених

«Перспективні технології на основі новітніх фізико – матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів, 23–24 квітня 2015р., Київ, Україна. – К. – С. 90.

16. Кіндрачук М. В. Перспективність створення заевтектичних сплавів триботехнічного призначення на основі заліза з тугоплавкими боридами / М. В. Кіндрачук, В. Є. Панарін, Р. Г. Мнацаканов, І. А. Гуменюк // 6-та Міжнародна науково – практична конференція «Сучасні енергетичні установки на транспорті і технології та обладнання для їх обслуговування, 24–25 вересня 2015р. – Херсон: Херсонська державна морська академія. – С. 191–192.

17. Кіндрачук М. В. Кінетика руйнування композиційних покриттів пар тертя на основі енергетичної моделі / М. В. Кіндрачук, Р. Г. Мнацаканов, І. А. Гуменюк // матеріали 7-мої Міжнародної науково-практичної конференції «Сучасні енергетичні установки на транспорті, технології та обладнання для їх обслуговування». – Херсон: Херсонська державна морська академія. 2016р. – С. 184 – 185.

18. Кіндрачук М. В. Кінетика руйнування композиційного електролітичного покриття на сталі 12X18H10T при терті ковзання / М. В. Кіндрачук, Р. Г. Мнацаканов, І. А. Гуменюк, Н. М. Стебелецька // Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 6» за підтримки «MMATENG» проекту, інженерно-фізичного факультету НТУУ «КПІ», 1–2 грудня 2016р. – м. Київ. – С. 148–152.

19. Гуменюк І. А. Зносостійкість сталі 12X18H10T з дифузійно-легованим покриттям системи хром-алюміній / І. А. Гуменюк // Науково-технічна конференція студентів, аспірантів, докторантів та молодих учених «Інноваційні технології», 15–16 листопада 2017, м. Київ: матеріали. – К.: НАУ, 2017. – С. 80.

20. Гуменюк І. А. Математичне моделювання формування зносостійких градієнтних покриттів на сталі 12X18H10T / І. А. Гуменюк // Тези доповідей Одинадцятої міжнародної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико – матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів, 19–20 квітня 2018 р., Київ, Україна. – К. – С. 242–244.



## ABSTRACT

Gumenyuk I. A. Tribotechnical properties of steel 12C-18Cr-10Ni-Ti, surface-modified by combined coatings. - Qualifying scientific work on the rights of manuscripts.

The dissertation for the degree of a candidate of technical sciences in the specialty 05.02.04 "Friction and wear in machines" (13 - Mechanical engineering). - National Aviation University, Kyiv, 2018.

The dissertation is devoted to the decision of the scientific and practical task of increasing the wear resistance of the surface layers of steel 12X18H10T by applying combined diffusion, electrospray and composite electrolytic coatings of the discrete and gradient type and establishing the laws of the influence of their structural-phase composition, physical and mechanical properties and structural parameters on tribotechnical characteristics. Ways of solving the given problem open the possibility of introducing promising technological processes of modification of surface layers of corrosion resistant steels into production and significantly increase their tribotechnical properties and reduce costs.

To date, corrosion-resistant steels are one of the important classes of structural materials that are widely used in various industries: chemical, petrochemical, nuclear energy, biomedicine, etc. Such a range of applications is due to good plasticity, weldability and high resistance to corrosion, especially steel of the austenitic class, which includes steel 12X18H10T. However, due to the low hardness that causes unsatisfactory wear resistance, the area of possible use of such materials is significantly limited in case of increased wear resistance of the surface layers without affecting the corrosion resistance of the base, it is possible to improve the material with a high complex of these properties. Research in this area is limited in nature. Therefore, an important direction in improving the methods of surface hardening of steels of this class is a scientifically based search for modern, progressive low-cost methods of surface hardening by discrete and gradient coatings, the introduction of which is preceded by modeling of the work of tribones, the establishment of the influence of external factors on their performance, the study of processes that develop on surfaces friction.

Literary data concerning the obtaining of coatings on steel 12X18H10T by combined methods are limited.

Theoretical studies were carried out on the basis of the fundamental provisions of tribology, the theory of the destruction of solids, structural and energy adaptability of materials. Tests of wear resistance were formed according to the slip friction scheme in the laboratory, as well as on the details in the production conditions. For the processing of research results and optimization of the technological process of applying gradient composite electrolytic coating according to tribotechnical criteria, methods of multi-factor planning of experiment and mathematical statistics were used.

The scientific novelty of the dissertation work is in the following provisions:

- The phase and chemical compositions, structure and microhardness of chromium plated steel on 12X18H10T steel were investigated. It has been established that the wear process of the "steel-coating" composition is controlled by the gradient structure of the multicomponent coating with the phase composition of Al (Fe, Cr), Al (Fe, Ni) and Fe (Al, Cr, Ni). The wear resistance of steel 12X18H10T with the coating increases in comparison with the output in 1,5–2,5 times.

- It was established that the annealing of electrosprayed eutectic coatings with a dispersed thermodynamically non-equilibrium structure leads to the creation of different degrees of nonequilibrium states and to change the mechanism of their wear and tribotechnical properties, which allows to find the rational parameters of the coupled pair under different friction conditions.

- In order to create wear-resistant surface layers, technological processes have been developed and the peculiarities of the structure formation under nitration of the 12X18N10T steel pre-treated laser have been investigated. It is shown that changes in the structural composition of the nitrated layer can reduce the fragility and porosity of the  $\epsilon$  phase, increase the concentration of nitrogen in the  $\alpha$ -N- and  $\gamma'$ -phases. It is established that there is an optimum in terms of reducing the intensity of wear, the content of strengthened areas, which is 30-40%., Which is consistent with the analytical calculations of the stress-strain state.

- For the first time it has been experimentally and theoretically proved that the diffusion saturation of composite electrolytic coatings by chromium forms a transition zone between solid inclusions and a soft matrix, reducing the stresses with friction, which is consistent with analytical studies of the stress-strain state.

- For the first time, on the basis of the energy model of triboprocesses, an analytical study of the conditions for the formation of particles of wear in the process of frictional destruction of the surface layers has been carried out. It is determined that the condition of the destruction of the coating in the process of friction is determined by its mechanical properties and is achieved faster for particles of wear of larger sizes  $d \sim \gamma / E$ . The size of the wear particles is smaller in the case of a material with higher hardness (with a large value of  $E$ ), but larger - in a material with greater strength (large values of  $\gamma$ ). As the length of time increases before the onset of the surface destruction process and the wear resistance of the coating can be arranged in the following series: Ni  $\rightarrow$  SiC  $\rightarrow$  Ni-TiB<sub>2</sub>  $\rightarrow$  Ni-WC.

The practical value of the results obtained is as follows:

○ By applying the energy approach to the evaluation of wear-resistance of the surface layers under conditions of their destruction at the friction, a technological process of forming a gradient coating with high workability and wear resistance has been developed, which is conditioned by ensuring the application of the rule of a positive gradient of mechanical properties. The maximum wear resistance has gradient coatings, containing in the outer part of the upper layer of granules WC diameter 1-5 microns. When reducing the size of the granules to 0.5 microns, the effect of macroscopic coating disappears. Increasing the size of Powder granules WC over 5 microns also reduces wear resistance due to a decrease in the content of inclusions in the sublayer, reducing its mechanical properties, including plasticity.

– The method of formation of discrete nitrated coatings (patent of Ukraine u 100638) with the increased wear resistance has been developed;

– A wear-resistant eutectic alloy based on iron for the application of electro spray coatings (patent of Ukraine u 102244);

○ Developed gradient coating (WC filler) with high workability and wear resistance (patent of Ukraine u 125389).

Tribotechnical tests in conditions of slip friction without lubrication showed an increase in durability by 2.3 times compared to steel with 12X18N10T with a coating (SiC filler) and 9.5 times in comparison with steel without coating.

The practical results obtained in the work were tested and adopted for the enterprises of SE "Lutsk Repair Plant Motor" and State Plant "Plant 410 Civil Aviation".

13 "Mechanical Engineering" of the specialty: 131 "Applied Mechanics" specialization "Friction and wear in cars" at Department of Machine Science of NAU in the teaching lecture course and performing laboratory work on the course "Physical and Chemical Processes Mechanics in the Elements of Tribological Systems".

Key words: steel 12C-18Cr-10Ni-Ti, combined coatings, discrete coatings, gradient coatings, wear resistance, running-in, friction-induced structures, stress-strained state.

The main results of the dissertation are published in 20 scientific works:

Abroad:

1. Pashechko M. Gradient composite coating for working surfaces of braking devices / M. Pashechko, M. Kindrachuk, I. Humeniuk. // Science and Technology Research Journal. - 2017 - №1. - pp. 1-8

2. M. Pashechko Functional Plasma-Deposited Coatings / M. Pashechko, M. Kindrachuk, I. Gumeniuk, O. Tisov, V. Zahrebelniy // Advances in Science and Technology Research Journal. - 2017 - 11 (4). - pp. 301-304.

**In professional editions:**

3 Kindrachuk M.V. The role of localization of stresses and deformations in the transition zone "matrix-filler" in the kinetics of fracture of composite coatings during friction / M.V. Kindrachuk, M.V. Luchka, V.Ya. Loburak, I.A. Gumenyuk // Problems of friction and wear. - 2014 - No. 2 (63). - P. 18 - 29.

4. Kindrachuk M.V. Mechanism of working in heterogeneous eutectic systems / M.V. Kindrachuk, I.A. Gumenyuk, O.O. Mikiosanchik and others. // Problems of friction and wear. - 2015 - # 1 (66). - P. 94-101.

5. Kindrachuk MV The mechanism of wear of austenitic steel 12X18H9T in a wide range of external loads / M.V. Kindrachuk, R.G. Mnatsakanov, I.A. Gumenyuk et al. // Problems of friction and wear. - 2015. - No. 2 (67). - p.18 - 27

6. Kindrachuk M.V. Parameters of discrete structure of nitrided coatings of equal wear resistance and with increased resistance to fatigue failure / M.V. Kindrachuk, V.V. Klimin, I.A. Gumenyuk, V.V. Zagrebelnyj, Ye.P. Kostiuk // Problems of friction and wear. - 2015. - No. 4 (69). - P. 58 - 62.

7. Hizhnyak V.G. Tribological properties: chromic steel 12X18H10T under conditions of sliding friction / V.G. Khizhnyak, R.G. Mnatsakanov, I. A. Gumenyuk, Y.V. Rich // Problems of friction and wear. - 2016 - No. 3 (72). – p. 52-56.

8. Kindrachuk M.V. Formation of tribotechnical properties of plasma coatings on steel 12X18H10T laser treatment / M.V. Kindrachuk, R.G. Mnatsakanov, I.A. Gumenyuk, Ya.V. Bogach, Yu.V. Pischenko // Problems of friction and wear. - 2017 - No. 2 (75). - P. 72 - 78.

9. Advances in the tribotechnical characteristics of electroswitch coatings of eutectic alloys based on 12H18H10T / V. E. Panarian, I. A. Gumenyuk, M. V. Kindrachuk, O. V. Tisov. // Problems of tribology. - 2017 - №4. - P. 6-11.

10. Tribotechnical characteristics of thermally treated composite electrolytic coatings with fillers of eutectic alloy / A.O. Kornienko, IA Gumenyuk, SV Fedorchuk, Yu.V. Pischenko // Problems of friction and wear. - 2017 - No. 4 (77). Pp. 63-68.

#### **Patents of Ukraine for utility model:**

11. Pat.100638 Ukraine. A method for the formation of discrete nitrogen coatings of equal wear resistance / Kindrachuk M.V., Klimin V.V., Gumenyuk IA, Dukhta O.I., Kindrachuk V.M., Korbut Ye.V., Gerasimova O.V .; No. u 201410961; Declared 07.10.2014; has published Aug 10, 2015, Bul. No. 15. - 3s.

12. Pat. 102244 Ukraine. Wear-resistant eutectic alloy on the basis of iron / Kindrachuk M.V., Labunet VF, Zagrebelenny V. BV, Denisenko MI, Gumenyuk IA, Nichoporuk VV, Dobryansky SS; No. u 201503259; Declared 07.14.2015; has published 10/25/2015, Bul. No. 20. - 3s.

13. Pat. 125389 Ukraine. Gradient coating with high workability and wear resistance / Kindrachuk M.V., Mnatsakanov R.G., Gumenyuk I.A, Dukhta O.I., Kharchenko V.V .; No. ; Declared 21.11.2017; has published May 10, 2018; Bull No. 9. - 4s.

### **Conference materials and theses:**

14. Kindrachuk MV Wear resistance as an energy characteristic of material strength in the friction zone / M.V. Kindrachuk, M.V. Luchka, V. Ya Loburak, IA Gumenyuk: materials of the International Scientific and Practical Conference [Olbia Forum - 14: Strategy of the Black Sea Region Countries in the Geopolitical Space], (Mykolaiv, June 4-7, 2014) / Ministry of Education and Science of Ukraine. - Mykolaiv: View - in the Black Sea state. university them Petra Mohyla, 214. - P. 19 - 22.

15. Kindrachuk M.V. The nature of the reduction of the effective yield strength of composite coatings loaded with friction forces / M.V. Kindrachuk, Yu.L. Khlyevna, I.A. Gumenyuk, V.Ya. Loburak // Abstracts of the Eighth International Conference of Students, Postgraduates and Young Scientists. "Perspectives on the basis of the latest physical and material science research and computer designing of materials, April 23 - 24, 2015, Kyiv, Ukraine. - K. - p. 90

16. Kindrachuk M.V. Prospects for the creation of zeevtectic alloys of tribotechnical purposes on the basis of iron with refractory borides / M.V. Kindrachuk, V.E. Panarin, RG Mnatsakanov, I.A. Gumenyuk // 6th International Scientific and Practical Conference "Modern energy installations on transport and technologies and equipment for their maintenance, September 24-25, 2015. - Kherson: Kherson State Maritime Academy. - P. 191 - 192.

17. Kindrachuk M.V. Kinetics of the destruction of composite coatings of friction pairs on the basis of the energy model / M.V. Kindrachuk, R.G. Mnatsakanov, I.A. Gumenyuk // Materials of the 7th International Scientific and

Practical Conference "Modern Power Installations on transport, technology and equipment for their maintenance ". - Kherson: Kherson State Maritime Academy. 2016 - P. 184 - 185.

18. Kindrachuk M.V. Kinetics of the destruction of a composite electrolytic coating on a steel 12X18H10T with sliding friction / M. V. Kindrachuk, R. G. Mnatsakanov, I. A. Gumenyuk, N. M. Stebeletskaya // International scientific conference "Materials for work in extreme conditions - 6" with the support of "MMATENG "project, engineering and physical faculty of NTUU" KPI ", December 1-2, 2016 - Kyiv. - P. 148 - 152.

19. Gumenyuk I. A. The wear resistance of steel 12X18H10T with diffusion-doped coating of chrome-aluminum system / I. A. Gumenyuk // Scientific and technical conference of students, postgraduates, doctoral students and young scientists "Innovative Technologies", November 15-16, 2017, Kiev: materials. - K.: NAU, 2017. - P. 80.

20. Gumenyuk I.A. Mathematical modeling of wear-resistant gradient coatings formation on steel 12X18H10T / I. A. Gumenyuk // Abstracts of the reports of the Eleventh International Conference of Students, Postgraduates and Young Scientists "Perspective Technologies on the Basis of the Recent Physical Material Science Research and Computer Design Materials, April 19-20, 2018, Kyiv, Ukraine. - K. - P. 242-244.

# ЗМІСТ

ВСТУП .....	19
РОЗДІЛ 1. СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО ТЕРТЯ ТА МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИН.....	26
1.1. Розвиток вчення про тертя та зношування .....	26
1.2. Захисні покриття, як напрямок підвищення зносостійкості деталей машин .....	33
1.3. Зносостійкість нержавіючих сталей групи Х18Н10Т .....	43
1.4. Захисні покриття на корозійностійких сталях .....	46
1.5. Висновки до розділу .....	52
РОЗДІЛ 2. ПРИЛАДИ, МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ.....	54
2.1. Металофізичне дослідження .....	54
2.2. Термодинамічний підхід до досліджень .....	55
2.3. Вимірювання мікротвердості .....	57
2.4. Визначення модуля пружності покриттів.....	58
2.5. Металографічний аналіз зразків .....	59
2.6. Методика хімічного аналізу .....	59
2.7. Фазовий аналіз зразків .....	60
2.8. Мікрорентгеноспектральний аналіз .....	60
2.9. Оже-спектроскопія.....	60
2.11. Профілограф-профілометр .....	64
2.12. Математичне моделювання формування зносостійких градієнтних електролітичних покриттів.....	65
2.13. Висновки до розділу 2. ....	72
РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ТА ТРИБОЛОГІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛІ 12Х18Н10Т ЗІ ЗМІЦНЮЮЧИМИ ПОКРИТТЯМИ .....	73
3.1. Триботехнічні властивості хромоалітованої сталі 12Х18Н10Т в умовах тертя ковзання.....	73



3.2. Триботехнічні характеристики сталі 12X18H10T поверхнево модифікованої електроіскровим покриттям з евтектичного сплаву .....	77
3.3. Триботехнічні властивості сталі 12X18H10T дискретно зміцненої комплексною обробкою (лазер+азотування) .....	85
3.4. Висновки до розділу 3 .....	101
<b>РОЗДІЛ 4. ТРИБОЛОГІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛІ 12X18H10T З КОМПОЗИЦІЙНИМ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНИМ ПОКРИТТЯМ .....</b>	<b>104</b>
4.1. Фізико-хімічні та технологічні засади нанесення КЕП .....	104
4.2. Залежність зносостійкості КЕП від вмісту та природи його наповнювача .....	106
4.3. Зносостійкість КЕП Ni-TiB <sub>2</sub> після хромування.....	107
4.4. Триботехнічні характеристики термооброблених композиційних електролітичних покриттів з наповнювачами евтектичного сплаву .....	117
4.5. Аналіз руйнування покриттів в процесі тертя .....	122
4.5.1. Модель дослідження динаміки руйнування поверхневих шарів .....	122
4.5.2. Аналіз динаміки руйнування поверхневих шарів на основі енергетичної моделі.....	129
4.5.3. Аналіз результатів зносостійкості КЕП.....	131
4.5.4. Оцінка процесу руйнування з точки зору енергетичного стану поверхні тертя.....	133
4.6. Висновки до розділу 4 .....	137
<b>РОЗДІЛ 5. ПІДВИЩЕННЯ ТРИБОТЕХНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛІ 12X18H10T ГРАДІЄНТНИМИ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНИМИ ПОКРИТТЯМИ З МАКРО- ТА НАНОНАПОВНЮВАЧАМИ .....</b>	<b>141</b>
5.1. Математичне моделювання формування зносостійких градієнтних електролітичних покриттів.....	142
5.2. Технологічний процес формування зносостійкого градієнтного покриття .....	147
5.3. Триботехнічні властивості сформованого покриття .....	149
5.4. Побудова математичних моделей за результатами триботехнічних досліджень .....	150

5.5. Визначення оптимальних параметрів удосконаленого технологічного процесу нанесення градієнтних КЕП .....	161
5.6. Висновки до розділу 5 .....	163
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ .....	166
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	169
ДОДАТОК А. Акти впровадження.....	189
ДОДОТОК Б. РЕЗУЛЬТАТИ МОДЕЛЮВАННЯ ДО РОЗДІЛУ 5 .....	193

## ВСТУП

### **Актуальність теми.**

Розвиток сучасних технологій машинобудування, ставить високі вимоги до працездатності деталей машин, інструментів та продуктивності праці з урахуванням їх специфічних умов роботи. Розв'язання цієї задачі полягає у формуванні комплексу високих експлуатаційних характеристик поверхні матеріалів за рахунок зміни її складу і структури. Шляхи вирішення даної задачі дають можливість створення нових захисних покриттів з наперед заданими структурою і властивостями комбінованими методами обробки. На сьогодні корозійностійкі сталі є важливим класом конструкційних матеріалів, які знайшли широке використання у різних галузях промисловості: хімічній, нафтохімічній, аерокосмічній, атомній енергетиці, біомедицині тощо. Такий спектр застосування зумовлений хорошою пластичністю, зварюваністю і високим опором корозії, перш за все сталей аустенітного класу, до якого відноситься сталь 12X18H10T. Однак через низьку твердість, яка обумовлює незадовільну зносостійкість, суттєво обмежується область можливого використання таких матеріалів. При підвищенні зносостійкості поверхневих шарів без впливу на корозійну стійкість основи з'являється можливість покращити матеріал з високим комплексом вказаних властивостей. Дослідження в цьому напрямку мають обмежений характер.

Тому важливим напрямком в удосконаленні методів поверхневого зміцнення сталей цього класу є науково-обґрунтований пошук сучасних, прогресивних та малозатратних методів поверхневого зміцнення дискретними і градієнтними покриттями, впровадженню яких передують моделювання роботи трибовузлів, встановлення впливу зовнішніх чинників на їх працездатність, вивчення процесів, що розвиваються на поверхнях тертя.

### **Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами**

Тематика дисертації пов'язана з науковими дослідженнями кафедри технологій виготовлення та відновлення авіаційної техніки і кафедри машинознавства Національного авіаційного університету і виконана як

складова частина досліджень за бюджетними темами: «Фізико-технологічні основи комбінованих методів формування зносостійких покриттів на титанових сплавах деталей авіаційної техніки» (№ ДР 0114U001604); «Наукові основи створення сучасних технологій інженерії поверхні деталей з титанових сплавів авіаційних трибомеханічних систем» (№ ДР 0117U004330).

### **Мета і завдання дослідження**

*Метою дисертаційної роботи є підвищення зносостійкості аустенітної корозійностійкої сталі 12X18H10T шляхом створення та нанесення комбінованих покриттів дискретного і градієнтного типу на основі встановлення закономірностей впливу їх структурно-фазового та хімічного складу, фізико-механічних властивостей та параметрів структури на триботехнічні характеристики.*

Для досягнення поставленої мети було сформульовано такі завдання:

- встановити закономірності зношування сталі 12X18H10T з багатокомпонентним градієнтним хромоалітованим покриттям;
- розробити евтектичний сплав для електродів і дослідити вплив відпалювання електроіскрових покриттів на формування їх термодинамічно нерівноважної структури та процеси тертя та зношування;
- встановити закономірності структуроутворення та зношування при азотуванні попередньо дискретно обробленої лазером сталі 12X18H10T;
- теоретично та експериментально дослідити закономірності формування перехідної зони між твердим наповнювачем і м'якою матрицею при хромуванні композиційних електролітичних покриттів (КЕП) та її впливу на напружено-деформований стан та зносостійкість;
- на основі енергетичної моделі дослідити умови руйнування та механізм зношування композиційних електролітичних покриттів;
- на основі багатокритеріальної оптимізації технологічного процесу розробити градієнтне покриття з високою пропрацьованістю і зносостійкістю та встановити механізм його зношування.

*Об'єкт дослідження* – процеси тертя та зношування сталі 12X18H10T, поверхнево модифікованої комбінованими дифузійними, електроіскровими та композиційними електролітичними покриттями дискретного та градієнтного типів.

*Предмет дослідження* – закономірності впливу структурно-фазового та хімічного складу, фізико-механічних властивостей і параметрів дискретної та градієнтної структури на триботехнічні характеристики сталі 12X18H10T, обробленої комбінованими методами.

### **Методи та методика досліджень**

Для формування зносостійких поверхневих шарів на сталі 12X18H10T було використано комбіновані методи лазерної обробки (ЛО), хіміко-термічної обробки, електроіскрового легування та електролітичного осадження. Дослідження мікроструктури, визначення фазового та хімічного складу зміцнених поверхневих шарів здійснювалися мікроструктурним, рентгеноструктурним і рентгеноспектральним методами. Механічні властивості поверхневих шарів визначали дюрOMETричними методами. Методи інженерної механіки використовувалися для дослідження залишкових напружень, мікротвердості, триботехнічних властивості сталі 12X18H10T з комбінованими покриттями в умовах тертя ковзання. Методи багатофакторного планування експерименту та математичної статистики – для обробки результатів досліджень та виконання оптимізації технологічного процесу нанесення градієнтного електролітичного покриття з боридним і карбідним наповнювачами.

### **Наукова новизна одержаних результатів:**

– Досліджені фазовий та хімічний склади, структура та мікротвердість хромоалітованого покриття на сталі 12X18H10T. Встановлено, що процес зношування композиції «сталь-покриття» контролюється градієнтною структурою багатокомпонентного покриття з фазовими складом Al (Fe, Cr), Al(Fe, Ni) та  $Fe\alpha$ (Al, Cr, Ni). Зносостійкість сталі 12X18H10T з покриттям зростає в порівнянні з вихідною у 1,5–2,5 рази.

– Встановлено, що відпал електроіскрових евтектичних покриттів з дисперсною термодинамічно нерівноважною структурою призводить до створення різного ступеня нерівноважних станів та до зміни механізму їх зношування і триботехнічних властивостей, що дозволяє підібрати раціональні параметри сполученої пари в різних умовах тертя.

– З метою створення зносостійких поверхневих шарів розроблені технологічні процеси і досліджені особливості структуроутворення при азотуванні попередньо обробленої лазером сталі 12X18H10T. Показано, що зміни структурного складу азотованого шару дозволяють зменшувати крихкість і пористість  $\epsilon$ -фази, підвищити концентрацію азоту в  $\alpha$ -N – і  $\gamma'$ -фазах. Встановлено, що існує оптимальний, з погляду зменшення інтенсивності зношування, вміст зміцнених ділянок, що становить 30–40%., що узгоджується з аналітичними розрахунками напружено-деформованого стану.

– Вперше експериментально та теоретично доведено, що дифузійне насичення композиційних електролітичних покриттів хромуванням утворює перехідну зону між твердими включеннями та м'якою матрицею, зменшуючи напруження при терті, що узгоджується з аналітичними дослідженнями напружено-деформованого стану.

– Вперше на основі енергетичної моделі трибопроцесу виконано аналітичне дослідження умов утворення частинок зносу в процесі фрикційного руйнування поверхневих шарів. Визначено, що умова руйнування покриття в процесі тертя визначається його механічними властивостями і досягається швидше для частинок зносу більших розмірів  $d \sim \gamma/E$ . Розмір частинок зносу менший у випадку матеріалу з більшою твердістю (з великим значенням  $E$ ), але більший – у матеріалу з більшою міцністю (великі значення  $\gamma$ ). За зростанням тривалості проміжку часу до настання процесу руйнування поверхні та підвищення зносостійкості покриття можна розташувати в наступний ряд: Ni-SiC  $\rightarrow$  Ni-TiB<sub>2</sub>  $\rightarrow$  Ni-WC.

## **Практичне значення отриманих результатів:**

1. Застосовуючи енергетичний підхід до оцінювання зносостійкості поверхневих шарів за умов їх руйнування при терті розроблено технологічний процес формування градієнтного покриття з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю, що обумовлено забезпеченням виконання правила додатного градієнта механічних властивостей. Максимальну зносостійкість мають градієнтні покриття, що містять у зовнішній частині верхнього шару гранули WC діаметром 1–5 мкм. При зменшенні розміру гранул до 0,5 мкм зникає ефект макрозміцнення покриття. Збільшення розміру гранул порошку WC зверх 5 мкм також знижує зносостійкість, що обумовлено зменшенням вмісту включень в підшарі, зниженням його механічних властивостей, зокрема пластичності.

2. Розроблено спосіб формування дискретних азотованих покриттів (патент № 100638 України на корисну модель) з підвищеною зносостійкістю;

3. Розроблено зносостійкий евтектичний сплав на основі заліза для нанесення електроіскрових покриттів (патент № 102244 України на корисну модель);

4. Розроблене градієнтне покриття (наповнювач WC) з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю (патент № 125389 України на корисну модель).

Одержані в роботі практичні результати пройшли апробацію і прийняті до впровадження на підприємствах ДП «Луцький ремонтний завод «Мотор» та ДП «Завод 410 цивільної авіації»; результати дисертаційної роботи використовуються у процесі підготовки докторів філософії галузі знань 13 «Механічна інженерія» спеціальності: 131 «Прикладна механіка» спеціалізації «Тертя та зношування в машинах» на кафедрі машинознавства НАУ.

## **Особистий внесок здобувача**

Основні наукові положення і результати дисертаційної роботи одержані автором особисто. Роботи, виконані разом, зі співавторами,

наведені в переліку публікацій. З робіт, опублікованих у співавторстві, використовуються результати, отримані особисто здобувачем.

### **Апробація результатів дисертаційної роботи**

Наукові результати дисертаційного дослідження доповідалися та обговорювалися на всеукраїнських та міжнародних науково-технічних конференціях: міжнародній науково-практичній конференції [«Ольвійський форум»], (м. Миколаїв, 2014р., 2016 р.); Восьмій міжнародній конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів (м. Київ, 2015р.); 6-тій Міжнародній науково-практичній конференції «Сучасні енергетичні установки на транспорті і технології та обладнання для їх обслуговування (м. Херсон, 2015 р.); 7-мій Міжнародній науково-практичній конференції «Сучасні енергетичні установки на транспорті, технології та обладнання для їх обслуговування» (м. Херсон, 2016 р.); міжнародній науковій конференції «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – б» за підтримки «MMATENG» проекту, інженерно-фізичного факультету НТУУ «КПІ» (м. Київ, 2016р.); The seventh world congress “Aviation in the XXI-st century” (м. Київ, 2016 р.); Науково-технічній конференції студентів, аспірантів, докторантів та молодих учених «Інноваційні технології» (м. Київ, 2017 р.); Одинадцятій міжнародній конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів (м. Київ, 2018). Дисертаційна робота в повному обсязі доповідалася на засіданні науково-технічного семінару зі спеціальності 05.02.04 – тертя та зношування в машинах 13 червня 2018 р., протокол № 29.

### **Публікації**

За темою дисертації опубліковано 20 наукових праць, у тому числі: 8 праць у фахових виданнях переліку МОН України, які включені до міжнародних науко-метричних баз даних; 2 у закордонних періодичних виданнях; 3 патенти України на корисну модель; 7 матеріалів та тез



доповідей на міжнародних та всеукраїнських науково-технічних конференціях.

**Структура і обсяг дисертації.** Дисертація складається з анотації, вступу, п'яти розділів, висновків та двох додатків. Повний обсяг дисертації становить 201 сторінку. Обсяг анотації становить 14 сторінок. Дисертація містить 48 рисунків, 21 таблиці. Список використаних джерел із 171 найменувань займає 20 сторінок. Обсяг основної частини дисертації становить 154 сторінок, додатки 13 – сторінок.

# РОЗДІЛ 1. СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО ТЕРТЯ ТА МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

## 1.1. Розвиток вчення про тертя та зношування

Терміни служби деталей машин значною мірою залежать від довговічності тих конструкційних деталей, які працюють в умовах тертя, адже найбільша кількість відмов (близько 80%) машин відбувається в результаті поверхневого руйнування, 30...40 % передумов до дострокового знімання виробів з експлуатації зумовлено недостатньою міцністю поверхні деталей та низькою їх зносостійкістю. Аналіз експлуатаційних пошкоджень вузлів тертя показує, що 60...70 % контактних ушкоджень та зношування окремих деталей спричинені недосконалістю технологічної підготовки їх робочих поверхонь. Підвищення довговічності техніки за рахунок зменшення інтенсивності зношування її деталей та вузлів із застосуванням зносостійких покриттів являє собою одну з основних задач в сучасному машинобудуванні.

Тертя є узагальненням різних видів взаємодії механічних, фізичних, хімічних, електричних та інших процесів, що виникають в результаті контакту і взаємного переміщення тіл. Інтенсивність цих процесів суттєво залежать від характеру та величини зовнішніх збуджень, властивостей матеріалів елементів трибосполучень та впливу зовнішнього середовища. Тому, взаємодія тіл під час тертя не описується одним простим законом. Протягом розвитку трибології було запропоновано багато підходів до пояснення механізмів тертя та зношування і пошуку шляхів підвищення зносостійкості трибоелементів. Ці підходи змінювалися відповідно до еволюції поглядів на природу взаємодії твердих тіл.

Складна сукупність механічних, фізичних і фізико – хімічних явищ, що протікають у місці контакту двох тіл, у процесі якого формуються поверхневі шари, що обумовлюють механізм тертя і зносу, відрізняються специфічним структурним станом. Вони характеризуються підвищеною вільною енергією, фізичною і хімічною активністю і механічними властивостями, відмінними від основного матеріалу. Вважається, що поверхневі шари визначають

механізми контактної взаємодії і руйнування при терті матеріалів [1...5]. Згідно з молекулярно-механічною теорією тертя, розробленою у одній з найбільш авторитетних трибологічних шкіл, заснованій І. В. Крагельським, через шорсткість та хвилястість поверхонь елементів пари тертя, контакт у ній відбувається лише на окремих ділянках - плямах контакту, на яких під впливом молекулярної взаємодії утворюються адгезійні "містки" - зони адгезійного зв'язку [6]. Ці "містки" постійно руйнуються та формуються знову. І. В. Крагельський виділяє п'ять видів порушень фрикційних зв'язків, три з яких обумовлені механічною складовою процесу (характером деформування поверхонь), а два - молекулярною (співвідношенням між міцністю адгезійного зв'язку та основного матеріалу). Таким чином, процес зовнішнього тертя являє собою деформування тонких поверхневих шарів кожного з контактуючих тіл, ускладнене руйнуванням адгезійних "містків" між плівками, що вкривають ці тіла. Отже, керувати процесом тертя можна за рахунок регулювання деформаційної та адгезійної його складових.

У основі теорії втомного зношування - поступове руйнування поверхні твердого тіла під впливом сил тертя - лежить уявлення про процес поступового накопичення дефектів в поверхневому шарі в результаті повторних деформацій цього шару, що призводять до втомного руйнування зони, що деформується. Стійкість шару до повторної деформації, інтенсивність виникаючої напруги і деформацій можуть значно змінюватися під впливом фізико-хімічних і електрохімічних процесів, що протікають в поверхневих шарах тіл, що труться, розділених проміжним прошарком. Сформульована І. В. Крагельським теорія втомного зношування передбачає втомний механізм руйнування поверхонь, подібний до малоциклової втоми. Зносостійкість матеріалу визначається кількістю циклів, яку може витримати поверхневий шар без руйнування. Результати, отримані дослідниками різних шкіл підтверджують можливість такого механізму. Однак вивчення морфології та складу часток зношування показало, що процес зношування є набагато складнішим, а ця теорія не може пояснити розмаїття експериментальних результатів, зокрема, механізмів втомного руйнування з

точки зору фрикційного перенесення, утворення та ролі плівок вторинних структур. Робота [7] переконливо підтверджує, що характер та властивості вторинних структур, які виникають безпосередньо у процесі тертя на робочих поверхнях, мають визначний вплив на триботехнічні характеристики пари тертя.

У фундаментальних роботах школи П. А. Ребіндера [8] явища, що відбуваються при терті твердих тіл, розглядалися як прояви процесу поверхневого диспергування в результаті втомних явищ та пластичного деформування.

І. В. Крагельський сформулював поняття “третього тіла”, яке базується на концепції, що при терті між робочими поверхнями формується плівка з новими властивостями, які і визначають триботехнічні характеристики. У подальшому було виявлено ряд нових особливостей при регенерації специфічних поверхневих трибоструктур [9]. Однак, розвиток концепції “третього тіла” відбувався, головним чином, з механічних позицій.

Близький до концепції “третього тіла” підхід передбачає формування проміжного шару, пов'язаного з перемішуванням та фрагментацією продуктів зношування шляхом їхнього взаємного перенесення при терті або адіабатичному зсуві матеріалів [10].

Принципово новий підхід до розгляду кінетики структурних перетворень поверхневих шарів сформульовано Б. І. Костецьким [11], який класифікував зношування за структурними та енергетичними ознаками. Нормалізація тертя та зношування є результатом термодинамічної природи цих процесів, їхньої здатності за певних умов спонтанно організовувати стійкі, упорядковані стани. Процеси самоорганізації поверхневих шарів матеріалів виражаються в утворенні захисних вторинних структур, які мають екстремальні властивості та “екранують” основний матеріал сполучених трибоелементів від безпосереднього контакту та руйнування. Б. І. Костецьким та його школою доведено, що характер та склад вторинних структур, які виникають безпосередньо у процесі роботи, здійснюють вирішальний вплив на зносостійкість пари тертя. У свою чергу, склад та стан

вторинних структур визначаються процесами, що протікають у зоні трибоконтакту – абсорбційними, які супроводжуються взаємодією робочих поверхонь із киснем повітря, мастильними матеріалами тощо; дифузійними, обумовленими перерозподілом елементів, що входять до складу пар тертя; структурно-фазовими перетвореннями [11, 12].

Б.І. Костецьким було сформульовано загальну закономірність тертя та зношування матеріалів: для всіх матеріалів існують діапазони швидкостей та навантажень, у яких показники тертя та зношування є стійкими, а границі цих діапазонів визначаються критичними значеннями енергії активації та пасивації. Фізичним механізмом цієї закономірності є універсальне явище – адаптація структурно-енергетичної пристосовуваності матеріалів при терті [13]. Сутність адаптації полягає у тому, що за нормального тертя у зоні контакту утворюються упорядковані дисипативні структури, стійкість яких обумовлена динамічною рівновагою всіх деструктивних активуючих процесів та процесів пасивації (утворення та руйнування вторинних структур, теплоутворення та теплоперенесення, формування сил тертя, субмікрорельєфу). За Б.І. Костецьким, процеси поверхневого руйнування виникають та розвиваються у результаті двох основних явищ: активації – збільшення вільної енергії, та пасивації – її зменшення. Залежно від інтенсивності енергетичного потоку та фізико-механічних властивостей матеріалів пар тертя, дисипація енергії може супроводжуватися утворенням і рухом субмікродефектів структури, структурними перетвореннями, диспергуванням матеріалу, утворенням нових поверхонь або відділенням часток зносу. Б.І. Костецький встановив, що захоплення та окиснювання при терті є єдиним дифузійним процесом. У роботі [14] показано, що пластичне деформування в результаті руху та взаємодії дислокацій збільшує щільність точкових дефектів та інтенсифікує протікання дифузійних процесів. Теплофізика тертя є одним з суттєвих розділів трибології. Особливо важливі два аспекти цієї проблеми. По-перше, процес тертя пов'язаний з тепловиділенням, а нормальна експлуатація машин у багатьох випадках - з евакуацією надмірного тепла. По-друге, значення

температурних спалахів - тих, що виникають в процесі тертя на реальних плямах торкання, уперше зареєстрованих Ф. Боуденом і К. Ридлером (1936 р.), близькі до значення температури плавлення більше легкоплавкого з двох тіл. Природно, що вони визначають характер протікаючих реакцій, призводять до змін властивостей матеріалів і грають вирішальну роль в процесі формування третього тіла. Значення коефіцієнта тертя і інтенсивності зношування істотно залежать від миттєвих температур, що виникають на реальних плямах торкання.

Експериментальному підтвердженню вакансійно-дислокаційної гіпотези схоплення присвячені ряд робіт І.Г. Носовського [11, 12].

Вивченню та розробці енергетичних моделей з позицій термодинаміки присвячені роботи Л.І. Бершадського [15], Б.В. Протасова [14], Ю.К. Машкова [16] та ін.

Л.І. Бершадський запропонував термодинамічну класифікацію тертя, за якою необхідно розрізнити квазістатичне та кінетичне тертя. У цій же роботі він сформулював принцип дисипативної гетерогенності, згідно з яким система тертя прагне до зосередження усіх видів взаємодій у тонких приповерхневих шарах.

Ю.К. Машков створив енергетичну модель [16] у вигляді функціональної залежності швидкості зношування від термодинамічних факторів.

Б.В. Протасовим було зроблено висновок [14], що у системі функціональних зв'язків тертя за наявності зворотніх зв'язків саморегулювання повинно спостерігатися по двох каналах: потоках вироблених у системі ентропії та ентальпії. Рівновага у трибосистемі настає за умови досягнення функціями ентропії та ентальпії екстремальних значень (максимуму та мінімуму відповідно), що визначаються умовами стійкості стану рівноваги. При цьому тепловий потік відносився до фактору, який дозволяє керувати трибологічними процесами, а саме - регулювати швидкість їх зношування.

Однак, такі моделі не враховують постійного “відкачування” з системи ентропії, яка утворюється у ході накопичення дефектів, адже у процесі деформування відбувається активування дисипативних процесів, які самоорганізуються і в результаті яких, перед руйнуванням у деформованому матеріалі замість очікуваного безладдя та деградації можна спостерігати впорядковані структури.

Дослідженнями трибологічних процесів у гетерогенних системах встановлено, що триботехнічні характеристики залежать від властивостей самоутворюваних у контакті в результаті багатоетапного синтезу трибоструктур, а найбільш сприятливими умовам для їх формування й функціонування відповідають евтектичні сплави у високодисперсному стані [17].

Застосування деформаційно-спектрального (трибоспектрального) аналізу для вивчення структурного стану та механіки пластифікування поверхневих шарів та локалізації поверхневих деформацій, що виникають у тонких поверхневих шарах у процесі тертя, запропоновано у роботі [18].

Синергетичний підхід, основні положення якого було розвинуто І.Р. Пригожиним [19], дозволяє пояснити багато феноменів трибології. Наприклад, наявність різних механізмів дисипації енергії пояснюється тим, що деформований матеріал поверхневого шару можна розглядати як функціональну систему, яка за умов постійного прибування енергії ззовні починає проявляти ознаки живої матерії: з'являються ефекти пам'яті, спадковості, самоорганізації, реакції на зміни зовнішніх факторів тощо. Синергетичний підхід при моделюванні зношування застосовувався С.М. Поповим [20]. При цьому він полягав у виборі критеріїв стійкості системи та встановленні критичних значень параметрів моделі, за яких система досягає точки нестійкості, що передують зміні дисипативного механізму. Проте, якщо Н.А. Буше вважав [21], що при терті у процесі створення стійких дисипативних структур та самоорганізації повинно відбуватися підвищене зношування, то Л.І. Бершадський припускав можливість квазібеззносного тертя [15].

Вибіркове перенесення Д.М. Гаркунов характеризував як вид тертя із новим мастильним матеріалом, при якому на поверхнях тертя утворюється пластична плівка металу, у якій відбуваються деформації зсуву [22].

Дослідженнями механіки та фізики контактної взаємодії поверхонь тертя, виконаними під керівництвом В.І. Тихоновича [23] встановлено, що процеси фрикційного руйнування обмежені шаром, напружено-деформований шар якого визначається дійсним розподілом зовнішніх сил, а також структурними змінами, які відбуваються у цьому шарі.

У роботах академіка В.Є. Паніна та його послідовників [24] процеси деформування та руйнування поверхневих шарів контактуючих твердих тіл розглядаються самоузгоджено на мікро-, мезо- та макромасштабних рівнях. При цьому основою є опис деформації поверхневого шару, яка характеризується рухом макро- та мезооб'ємів матеріалу за схемою “зсув + повертання”. Процеси на мікрорівні є акомодативними. Деформування матеріалу та утворення часток зносу дискретних розмірів є результатом формування у поверхневому шарі фрагментів структури, повертання яких одне відносно одного обумовлює спочатку утворення локальних несучільностей й мікротріщин і завершується відділенням фрагментів матеріалу від поверхні у вигляді часток зносу. Отже, розміри часток зносу й швидкість зношування контролюються швидкістю утворення та товщиною поверхневого шару з фрагментованою структурою.

На процес зношування в умовах граничного змащування визначальний вплив мають макротермопружні ефекти на поверхнях контактуючих тіл, нагрівання мастильного шару при зсуві у цьому шарі, а також наявність аномальної в'язкості граничних шарів [25].

Підсумовуючи аналіз сучасних поглядів на закономірності зношування матеріалів та напрямки досліджень щодо підвищення зносостійкості трибоелементів, можна відзначити, що зносостійкість конкретного елементу трибосполучення залежить від великої кількості зовнішніх (величина та характер прикладання навантаження, характер відносного переміщення трибоелементів тощо) й внутрішніх (структурно-фазовий і хімічний склад



матеріалу, величина, знак та розподіл у ньому залишкових напружень, структура дефектів й дислокацій) факторів. Саме внутрішні фактори відіграють вирішальну роль у підвищенні зносостійкості матеріалів за умови фіксації зовнішніх. Насиченням поверхневих шарів деталей трибосполучень різними хімічними елементами, які утворюють зміцнюючі фази, сприяють утворенню захисних вторинних структур, можна створювати оптимальні структурні передумови для підвищення зносостійкості деталей.

Отже, один з основних шляхів підвищення триботехнічних властивостей матеріалів лежить у площині пошуку можливостей щодо керування їхнім структурно-фазовим та хімічним складом завдяки застосуванню передових технологій поверхневого зміцнення.

## **1.2. Захисні покриття, як напрямок підвищення зносостійкості деталей машин**

Зараз сформувався та набув розвитку новий підхід до оцінки ролі матеріалу в забезпеченні зносостійкості. Він передбачає провідну роль поверхні та її властивостей (а не об'ємних властивостей, як це було загально прийнято) у забезпеченні триботехнічних та міцнісних властивостей виробів. Це призвело до появи нового напрямку – інженерії поверхні методами комбінованого енергетичного та фізико-хімічного впливу [26]. Зміцнюючі зносостійкі покриття, технологічних способів нанесення яких на сьогоднішній день існує понад 130, дозволяють підвищити довговічність деталей у 2...100 разів [27]. При цьому зменшуються витрати енергетичних і матеріальних ресурсів. Проте, розмаїття деталей та конструкційних матеріалів, складу та засобів нанесення покриттів ускладнює конструкторам та технологам машинобудівних підприємств вибір потрібного способу. Аналіз літератури з цього напрямку показав, що порівняння характеристик покриттів та методів їх нанесення до цього часу проводилося у вузьких діапазонах окремих властивостей або окремих методів нанесення, принципово близьких або таких, що розрізняються лише за окремими

елементами. Відсутність ідентичних умов, методик порівняльної оцінки експлуатаційних властивостей покриттів, визначення ресурсоємності та вартості обладнання не дозволяє вважати оптимальними багато конкретних рішень щодо визначення способів та режимів поверхневого зміцнення.

За характером одержання захисних покриттів триботехнічного призначення всі методи умовно можна розділити на дві групи. В методах першої - захисний шар утворюється в результаті модифікації матеріалу основи (хіміко-термічна та лазерна обробки, іонна імплантація тощо), другої – захисний шар “нарощується” з матеріалу, відмінного від матеріалу основи – гальванічний, газотермічний, вакуумний та інші методи. Для першої групи методів одним з принципових питань є можливість і швидкість насичення поверхні різними елементами, для другої – забезпечення зчеплення матеріалу, що наноситься, з основою.

Автори роботи [28] так класифікують основні способи створення захисних структур триботехнічного призначення: зміна структури поверхневого шару легуванням його різними хімічними елементами; зміна структури поверхневого шару зовнішнім механічним (тепловим) впливом без зміни його хімічного складу; нанесення на поверхню тертя покриттів; комбінування зазначених вище способів.

Для зміцнення деталей широко використовуються гальванічні покриття – хромування, міднення, нікелювання тощо. Електролітичне хромування займає одне з перших місць. Так, при ремонті реактивних двигунів хромують від 50 до 85 найменувань деталей. Оптимальна товщина гальванічного хрому – 150...250 мкм [29]. Зносостійкість хромового покриття значно підвищує його карбідизація.

Але електролітичне хромове покриття не можна розглядати як універсальний засіб боротьби зі зношуванням, бо в залежності від виду зношування в конкретних умовах тертя це покриття може давати великий ефект, не впливати на величину зносу, або навіть збільшувати інтенсивність зношування [29] – при терті хромового шару по бронзі при несприятливих поєднаннях питомих навантажень та швидкостей відносного переміщення

інтенсивність зношування електролітичного хрому майже у 8 разів перевищує інтенсивність зношування цементованих та азотованих сталей; нікель – фосфорне покриття у порівнянні з хромовим має у 2...3 рази меншу зносостійкість. Гальванічні покриття мають й інші суттєві недоліки: зниження на 20...30% межі витривалості та на 1...2 класи чистоти поверхні; зниження пластичності та довготривалої міцності основного матеріалу через ефект наводнювання; тріщини на деталях з високоміцних сталей; можливість відшаровування при фінішній обробці та у процесі експлуатації; велика залежність зносу покриттів від навантаження (нікелеві покриття в умовах зношування при швидкостях ковзання, більших ніж 0,042 м/с відшаровуються вже при навантаженні  $P = 0,5$  МПа); великий відсоток браку у виробництві; велика витрата води та електроенергії, забрудненість, токсичність та необхідність очистки відпрацьованих рідин.

Активно розвивається новий напрям створення захисних структур триботехнічного призначення - композиційні електролітичні покриття (КЕП) [30]. Їх одержують із суспензій, які являють собою електроліти з додаванням визначеної кількості високодисперсного порошку.

На даний час не існує єдиної точки зору щодо механізму формування композиційної структури і складу покриття при електрохімічному виділенні металу на ростучій поверхні чужорідних часток. В хімічній кінетиці під терміном «механізм» розуміють детальний опис атомних і електронних явищ хімічного процесу. В механізм формування композитних покриттів вкладається трохи інше, більш глибоке поняття (в залежності від того, якою стадією лімітується процес) з ціллю:

1. визначення чутливості швидкості росту і складу покриттів до параметрів процесу;
2. оптимізувати апаратуру і параметри процесу, забезпечити його високу ефективність, продуктивність та якість покриттів;
3. оптимізувати властивості покриттів [31].

При ХТО гальванічних покриттів істотно прискорюються процеси дифузії компонентів. Наявність проміжного шару дозволяє застосовувати

одну і ту ж технологію для захисту різних матеріалів без суттєвої зміни і доопрацювання технологічного процесу. Хіміко-термічна обробка металів і сплавів з попередньо нанесеними гальванічними покриттями як з включеннями, так і без них відкривають широкі можливості для отримання якісно нових дифузійнолегованих композитних покриттів, що володіють підвищеними фізико-хімічними та експлуатаційними властивостями. Процес хіміко-термічної обробки попередньо нанесених електролітичних осадів допускає цілеспрямовану зміну хімічного і фазового складу поверхневих шарів виробу в результаті реакційної дифузії [30].

Прийнято розглядати три основні стадії в механізмі утворення покриттів електрохімічним методом:

1. зустріч частинок з поверхнею катода;
2. затримка (адгезія, налипання або ж адсорбція) частинок на цій поверхні;
3. заростання частинок на поверхні катода матрицею.

При цьому на катоді протікають два взаємообумовлених процеси – електрокристалізація іонів металу матриці з розчину електроліту і включення ростучим осадом частинок наповнювача, спеціально суспендованого в електроліті [30].

При газотермічному напиленні (плазмовому, детонаційному та газоплазмовому) потік тонкодисперсних частинок, нагрітих до рідкого або пластичного стану, переноситься на поверхню деталі [32]. Детонаційні покриття з ВК15 в 26...30 разів перевищують по зносостійкості загартовану та борвану сталь ХВГ. Цими методами можна отримувати багат шарові покриття від 1 мм і більше, домагаючись хорошої адгезії з основним металом і високої когезії покриття навіть у випадку гетерогенності покриття.

Недоліки плазмових покриттів: невелика продуктивність процесу; недостатня щільність (пористість 6...12%) та міцність з'єднання покриттів з основою; при нанесенні на повітрі ручним способом шум (який перевищує 120дБ), пил з дрібних частинок матеріалу, який напилюється, ультрафіолетове випромінювання від плазмового потоку негативно

впливають на оператора, викликаючи втому, що призводить до нестабільності властивостей покриття; необхідність попередньої підготовки деталі та її шліфування після нанесення покриття через велику шорсткість.

Для зміцнення деталей колінчастих валів, зубчастих коліс, газотурбінних двигунів широко застосовується лазерна обробка [33]. При початковій твердості 250 HV для сталей з 0,063...0,1% вуглецю в результаті загартування твердість підвищується до 1500...1700 HV. Зміцнений шар сягає глибини 3 мм. Для відновлення опорних поверхонь деталей із сталей 30ХГСА застосовують лазерне наплавлення. Стрімко розвивається лазерне легування. Для підвищення зносостійкості гальванічних покриттів застосовують лазерне оплавлення поверхні. Розмір шару оплавлення складає 0,15...1,25 мм. Для запобігання окисненню поверхонь сталей, зміцнених лазером, їх зневоднювання та зниження внаслідок цього твердості, необхідно застосовувати захист, наприклад, піддувати аргон [34].

Широке застосування лазерної обробки стримується її недоліками: недостатньою вивченістю механізмів структуроутворення та неможливістю ефективно управляти процесами формування зносостійких структур; малою глибиною зміцнення при малих швидкостях променю за рахунок екрануючої дії плазми; нерівномірністю якостей зміцненого шару при обробці габаритних деталей [34]; тріщинами, що виникають під час обробки лазером та призводять до руйнування поверхневого шару; великою вартістю обладнання; необхідністю високої технічної культури обслуговуючого персоналу; багаточисельними структурними дефектами, що виникають через швидке охолодження при лазерній обробці і не виводяться повністю навіть тривалою термічною обробкою; необхідністю попередньої підготовки поверхні для збільшення коефіцієнту поглинання.

Стрімко розвиваються методи хімічного осадження покриттів з парогазової фази, які у світовій практиці отримали назву CVD (chemical vapor deposition) [35], та методи фізичного осадження покриттів - PVD (physical vapor deposition). Вони мають свої переваги та недоліки. Так, перевагами CVD – методів є однорідність товщини покриття та незалежність її від форми

деталі, легкість регулювання складу покриття. Основний недолік цих методів – процес проходить при високих температурах (800...1000 °С), що викликає деформацію та залишкові напруження та призводить до появи тріщин [36]. До того ж, товщина CVD-покриттів зазвичай не перевищує 15 мкм. Переваги PVD – методів – висока швидкість осадження (близько 1 мкм/хв) та утворення щільних та твердих покриттів. Особливо це стосується іонної імплантації. Оптимальна за зносостійкістю товщина PVD – покриттів становить близько 7 мкм, адже за більших товщин вони руйнуються через високі внутрішні напруження. Недоліки PVD – методів – неможливість нанесення покриттів на вироби складної форми, висока вартість процесу.

Перспективними напрямками зміцнення поверхневих шарів є нанесення наноструктурних покриттів [36; 37] та розвиток зміцнюючих технологій, заснованих на формуванні метастабільних станів матеріалу. Однак дослідження у цих напрямках знаходяться лише на початковій стадії, отже ці технології ще не набули достатнього розвитку.

Широко застосовується поверхнєве зміцнення деталей поверхнево-пластичним деформуванням (ППД), при якому дислокації у металі концентруються навколо ліній зсувів. Дислокації оточені полями пружних напружень, отже для наступних пластичних деформацій (тобто переміщення дислокацій) необхідно значно більше напруження, ніж у незміцненому шарі.

Загальні недоліками дробоструминної обробки та віброгалтування: наявність жорсткого удару дробинки по деталі при значних швидкостях вильоту викликає високі локальні температури (більше 600...650°С); криві залишкових напружень стиску мають значний підшаровий максимум; зародження тріщин від втоми після дробоструминної обробки при всіх температурах проходить рано за рахунок різкого збільшення шорсткості поверхні, що знижує циклічну міцність; при ударах дробинками спостерігається “залізнення” поверхні — активне перенесення частинок дробу на поверхню деталі, що знижує корозійну стійкість деталей, особливо з матеріалу не на основі заліза [38].

При електроіскровому легуванні (ЕІЛ) металів та сплавів в результаті

розряду між електродом (анод) та виробом (катод) матеріал електроду переноситься на поверхню виробу [39]. Найбільш якісні покриття (шорсткість поверхні не менше 20...40  $R_z$ , суцільність покриття 60...80%, товщина – 30...200 мкм) отримують при ЕІЛ сталевих матеріалів металами 4...6 груп [36]. Кількість отриманих шарів залежить від режимів обробки та міжелектродного середовища. При формуванні шару збільшення часу обробки, зазвичай, призводить не до зростання товщини, а навпаки, починаючи з певного моменту, – до її зменшення.

При ЕІЛ через термічний вплив розряду значно зростають зерна у поверхневому шарі основного металу, що призводить до зменшення його міцності. Нагрівання тонких приповерхневих шарів основного металу, близьких до зносостійкої оболонки, супроводжується одночасним і інтенсивним відведенням тепла за рахунок маси холодного виробу. У поверхневих шарах утворюються мікротріщини, що погіршує з'єднання шару, який наноситься, з основним металом. Іншими недоліками ЕІЛ є неможливість отримання 100% суцільності покриття, велика шорсткість поверхневого шару, наявність значних залишкових напружень та зниження на 40...50% втомної міцності деталей, низька продуктивність процесу.

Найпоширенішим способом підвищення зносостійкості деталей за рахунок збільшення твердості поверхні є хіміко-термічна обробка (ХТО), яка об'єднує операції хімічного та термічного впливу з метою цілеспрямованої зміни складу, структури та властивостей цього шару. Здійснюють ХТО дифузійним шляхом, насичуючи поверхню деталі відповідним елементом (С, N, Al, Cr, Si) в атомарному стані з оточуючого середовища [40-43].

Дифузійна металізація – процес дифузійного насичення поверхневих шарів легуючими елементами, які за рахунок утворення, як твердих розчинів, так і карбідів, підвищують зносостійкість покриттів [44-46]. Одним з істотних недоліків нанесення дифузійних покриттів на сталі, що гальмує їх широке застосування в виробництві, є нестабільність отримуваних результатів дифузійного насичення. Це пов'язано як з відхиленням від заданої температури процесу, так і з різним вмістом в сталі домішкових

елементів. Така нестабільність відмічається навіть на результатах насичення однієї і тієї ж марки сталі, але різних плавок. Наявність домішкових елементів неметалевого походження (C, Si, S, P і т.д.) формують під захисним шаром, так звану, перехідну зону, збагачену цими домішками. Така зона різко відрізняється за фізико-механічними властивостями та хімічним складом від основи до покриття. Вона служить причиною відшарування захисного покриття, його продавлюванням під навантаженням, а також концентратором внутрішніх напружень, що сприяє зародженню в ній внутрішніх напружень і, відповідно, до руйнування деталі в процесі експлуатації.

Одним з шляхів інтенсифікації і уніфікації процесів ХТО є використання в якості проміжного підшарку гальванічних осадів. Гальванічне покриття відіграє тут допоміжну роль (дифундуючий елемент насичує поверхню через проміжний шар) або основну (матеріал виробу, що обробляється, не приймає участі у ХТО).

Застосовують алітування, борування, термодифузійне хромування, силіціювання, а також комбіноване насичення двома металами – хромоалітування, бороалітування тощо. Оптимальна за зносостійкістю товщина покриття для хромоалітування – 17...20 мкм; хромування – 20 ...25 мкм; ванадіювання – 20 мкм [47].

Боруванням зміцнюють вуглецеві сталі. Електролізне борування дозволяє керувати складом та пластичністю боридної зони [48]. Оптимальна за зносостійкістю товщина борованого шару – 90...180 мкм. Мікротвердість поверхневих шарів складає 1400...2200 HV. Борування підвищує зносостійкість Сталі 45 у 8 разів [49]. Недоліками традиційних видів борування (твердофазового, газового, в сольових розплавах, електролізного) є велика тривалість процесу, відсутність стійких результатів і підвищена крихкість. Газове борування є токсичним і вибухонебезпечним. Недоліки порошкового борування – низька теплопровідність та гігроскопічність насичуючих сумішей, їх висока вартість і необхідність регенерації у разі неодноразового використання, недостатня стійкість контейнерів [49].



Цементация – поверхневе насичення сталі вуглецем у твердих, рідких та газоподібних насичуючих сумішах (карбюраторах). Також застосовують вакуумну цементацию в ацетилені [50]. Найбільш ефективна цементация для низьковуглецевих та легованих сталей, які вміщують карбідоутворюючі елементи (Cr, Ti, W). Товщина цементованого шару - 0,9...1,1 мм. Зносостійкість після цементации є однаковою із зносостійкістю після загартування і низькотемпературного відпуску, у 15 разів нижчою, ніж після нанесення покриття вакуумним осадженням, і в 1,5 рази нижчою, ніж після нітроцементации. При високотемпературній цементации зростання зерна у поверхневому шарі призводить до зниження механічних властивостей. Після цього способу ХТО спостерігається найнижчий приріст ерозійно-корозійної та гідроабразивної стійкості. Наводнювання та внутрішнє окиснення легуючих елементів, які виникають в деталях при цементации, різко знижують їх експлуатаційні властивості.

Ще один метод ХТО – азотування – є ефективним засобом підвищення зносостійкості та втомної міцності, антикорозійне азотування – циклічної міцності деталей [51]. Твердість азотованих нелегованих сталей – 500...900 HV, легованих – 1000...1300 HV. Товщина азотованного шару – 50...750 мкм. Основним недоліком газового азотування є утворення на поверхні сталі білого шару нітридів, який не травиться і має підвищену тенденцію до відшаровування. Наявність у складі насичуючої суміші при газовому азотуванні великої кількості водню викликає водневе окрихчування поверхневої нітридної зони, тому її необхідно зшліфувати. Цей недолік дещо усувається при “м’якому” азотуванні у сольових розплавах. Газове азотування знижує короблення деталей у порівнянні з цементацией, але призводить до більших деформацій, ніж карбонітрація. Ще одним недоліком газового азотування є його велика тривалість – до 100 годин, що призводить до великих енерговитрат. При традиційному азотуванні вже за незначного витримування на поверхні досягається велика мікротвердість, проте загальна товщина азотованого шару є малою, а градієнт твердості дуже великий. Це може призвести до зколювання гострих кромки, а після зносу більше 0,07 мм

твердість є настільки малою, що зношування починається з обвальною кінетикою. Збільшення часу витримування призводить до збільшення товщини азотованого шару, проте при цьому у поверхневій зоні через її пересичення азотом відбувається перерозподіл азоту у вільну форму з утворенням мікропор та, як наслідок, зниження мікротвердості.

Перспективним для поверхневого зміцнення деталей вважається метод іонного азотування (ІА) [52, 53]. Його сутність полягає у тому, що у розрідженому газовому середовищі, яке містить азот, між катодом (деталлю) та анодом (стінками вакуумної камери) збуджується тліючий розряд. При цьому позитивні іони газу з високою енергією, бомбардуючи поверхню катоду, нагрівають її до температури насичення та дифундують в цю поверхню, формуючи твердий розчин азоту в металі, а при досягненні межі розчинності – нітридні фази. Температура азотування – 470...580<sup>0</sup>С, тиск – (1,33...13)10<sup>2</sup> Па, робоча напруга – 400 до 1000 В.

Метод ІА може застосовуватися на різних стадіях життєвого циклу деталей – як при їх виробництві, так і при відновленні. Застосування його на ранніх стадіях дозволить уникнути використання у наступному більш дорогих та екологічно небезпечних методів. Крім того, ІА може застосовуватись у комплексі з іншими методами поверхневого зміцнення. Так, на ВАТ "Мотор Січ" він разом з ППД застосовується для комплексної фінішної обробки лопаток компресорів ГТД з титанових сплавів [54].

На прикладі сплаву ВТ20 показано, що у процесі ІА можна отримати модифіковану поверхневу структуру при температурі до 600<sup>0</sup>С, що не призводить до зниження механічних властивостей основного матеріалу.

Досліджуються закономірності насичення азотом у тліючому розряді покриттів, попередньо нанесених із рідиннометалевого носія на сталеву поверхню. Це надає можливість заліковування дефектів типу пор та мікротріщин у поверхневому шарі основного металу [55]. Розробляється комбінована технологія зміцнення поверхонь конструкційних сталей лазерним легуванням нітридоутворюючими елементами з наступним

азотуванням. ІА успішно застосовують для зміцнення деталей з алюмінієвих сплавів сталей із керамічними покриттями [56].

### 1.3. Зносостійкість нержавіючих сталей групи X18H10T

В роботах [57, 58] досліджується вплив абразивної обробки аустенітних сталей на їх зношування. Зносостійкість поверхонь деталей оцінюють величиною, зворотної інтенсивності або швидкості зношування. Найбільш прийнятним і найменш витратним шляхом управління зносостійкістю поверхонь при традиційному шліфуванні прийнята зміна глибини шліфування і часу виходжування поверхні [57].

Триботехнічні випробування проводилися з використанням автоматизованої системи наукових досліджень на базі машини тертя за схемою «обертювий диск - необертювий індентор», а як мастильний матеріал використовувалося масло І-20А. Час одного випробування склав 10 год.

Статистичний аналіз результатів експериментів дозволив отримати адекватні залежності для розрахунку інтенсивності зношування шліфованих поверхонь з сталі 12Х18Н10Т в період нормального зношування:

$$I_h = 9.0 \cdot 10^{-7} (1 + t_v)^{-0.35} \cdot (t - 5)^{0.2}, \quad (1.1)$$

де  $I_h$  – інтенсивність зношування,  $t_v$  - час виходжування (0 ... 5 хв);  $t$  - глибина шліфування (6 ... 20 мкм).

Було встановлено, що: істотне підвищення зносостійкості поверхонь тертя деталей можливо на стадії їх фінішної абразивної обробки шляхом вибору раціональних умов і технологічних режимів; збільшення часу виходжування та зниження глибини шліфування підвищує зносостійкість оброблених поверхонь від 1,5 до 3 разів внаслідок формування сильно деформованих поверхневих структур, що перешкоджають руйнуванню приповерхневих шарів деталей.

В роботах [59, 60] представлені результати експериментальних робіт по дослідженню триботехнічних характеристик тертя сталі 12Х18Н10Т в

середовищі високотемпературного свинцевого теплоносія при поздовжньому зворотно-поступальному переміщенні зразків, виконаних зі сталі аустенітного класу 12X18H10T.

В результаті проведених досліджень показано позитивний вплив оксидних покриттів, що сформуються на поверхнях контакту сталевих зразків, для контактних пар тертя при зворотно-поступальному (палець-пластина) і обертальному (вал-втулка) переміщенні контактної пари тертя.

Експериментально досліджено залежності впливу на трибологічні характеристики (коефіцієнта тертя і ін.) контактної пари в розплаві свинцю і свинцю-вісмуту при змінному прикладеному навантаженню при зворотно-поступальному горизонтальному переміщенні експериментальних зразків сталі 12X18H10T. Встановлене істотне зменшення коефіцієнта тертя сталевих контактних пар в середовищі високотемпературних свинцевого і свинець-вісмутного теплоносія за рахунок утворення оксидної плівки, що сприяє збільшенню ресурсу роботи контактних пар в розглянутих умовах.

В роботі [61] вивчено взаємозв'язок зносостійкості при абразивному зношуванні зі здатністю до зміцнення робочої поверхні і роботою руйнування при дряпанні ряду аустенітних сталей та змінною стабільністю аустеніту. Показано, що сталі з метастабільним аустенітом забезпечують високий рівень ефективної мікротвердості і вищу на 40-50% зносостійкість сталей в порівнянні з стабільним аустенітом, величина ефективної мікротвердості адекватно характеризує опір абразивному зношуванню метастабільних аустенітних сталей.

На основі порівняння залежності коефіцієнта зносостійкості і коефіцієнта зміцнення від питомої роботи руйнування при дряпанні встановлено, що обидві ці величини закономірно зменшуються залежно від питомої роботи руйнування, тобто абразивна зносостійкість однозначно пов'язана з цією характеристикою, як питома робота руйнування сталей при дряпанні. З іншого боку, абразивну зносостійкість можна прогнозувати за допомогою характеристики ефективної мікротвердості робочої поверхні.

Роботи [62, 63] присвячені створенню і вдосконаленню методів фінішної обробки, що забезпечують разом з ефективним деформаційним зміцненням отримання високоякісної поверхні аустенітних сталей. Така технологія має особливе значення для прецизійних деталей трибоспряжень.

Вивчено вплив фрикційної обробки напівсферичним індентором з синтетичного алмазу на фазовий склад, структуру, мікромеханічні і трибологічні характеристики поверхневих шарів метастабільної аустенітної сталі 12X18H10T.

Показано, що у разі метастабільних аустенітних сталей важливу роль в зміцненні і забезпеченні трибологічних властивостей грає деформаційне мартенситне  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -перетворення [64], інтенсивність протікання якого в значній мірі залежить від складу сталей, умов деформаційних обробок і наступних трибологічних випробувань [65].

В умовах сухого тертя ковзання у аустенітної сталі, наноструктурованих фрикційної обробкою, виявлений аномальний характер залежності зносу і коефіцієнта тертя від шляху тертя [62]: відсутність характерного для загартованої сталі періоду підробітки з найбільшими рівнями зносу і коефіцієнта тертя; наявність у наноструктурованого шару мінімальних величин інтенсивності зношування і коефіцієнта тертя з подальшим ростом значень зазначених трибологічних характеристик у міру зношування деформаційно зміцненого шару. Різке підвищення фрикційної обробкою опору адгезійною зношування на початковому етапі тертя обумовлено обмеженням розвитку на наноструктурованих поверхні стали процесів захоплення і переходом до зношування за механізмом пластичного відтискування.

Встановлено, що при фрикційної обробці аустенітної сталі формується якісна поверхня з низьким значенням параметра шорсткості ( $R_a \approx 100$  нм). При цьому в поверхневому шарі виникають нанокристалічні і фрагментовані субмікрокристалічної мартенситно-аустенітні структури, досягається високий рівень зміцнення поверхні (710 HV<sub>0,025</sub>), а також істотне зниження

інтенсивності зношування і коефіцієнта тертя в умовах сухого тертя ковзання.

За даними дослідження встановлено підвищену здатність наноструктурованого шару сталі 12X18H10T деформуватися під дією контактного механічного впливу переважно в пружній області без пластичного деформування, що призводить до обмеження процесу схоплювання і зміні основного механізму зношування метастабільної аустенітної сталі в умовах сухого тертя ковзання.

Підсумовуючи вище сказане слід зазначити, що для підвищення зносостійкості більше аустенітної сталі більше ніж в 3 рази слід розглянути інші методи підвищення зносостійкості (наприклад ХТО, обробка концентрованими джерелами енергії та ін.), оскільки наведені методи дають можливість досягти такого ефекту.

#### **1.4. Захисні покриття на корозійностійких сталях**

Для підвищення твердості, зносостійкості, жаростійкості, корозійної стійкості, кавітаційної стійкості нержавіючих сталей аустенітного, феритного, мартенситного класів використовують різні методи хіміко-термічної обробки.

Азотування – процес дифузійного насичення поверхні металів і сплавів азотом при нагріві у відповідному середовищі від 500 °С до 1200 °С [66...68].

Сталі з високим вмістом хрому необхідно піддавати спеціальній обробці з метою видалення оксидної плівки, яка буде перешкоджати насиченню азотом. Застосовують для цієї операції травлення в кислотах, піскоструменеву очистку або очистку в процесі азотування сталі. Сталі аустенітного класу гірше піддаються азотуванню ніж феритного. Чим вище ступінь легованості сталі, тим важче протікає процес дифузії азоту. Для отримання зносостійкого шару феритні і аустенітні сталі з високим вмістом хрому піддають азотуванню при 560-600 °С. При зниженні вмісту вуглецю у феритних і аустенітних сталях глибина азотованого шару підвищується [67].

Чим менше в сталі вуглецю, тим менш крихкий азотований шар. Азотування підвищує зносостійкість і зменшує коефіцієнт тертя у феритних і аустенітних сталях при нормальних і підвищених температурах. Корозійна стійкість поверхневого шару нержавіючих феритних і аустенітних сталей в результаті азотування погіршується. Аустенітні сталі мають порівняно невелику зону низької корозійної стійкості – 20-30 % глибини шару. Жаростійкість високохромистих аустенітних сталей після азотування в меншій мірі порівняно з феритними зменшується, а кавітаційна стійкість підвищується [68].

Аналіз даних приведений в [66] показує, щоб сталь 12X18H9T, була достатньо високо корозійностійкою, при мікротвердості 5000 МПа слідує піддавати азотуванню при 950-1050 °С. Товщина шару після насичення при 1050 °С та витримки 10 хвилин становить 0,15 мм, а якщо потрібна мікротвердість 7500 МПа і допустима знижена корозійна стійкість, то для одержання того ж шару температуру азотування знижують до 750 °С, а час витримки навпаки підвищують до 90 хвилин. Для сталей 17X18H9 та 08X18H10T рекомендований режим азотування при температурі 560 °С з витримкою 50-60 годин. Товщина азотованого шару становить 0,2-0,25 мм, а мікротвердість 1000-1100 МПа.

Авторами роботи [69] було досліджено вплив ступеня дисоціації аміаку на будову, склад та поверхневу твердість сталей 12X13, 40X13, 12X17 після газового азотування. Запропоновано ефективний технологічний режим азотування сталей з різними ступенями дисоціації аміаку. Встановлено оптимальний ступінь дисоціації аміаку при температурі азотування 550 °С, який становить 25-35 %, що забезпечує високу швидкість росту дифузійного шару та значну поверхневу твердість.

В роботі [70] досліджено вплив технологічних параметрів азотування та наступної температури відпалу на фазовий склад, товщину, структуру, мікротвердість дифузійних шарів на сталі 12X28. Встановлено, що підвищення температури азотування від 550 °С до 950 °С супроводжується інтенсифікацією процесу, зміною фазового складу покриття та його

мікроструктури, падінням максимальних значень мікротвердості відповідно від 16,2 ГПа до 7,0 ГПа. Показано, що в процесі відпалу змінюється характер розподілу мікротвердості за товщиною азотованих шарів; мікротвердість зменшується при температурах відпалу вищих за 550 °С.

Автори роботи [71] досліджували опір зносу газобаричних азотованих шарів на сталі 12X18H10T. Встановлено, що товщина зміцненого шару становить 1,0 мм. Ця величина суттєво більше товщини зміцнених шарів, які отримують при газовому або іонному азотуванні [72...74]. Показано, що максимальна зносостійкість отриманих шарів спостерігається при найбільшому вмісті частинок нітридів хрому CrN в мартенситній матриці.

В роботі [75, 76] авторами досліджено вплив легування і термічної обробки на структуру і трибологічні властивості азотовмісних нержавіючих аустенітних сталей при абразивному і адгезійному зносі. Показано, що підвищення вмісту азоту позитивно впливає на збільшення мікротвердості поверхні зносу.

Автори роботи [77] досліджували структуру і зносостійкість азотованих багатокомпонентних ОЦК- і ГЦК- сплавів заліза. Встановлено закономірності зміни структури, твердості і зносостійкості дифузійного шару в залежності від складу сплавів з аустенітною і феритною основами. Встановлено взаємозв'язок між параметрами структури азотованого шару і зносостійкістю сплавів. Цей взаємозв'язок проаналізований з позиції механізму формування зміцнюючих частинок в дифузійній зоні.

До основних методів підвищення твердості та зносостійкості сталей аустенітного класу, типу сталь 12X18H10 та 12X18H9 відносять нанесення захисних покриттів на основі нітриду та карбіду титану, та складних сполук титану, кремнію, хрому, алюмінію та ін. [78].

В роботах [79...81] на зразках зі сталі 12X18H10T проведені дослідження фазового та хімічного складу, структури та мікротвердості дифузійних покриттів, з титаном, алюмінієм та силіцієм. Встановлено, що залежно від виду обробки на сталі утворюються багатошарові покриття на основі карбіду оксидів та нітриду титану, а також інтерметаллідів і титану,



алюмінію, нікелю, хрому, та ін. При хіміко-термічній обробці шар нітриду титану виконує функцію бар'єру, що уповільнює дифузію алюмінію та титану в основу та компонентів основи - в покриття. Отримана мікротвердість шарів TiN в комплексних з'єднаннях становить 20,5 ... 23,0, а дифузійній зоні сполук - 5,5 ... 12,5 ГПа. Жаростійкість сталі 12X18H10T після титаноалюмосиліціювання зростає в чотири рази порівняно з вихідною, а порівняно з титаноалітованими в 1,8 разу. А в роботі Показано, що зносостійкість сталі 12X18H10T в умовах тертя ковзання без змащування з захисними хромалітованим покриттями зростає в 1,5 – 5,6 разів в порівнянні з вихідною.

В роботі [82] отримано двошарові покриття типу «термодифузійний шар - PVD покриття TiAlN», що представляють собою структуру зміцненої в результаті азотування, карбонітрації або борування сталеві підкладки і високотверді покриття TiAlN, отримані шляхом контрольованого магнетронного нанесення. Експериментально показано, що попереднє зміцнення підкладки з армко-заліза і деяких конструкційних і інструментальних сталей в результаті карбонітрації, іонно-плазмового азотування, однофазного або двофазного борування дозволяє до 3,3-13,2 рази підвищити інтегральну мікротвердість і до 2,0-3,4 рази зносостійкість поверхні з покриттям TiAlN за рахунок формування протяжного зміцненого підслою, який бере участь у формуванні напруженого стану систем «покриття-підкладка» та знижує градієнт твердості матеріалі. Показано, що двошарове покриття «Термодифузійний шар – покриття TiAlN» може мати властивості, які не досяжними матеріалами підкладки і покриття окремо і, по суті, представляти новий мікрокомпозиційний матеріал. Встановлено, що для покриттів TiAlN на компактних двофазних боридних шарах на сталях У8А і 9ХС значення інтегральної мікротвердості поверхні можуть досягати 34-35 ГПа.

В роботі [83, 84] показано, що додаткове легування покриттів нітриду титану алюмінієм, кремнієм або хромом призводить до значного підвищення твердості покриття, що наноситься. Мікротвердість при легуванні кремнієм

покривів нітриду титану зростає з 2600 МПа до 3800МПа, а при легуванні алюмінієм – до 13000МПа.

В роботі [85] встановлено неадитивний вплив зміцнення металевішої основи хіміко-термічною обробкою і нанесенням зносостійкого покриття на властивості об'ємного матеріалу і безпосередньо покриття. Ефект підвищення зносостійкості покриття TiN від попередньої хіміко-термічної обробки основи для топокомпозитів на основі сталі 12X18H10T вище, а підвищення зносостійкості топокомпозитів і безпосередньо покриттів не пропорційно зміні твердості основи і більше для основи зі сталі 12X18H10T. Загальне підвищення зносостійкості від комплексної обробки за величиною об'ємного зносу склало понад 8,8 н 13,0 рази відповідно для армко-заліза та сталі 12X18H10T, в той час як для окремої хіміко-термічної обробки та нанесення покриттів підвищення зносостійкості склало 1,2 і 3,6 рази для армко-заліза і 1,3 і 5,2 рази відповідно.

Розрахована швидкість зношування покриття тої на різних засадах показала, що наявність зміцненого підслоя підвищує зносостійкість безпосередньо покриття на 23,5 і 52,8% для основи з армко-заліза і сталі 12X18H10T відповідно. Так збільшення твердості основи з армко-заліза на 21,6% призводить до підвищення зносостійкості (зменшення швидкості зношування) покриття на ній на 23,5%, а збільшення твердості основи зі сталі 12X18H10T на 21,1% призводить до підвищення зносостійкості покриття на ній на 52,8%.

Робота [86] присвячена порівнянню ефективності газового і іонного азотування з додаванням молібдену висококолегованої аустенітної сталі 12X18H10T. Встановлено, що використання в якості бар'єру для зворотної дифузії азоту при іонному азотуванні покриття з додаванням молібдену товщиною 20-30 нм дозволяє значно збільшити твердість поверхні до 18 ГПа при досягненні глибини модифікованого шару близько 100 мкм.

В роботі [87] вивчені фазовий склад поверхневого модифікованого шару, а також корозійностійкість аустенітної сталі 12X18H10T після електrolітно-плазмового нітроцементациї і азотування. Встановлено, що

після електролітно-плазмового нітроцементациї при температурі 850°C електролітно-плазмовому азотуванні при температурі 750°C на поверхні сталі 12X18H10T формується модифікована структура, в якій основний склад представлений  $\gamma$ -фазою, а також містяться окремі частинки оксидів  $Fe_3O_4$ ,  $\delta$ -мартенситу. Поява частинок зміцнюючих фаз - карбідів  $Fe_3C$  і нітридів  $Fe_2-3N$ ,  $CrN$  після електролітно-плазмового обробки сталі змінює структурно-фазовий стан модифікованої поверхні, підвищує корозійну стійкість до дії агресивного середовища; також після нітроцементациї і азотування швидкість корозії зменшується, збільшується стійкість до виразкової корозії за рахунок утворення часток мартенситу, великих і дрібних частинок карбідів і нітридів заліза та ін.

В роботі [88] досліджені структури надтвердих покриттів монофазного нітриду титану, які були отримані вакуумно-дуговим способом, з додаванням до підкладки постійного та імпульсного потенціалу зміщення в умовах односпрямованого зростання за механізмом «плазма-тверде тіло». Виявлено, що в покриттях формується бімодальне зернова структура, що складається з двох фракцій ниткоподібних кристалічних зерен. Перша фракція – нанокристалічна, з ниткоподібними зернами цієї фракції, які мають поперечні лінійні розміри (з середній діаметр) 50 ... 100 нм. Друга фракція – субмікрокристалічної, з ниткоподібними зернами фракції з поперечними лінійними розмірами 100 ... 500 нм.

В роботі [89] досліджені і описані фазовий склад, структура, механічні властивості і корозійна стійкість модифікованих поверхневих шарів сталі 12X18H10T, обробленої в електролітній плазмі при різних режимах; встановлено оптимальні режими електролітно-плазмового цементациї, нітроцементациї і азотування зразків сталі 12X18H10T. Також приведені нові методи електролітно-плазмової обробки з використанням сучасного обладнання для модифікації і зміцнення поверхні металевих деталей різного призначення. Пропонується піддавати деталі нагріванню деталі до температури 950-990 ° C і подальшої загартуванням в електроліті, що містить

10%  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  і 10%  $\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3$  для підвищення їхніх показників міцності та твердості.

Досліджувані в роботі [90] покриття отримували методом магнетронного розпилення мішені, що складається з  $\text{AlN-TiB}_2\text{-TiSi}_2$ . Був проведений аналіз структурно-фазового та елементного складу, морфології, а також механічних властивостей покриттів до і після відпалу при високих температурах до  $1350\text{ }^\circ\text{C}$ . Отримані покриття мають індекс в'язкопластичні  $0.07$ ; значення твердості покриття  $H = 15.3$  ГПа змінилося після відпалу до  $22\text{...}23.5$  ГПа, що забезпечить високі демпфуючі властивості такого покриття.

Робота [91] присвячена дослідженню структур сталей отриманих одночасним розпиленням катода зі сталі марки  $12\text{X}18\text{H}10\text{T}$  і композиційного катода  $\text{Zn-Cu-Al}$ . Середнє значення мікротвердості основи покриття склало  $256$  МПа, для покриття  $12\text{X}18\text{H}10\text{T} + \text{Zn-Cu-Al}$  в середовищі аргону -  $294,5$  і в середовищі азоту -  $388$  МПа. В останньому випадку збільшення мікротвердості складає  $66\%$ . При цьому коефіцієнт тертя зменшується майже в  $2$  рази.

В роботі [92] описані технології формування антифрикційного зносостійкого шару на робочих поверхнях шарнірних сполучень зі сталі  $12\text{X}18\text{H}10\text{T}$ . Наведено методи механічного плакування гнучким інструментом і трибомеханічного модифікування, а також трибомеханічного модифікування сталевих газотермічних покриттів. Запропоновані технології, що включає комбінацію методів деформаційного плакування та трибомодифікування рекомендована для вузлів тертя ковзання при питомих навантаженнях  $20 - 30$  МПа. Технологія, що використовує газотермічне напилення сталевих покриттів з подальшим трибомодифікуванням дозволяє підвищити триботехнічні характеристики робочих поверхонь деталей вузлів тертя ковзання, що експлуатуються при питомих навантаженнях до  $100$  МПа.

## **1.5. Висновки до розділу**

1. Зношування деталей машин забезпечується умовами тертя їх

поверхонь в процесі експлуатації і описується різними механізмами, які узагальнюють особливості руйнування деталей тертя.

2. В усіх випадках зношування зароджується на поверхні контактуючих деталей і характеризується зміною її структури, фазового складу, напруженого стану, сил взаємодії між компонентами контактуючих матеріалів.

3. Отже, підвищення довговічності пар тертя лежить в площині поверхневого їх захисту шляхом зміцнення саме поверхневих шарів методами механічної обробки, поверхневим гартуванням, нанесенням покриттів різними методами та іншими способами формування зносостійких поверхневих шарів.

4. Найбільш ефективними і технологічно нескладними є дифузійні покриття(цементация, хромування, борування, силіціювання та ін.) і покриття нанесені напиленням, вакуумним способом та електролітичним методом. Останнім часом інтенсивно розвивається метод нанесення композитних електролітичних покриттів, які дозволяють отримувати на поверхні деталі шари з наперед заданими властивостями.

5. Нержавіючі сталі групи Х18Н10Т не забезпечують зносостійкості при терті без змащування, а тому потребують поверхневого зміцнення деталей тертя різними технологічними методами.

## РОЗДІЛ 2. ПРИЛАДИ, МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

### 2.1. Металофізичне дослідження

Характерною особливістю матеріалу поверхневого шару є наявність текстури, що викликає анізотропію його механічних властивостей, яка являється наслідком пластичної деформації тертя. Давно визначено, що щільності анізотропних матеріалів сильно залежить від напрямку прикладення навантаження, хоча в трибологічних дослідженнях цей факт часто ігнорувався. Загалом, не відомі моделі, які б так чи інакше враховували текстуру модифікованого матеріалу поверхневого шару. Пояснення ефекту анізотропії вимагає розгляду в сфері матеріалознавства. Крім того, якщо окремі роботи в цій області спирались на спрощене уявлення про структуру матеріалів, то сьогодні основним об'єктом вивчення являються різні види недосконалостей - дефектів кристалічної решітки.

Безпосереднє використання експериментальних даних мікроаналізу матеріалу поверхневого шару і аналітичних оцінок з числа дефектів (число розірваних міжатомних зв'язків, глибина debris-шару) можна зустріти дуже рідко. Цікавим являється факт, відмічений В.І. Владімировим, що руйнування матеріалу поверхневого шару настає при досягненні щільності дислокацій  $0,5 \times 5 \times 10^{10} \text{см}^{-3}$ , що дозволяє прийняти цю характеристику як внутрішній параметр втомного зношування. Багато сучасних досліджень відображають зв'язок між пошкодженістю кристалічної решітки і властивостями матеріалів на макрорівні. Однак зараз не існує розрахункових моделей зношування з параметрами, що враховували б характеристики кристалічної ґратки.

Вивчення структурних перетворень при зношуванні є цікавим і обнадійливим, враховуючи інтенсивний розвиток кінетичної і синергетичної

теорій, з позиції яких стає можливим встановлення зв'язків між процесами, що протікають на різних масштабних рівнях.

## 2.2. Термодинамічний підхід до досліджень

Зацікавленість до мікроскопічних актів створення дефектів обумовлений перш за все тим, що між поведінкою матеріалів на мікро- і макрорівнях існує тісний зв'язок. Встановити цей зв'язок можна на основі термодинамічного підходу. Утворення дефектів тягне за собою відповідні зміни загального стану поверхневого шару, який характеризується внутрішньою енергією і ентропією. Відповідно до термодинаміки поверхневий шар можна розглядати як відкриту термодинамічну систему, яка має властивість обмінюватись енергією і субстанцією з навколишнього середовища. Наявність сорбційних процесів на поверхні матеріалів робить їх схожими з мембранами, але на відміну від звичних мембранних систем поверхневий шар володіє ще й об'ємними характеристиками і, відповідно, комплексом власних характеристик. В рамках термодинамічного підходу стало можливим користуватися загальними поняттями і використовувати параметри стану, якими можна описати будь-які макроскопічні системи, а також в зручній формі через зміну термодинамічних потенціалів, враховувати адсорбційні та інші ефекти. До опису зношування були спроби встановити рівняння стану поверхневого шару у вигляді загальних рівнянь балансу енергії і балансу ентропії.

Це призвело до побудови енергетичних моделей, що представляють функціональну залежність інтенсивності зношування:

$$J = f(U, S, t, \dots), \quad (2.1)$$

де  $U$  - внутрішня енергія;  $S$  – ентропія;  $t$  - час.

В основу термодинамічного підходу лягли наступні ідеї:

- в поверхневому шарі зношеного матеріалу можна виділити об'єм, що знаходиться в стані локальної рівноваги;

- процеси тертя і зношування можуть бути описані рівняннями енергетичного балансу;

- швидкість зносу контролюється швидкістю виробництва ентропії.

Вивченню і розробці енергетичних моделей були присвячені роботи А.Д. Дубініна, Б.В. Протасова, В.А. Буфеева, Б.І. Костецкого, Ю.І. Лінніка, Л.І., Бершадского, Ю.К. Машкова, Б.М. Силаєва, А.А. Полякова, А.А. Рижова, Г. Польцера, Г. Пурше, Г. Фляйшера і ін.

Рівняння балансу ентропії, записане для локальної області, до якій приміненій принцип локальної термодинамічної рівноваги, має вигляд

$$\rho \frac{dS}{dt} + \text{div}S = \sigma[S], \quad (2.2)$$

де  $\rho \frac{dS}{dt}$  - швидкість приросту ентропії в даній області;  $\text{div}S$  - швидкість відтоку ентропії з даної області в навколишнє середовище;  $\sigma[S]$  - швидкість появи чи виробництва ентропії всередині даної області.

Але в цих моделях не враховувався той факт, що при деформації активуються самоорганізуючі дисипативні процеси, в результаті яких перед руйнуванням в деформуючому матеріалі замість очікуваного хаосу і деградації спостерігаються високовпорядковані структури - з системи безперервно «відкачується» ентропія, що утворюється в процесі накопичення дефектів, і система самовпорядковується. Крім того, відомий факт, що на стадії зникнення пластичності головна роль відводиться колективним процесам, що охоплюють масштаб більший, ніж розміри локальних областей всередині дислокаційних комірок, врахування яких у виразі (2.2) не передбачено. Зношування - суцільно невірноважно-безповоротний процес, описання якого швидше може бути отримано не з рівняння балансу в рамках врівноваженої і невірноваженої термодинаміки, а з кінетичної теорії невірноважених процесів.



### 2.3. Вимірювання мікротвердості

Мікротвердість структурних фаз визначалася на зразках, приготовлених для металографічних досліджень. Мікротвердість покриттів визначалася із застосуванням навантаження 50 г протягом 5 секунд на приладі ПМТ-3.

Мікротвердість – це опір пластичному втискуванню у плоску поверхню зразка або виробу твердого індентора, як правило, піраміди із алмазу. Визначення мікротвердості відрізняється від звичайних вимірювань дуже малими навантаженнями від 147 до 4905 мН і малими розмірами відбитка.

Мікротвердість дозволяє оцінити властивості окремих структурних складових, дуже тонких шарів поверхні, покриттів, фольги, тонкого дроту, дрібних деталей, металевих ниток, штучних оксидних плівок, а також дуже крихких тіл, які розтріскуються при використанні звичайних методів оцінки твердості.

Розрізняють дві методики випробувань: по відновленому відбитку (основний метод) і по невідновленому відбитку (додатковий метод). Результат випробування за першою методикою характеризує опір матеріалу пластичній та пружній деформації при втискуванні алмазного наконечника статичним навантаженням протягом визначеного часу. Після зняття навантаження і видалення наконечника вимірюють параметри залишкового відбитка. За результатами вимірювання, користуючись формулами і таблицями, визначається величина мікротвердості. Рекомендується використовувати наконечники чотирьох форм: чотиригранної піраміди з квадратною основою; тригранної піраміди з основою у вигляді рівностороннього трикутника; чотиригранної піраміди з ромбічною основою; біциліндричний наконечник. Найбільше поширення одержали випробування з застосуванням наконечника у формі чотиригранної піраміди з квадратною основою. Кут загострення алмазного чотиригранного наконечника складає 2,38 рад ( $136^{\circ}$ ). Тривалість дії навантаження повинна бути не менше 3 с. Зразками для вимірів мікротвердості служать металографічні шліфи.

Мікротвердість покриття можна визначати на поздовжніх і поперечних шліфах.

При виборі навантаження для дослідження, поздовжніх шліфів потрібно виходити з припустимої глибини відбитка. При цьому виконуються такі умови: мінімальна товщина покриття повинна перевищувати глибину відбитка не менше чим у десять разів. Якщо ж товщина покриття, яке випробується, невідома, то рекомендується провести декілька вимірів при різних навантаженнях, послідовно збільшуючи останні.

Якщо матеріал основного металу не впливає на результат вимірів мікротвердості покриття, то отримані значення співпадуть або будуть близькі один до одного. Якщо значення мікротвердості при зростанні навантаження буде зменшуватися або збільшуватися, то навантаження потрібно зменшувати доти, поки два суміжні навантаження не будуть давати збіжні або близькі результати.

Значення мікротвердості підраховується за формулою:

$$H=1,8544(P / d^2) , \quad (2.3)$$

де  $P$  – навантаження, мН (гс);  $d$  – середня арифметична величина діагоналі відбитка, мкм.

Середню довжину діагоналі можна за спеціальними таблицями перевести на твердість за Віккерсом. Часто при символі  $H$  ставиться індекс, який показує величину навантаження у мН (гс). Наприклад,  $H300$ , тобто число мікротвердості 300 отримане при випробуванні під навантаженням, яке дорівнює 490 мН (50 гс).

#### **2.4. Визначення модуля пружності покриттів**

Модуль пружності вимірювали на зразках, приготовлених для металографічних досліджень за допомогою приладу „Микрон-гамма 09” користуючись методами безперервного вдавнення індентору. Модуль Юнга визначали за кривими навантаження-розвантаження згідно методик.

## 2.5. Металографічний аналіз зразків

Металографічний аналіз проводився за допомогою світлового мікроскопа Неофот-32 та скануючого електронного мікроскопа JSM-840 фірми JEOL. Світловий мікроскоп Неофот-32 для отримання фотографій був обладнаний цифровою фотокамерою OLYMPUS C-3000ZOOM. Загальна матриця зображення в ній складає 3.340.000 пікселів, максимальна розподільна здатність камери 2048x1536 пікселів. Скануючий електронний мікроскоп JSM-840 фірми JEOL (Японія) був обладнаний платою захоплення зображень MicroCapture з наступною реєстрацією зображення на екрані комп'ютера в цифровому вигляді. Фотографування мікроструктури проводили при збільшеннях  $\times 100$ ,  $\times 200$ ,  $\times 500$ ,  $\times 1500$ .

Перед фотографуванням для виявлення мікроструктури основи та покриття шліфи піддавали хімічному травленню в 3...5% розчині азотної кислоти в етиловому спирті та концентрованій азотній кислоті для виявлення мікроструктури евтектичних покриттів.

## 2.6. Методика хімічного аналізу

Для проведення хімічного аналізу покриття наносились на титанові пластини. Після нанесення КЕП відділялось від підкладки та подрібнювалось в агатовій ступі з формуванням навішення даного матеріалу. Методика хімічного аналізу даних покриттів ґрунтується на різній хімічній стійкості компонентів покриття до дії кислот. Навішення проби розчиняють у розведеній (1:1)  $\text{HNO}_3$  з додаванням декількох крапель  $\text{HCl}$  і 1-2 мл  $\text{H}_2\text{O}_2$  (пергидроме). При цьому  $\text{SiC}$  залишається в осаді, його відфільтровують, промивають водою, поміщають у порцеляновий тигель, озоляють і прокалюють до постійної ваги. У фільтраті після відділення  $\text{SiC}$  з аліквотних частин розчину визначають бор і нікель. Вміст бору визначають об'ємним методом - титруванням борноманнітової кислоти розчином гідроксиду натрію в присутності індикатора фенолфталіїну.

Вміст нікелю визначають об'ємним трілопометричним методом – титруванням розчину нікелю розчином трилона Б при рН 8 з індикатором мурексидом.

## 2.7. Фазовий аналіз зразків

Фазовий склад покриттів після термічної обробки аналізували за допомогою рентгенівської установки ДРОН-1 в Со-К $\alpha$  випромінюванні.

## 2.8. Мікрорентгеноспектральний аналіз

Для вивчення хімічного складу поверхневих шарів використовували мікрорентгеноспектральний метод, що забезпечує високу локальність досліджень (до 1 мкм). Елементний склад аналізувався за допомогою енергодисперсійного спектрометра "Link 860/500" фірми "Link" (Англія). Для побудови концентраційних карт розподілу елементів по обраній ділянці використовувалося розроблене фірмою "Link" програмне забезпечення – програма DIGIMAP, що заснована на дискретному скануванні електронним променем по поверхні зразка з фіксацією інтенсивності характеристичного випромінювання в кожній точці області сканування, що складала 128x128 точок або 165x165 мкм.

## 2.9. Оже-спектроскопія

Оже-спектроскопія проводилася Оже-мікрозондом марки „JEOL” JAMP-10S. Дана установка дозволяє проводити дослідження методами растрової електронної мікроскопії, електро-оже спектроскопії та проводити розпилення йонами аргону.

Розрахунок концентрації елементів здійснювався за допомогою факторів відносної чутливості за формулою:

$$C_i = \frac{I_i / g_i}{\sum_{i=1}^n (I_i / g_i)} \cdot 100\% , \quad (2.3)$$

де  $I_i$  – інтенсивність ліній спектру елементів;

$g_i$  – відносна чутливість.

Для дослідження розподілу елементів по глибині проводилось розпилення поверхні йонами аргону зі швидкістю 3 нм/хв.

Локальність зони досліджень становить близько 1 мкм.

## **2.10. Випробовування на тертя і зношування**

На тертя і зношування впливає велика кількість факторів, які можна розділити на наступні групи:

- 1) фізико-механічні властивості матеріалів і геометрія контактуючих поверхонь, що визначають фрикційну поведінку трибосопряження (границі текучості і міцності, твердість, мікроструктура, хімічний склад, ступінь наклепу, залишкове напруження);
- 2) експлуатаційні фактори, що впливають на фізико-механічні властивості матеріалів і геометрію контакту (швидкість ковзання, величина і характер навантаження, температурний режим, наявність абразиву, змазочних матеріалів чи покриттів на поверхнях, що труться і т.д.);
- 3) конструктивні особливості вузла тертя, що впливають на тертя і зношування через температуру, навантаження і швидкість ковзання (умови теплопровідності, розподілення температурних полів і навантажень, тип тертя - кочення чи ковзання, зазори в спряженнях і ін.).

Випробовування матеріалів, що визначають їх антифрикційні (фрикційні) властивості і зносостійкість, більш доцільно проводити в наступній послідовності:

- перший етап - лабораторні випробовування з метою отримання фізико-механічних характеристик и прогнозування по них фрикційних властивостей. Допускається використання довідникових даних для конкретних матеріалів;
- другий етап - лабораторні дослідження впливу різних факторів (швидкості, навантаження, температури навколишнього середовища і ін.) на фрикційні властивості і зносостійкість пари тертя;

- третій етап - стендові випробовування, для оцінки впливу конструктивних особливостей трибоспряження на антифрикційні (фрикційні) властивості і зношування матеріалів;
- четвертий етап - натурні (промислові) випробовування, які використовують для визначення експлуатаційних характеристик вузла тертя, в тому числі надійності і довговічності їх в реальних умовах.

Перші два етапи, з використанням методу моделювання, дозволять наближено оцінити можливість застосування матеріалів чи покриттів в тих чи інших вузлах тертя на стадії конструювання машини чи механізму. Трибологічні властивості пар тертя переважно оцінюють на лабораторних установках. За кінематичною ознакою всі установки для випробувань матеріалів тертям можна розділити на два великих класи:

I - установки однонаправленого переміщення;

II - знакозмінні відносного переміщення.

Кожен клас установки розділяється на дві групи: машини торцьового тертя та машини тертя з контактом по утворюючій.

З врахуванням коефіцієнта взаємного перекриття поверхонь, що контактують запропоновано більше 32 схем вузлів тертя випробовувальних машин. Американським Комітетом по зношуванню і ерозії затверджено більше 47 стандартів ASTM на випробовування різних матеріалів на тертя і зношування на відповідних установках, а з урахуванням додатків до стандарту ASTM, що публікується Американським товариством трибологів - близько сотні методів.

Для реалізації методів моделювання тертя і впровадження раціонального циклу випробувань триботехнічних матеріалів застосовуються вітчизняні універсальні машини тертя і випробовувані комплекси типу УМТ-2168 і ИИ-5018.

Для вивчення антифрикційних властивостей композитних покриттів використовувалась машина тертя М22-М (рис. 2.1), що дозволяє в процесі проведення експерименту автоматично реєструвати основні характеристики процесів тертя і зношування (лінійний знос пари і коефіцієнт тертя) без

зняття зразка з машини. В якості контртіла використовували ролики діаметром 40 мм, виготовлені із загартованої сталі 45 (HRC 45-48). На відстані 0,5 мм від поверхні тертя в зразок вводилась хромель-копелева термопара, що дозволяє контролювати зміну температури в зоні тертя та судити про стабілізацію процесів тертя та зношування. Випробування зразків з покриттями проводили в умовах тертя без мащення за схемою вал-площина (рис. 2.2), навантаження при терті складали  $P=20; 40; 60; 150$  Н, швидкість ковзання  $V = 0,5$  м/с. Шлях тертя  $L=1$  км.

Вузол тертя машини М22-М (рис. 2.1) складається з корпусу 3, у якому рухливо на підшипниках змонтований вал 11. На кінці вала закріплюють рухливе контртіло 4. На корпусі 3 рухливо на підшипниках змонтована каретка 2, вісь хитання якої збігається з віссю обертання вала 11. Каретка 2 зафіксована від повороту за допомогою упора каретки 12, взаємодіючої з динамометричною пружиною 1.

Деформація динамометричної пружини 1 контролюється датчиком лінійних переміщень 13, закріпленого на стійці 14. На кронштейні каретки 10 у направляючих 6 установлений супорт 7 з можливістю радіального переміщення щодо осі валу 11.

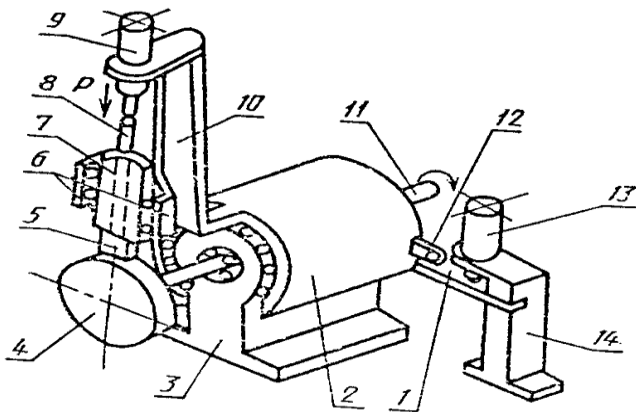


Рис. 2.1. Схематична будова машини тертя М22-М

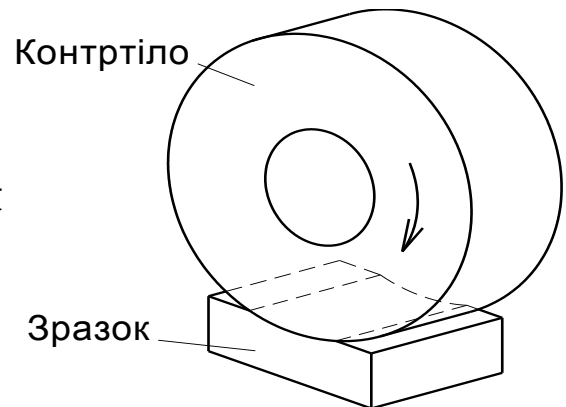


Рис. 2.2. Схема тертя вал-площина

На супорті 7 закріплений нерухомий зразок 5, що знаходяться у взаємодії з рухливим контртілом 4. В отворі супорта 7 вільно розташований у радіальному напрямку стрижень 8, один кінець якого вільно упирається в тильну сторону зразка 5, а другий у датчик лінійних переміщень 9,

закріплений на виступі кронштейна 10. Стрижень 8 виготовлений з матеріалу з малим коефіцієнтом термічного розширення.

Розмір зразків на яких проводились випробування 10×10×5 мм. Перед випробуванням зразок і контртіло промивали бензином, ацетоном і спиртом і висушували на повітрі. Визначали масу зразка і контртіла з похибкою не більше 0,0005 г. за допомогою терезів лабораторних (найбільша межа зважування 200 г, похибка зважування не більш 0,0005 г). В процесі випробування записувались коефіцієнт тертя та лінійний знос пари тертя в період сталого зносу. Закінчення припрацювання визначали за стабілізацією температури та коефіцієнту тертя. Запис коефіцієнту тертя і лінійного зносу пари тертя при випробуванні проводили через кожні 5 хвилин. Інтенсивність зношування зразків з покриттями оцінювали за втратою маси зразка і величиною лінійного зносу пари тертя.

Після кожного випробування, контртіло і зразок знімали з машини, промивали бензином, ацетоном і спиртом і висушували на повітрі. Визначали масу зразка і контртіла з похибкою не більше 0,0005 г. за допомогою терезів лабораторних.

Інтенсивність зношування зразка і контртіла  $I$  (мг/км) визначали за формулою:

$$I = (m_1 - m_2) / L, \quad (2.4)$$

де:  $m_1$  - маса зразка (контртіла) до випробування, мг,

$m_2$  - маса зразка (контртіла) після випробування, мг,

$L$  - шлях тертя, км.

### **2.11. Профілограф-профілометр**

Профілограф-профілометр (модель 201) є приладом щупового типу, що працює на індуктивному принципі. Прилад призначений для точних вимірювань шорсткості і хвилястості поверхні деталей в лабораторних умовах. При цьому визначення шорсткості поверхні може проводитися:

1) по параметру  $Ra$  для класів чистоти від 5 до 12-го; в цьому випадку відлік величини  $Ra$  береться по відліковій шкалі приладу;



2) по запису, в збільшеному масштабі, профілю мікронерівностей (профілограма поверхні для класів чистоти від 5 до 14-го), в цьому випадку проводиться визначення параметрів  $Rz$  або  $Ra$  шляхом обробки профілограми.

Прилад дозволяє проводити вимірювання з різними величинами базової довжини, що значно розширює його експлуатаційні можливості.

## 2.12. Математичне моделювання формування зносостійких градієнтних електролітичних покриттів

Через недостатню кількість відомостей щодо механізму формування зносостійких градієнтних електролітичних покриттів, при побудові математичної моделі обмежуємося схематичним представленням об'єкту дослідження у вигляді “чорного ящика” [93...95], на який впливають такі групи факторів [96, 97]:

$X=(X_1, X_2, X_3...X_k)$  – фактори, що контролюються та можуть цілеспрямовано змінюватися в ході дослідження;

$U=(U_1, U_2, U_3...U_m)$  – фактори, що контролюються, але не можуть цілеспрямовано змінюватися в ході експериментальних досліджень;

$Z=(Z_1, Z_2, Z_3...Z_n)$  – фактори, що не контролюються і не управляються;

$Y=(Y_1, Y_2, Y_3...Y_p)$  – вихідні змінні (критерії оптимізації).

Задача дослідження полягала у визначенні значень  $X_i = var$ , при яких критерій оптимізації об'єкту  $Y$  досягав би оптимальної величини при фіксованих параметрах  $U_j = const$  і  $Z_r = const$ , тобто в оптимізації функції  $Y=f_{opt}(X_i=var; U_j=const; Z_r=const)$  при  $X_{iH} \leq X_i \leq X_{iB}$  [98, 99].

Статистичною математичною моделлю об'єкту є функція відгуку  $Y=f(X_1, X_2, X_3, \dots, X_k)$ , представлення якої обмежували поліномом [100]:

$$Y^* = b_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i + \sum_{i=1}^k b_{ii} x_i^2 + \sum_{i<j}^k b_{ij} x_i x_j + \sum_{i<j<l}^k b_{ijl} x_i x_j x_l, \quad (2.5)$$

де  $Y^*$  – розрахункове значення параметру оптимізації;

$b_0, b_i, b_{ii}, b_{ij}, b_{jj}$  – вибіркові коефіцієнти, отримані методами регресійного аналізу результатів експерименту.

Математичне моделювання проводилося за такими етапами [101, 102]: формалізація задачі, побудова плану експерименту, проведення експерименту та попередній статистичний аналіз його результатів, побудова математичних моделей за результатами експерименту, аналіз якості моделей, проведення розрахункового експерименту з використанням побудованих моделей, формування висновків та рекомендацій.

На початковому етапі було обрано залежні (критерії оптимізації) та незалежні (фактори) змінні, визначено склад контрольованих некерованих і керованих змінних, рівнів варіювання для керованих і рівнів фіксації для некерованих змінних [103]. Кількість незалежних змінних дорівнювала 5, отже, згідно з рекомендаціями [104], необхідна кількість дослідів становила 16.

План експерименту було згенеровано на основі ЛП<sub>т</sub> – чисел [105, 106], тому що такі плани мають ряд переваг [102]: при “випаданні” одного з експериментів властивості плану погіршуються в межах, що дозволяють його використовувати; ці плани одночасно є планами пошуку оптимальних умов та дозволяють глибше аналізувати досліджувану область; ЛП<sub>т</sub> - плани можна використовуватися послідовно — витрати можуть збільшуватися поступово, поєднуючи попередні результати з наступними. План експерименту будували за допомогою ППП ПРИАМ (пакет прикладних програм “Планування, регресія й аналіз моделей) [107, 108]. Отриманий план являв собою матрицю, кожний рядок якої містив кодовані значення (десятковий дріб в інтервалі від 0 до 1) незалежних змінних для кожного рівня.

Переведення одержаної матриці з кодованих змінних до натуральних здійснювалося за формулою:

$$X_{ij} = X_{\min j} + Q_{ij} \times (X_{\max j} - X_{\min j}), \quad (2.6)$$

де  $X_{ij}$  – натуральне значення  $j$ -го фактору в  $i$ -му досліді;

$Q_{ij}$  – кодоване значення  $j$ -го фактору для  $i$ -го досліді;

$X_{\max j}$  ( $X_{\min j}$ ) – максимальне (мінімальне) значення  $j$ -го фактору.

У відповідності до згенерованої робочої матриці безпосередньо проводився експеримент та попередній аналіз його результатів: результати повторних дослідів, проведених у номінально однакових умовах, перевіряли на статистичну відтворюваність за  $G$  - критерієм Кохрена :

$$G = \frac{S_{\max}^2}{\sum_{i=1}^N S_i^2}, \quad (2.7)$$

де  $S_{\max}^2$  – максимальна з дисперсій;

$S_i^2$  – дисперсії, що розраховані в кожному експерименті за повторним

(дублюючим) дослідом за формулою:  $S_i^2 = \frac{\sum_{j=1}^n (Y_{ij} - \bar{Y}_i)^2}{n-1}$ , ( $n$  – кількість

паралельних (дублюючих) дослідів;  $Y_{ij}$  – значення відгуку в  $i$ -му експерименті

при  $j$ -му повторенні;  $\bar{Y}_i$  – середнє значення відгуку за повторними дослідями в  $i$ -му експерименті).

Отримані результати порівнювали з табличними, і якщо  $G_{\text{роз}} < G_{\text{таб}_{\alpha, n-1, N}}$ , то гіпотеза про однорідність приймалася і дисперсія відтворюваності

розраховувалася за формулою:  $S_{\text{відтвор.}}^2 = \frac{\sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^n (Y_{ij} - \bar{Y}_i)^2}{(n-1)N}$ .

Перед початком побудови моделі за допомогою  $F$ -критерію Фішера перевіряли належність до однієї генеральної сукупності дисперсії відносно

загального середнього та дисперсії відтворюваності:

$$F_{роз} = \frac{S_{відтвор.}^2}{S^2} < F_{табл.}^{\alpha, N(n-1), N-1}, \quad S^2 = \frac{\sum_{i=1}^N (\bar{Y}_i - \bar{Y})^2}{N-1}, \quad \text{де } \bar{Y} - \text{загальне середнє}$$

(середнє всіх середніх за стовпцем).

Далі, за результатами експериментальних даних будували лінійну за параметрами регресійну модель (5.1): з початкової безлічі регресорів, що включають всі головні ефекти і всі взаємодії заданих типів, обирали деяку кількість, яка повинна включати пошукову структуру моделі, та за допомогою процедури покрокового регресійного аналізу визначали кінцеву структуру моделі. Розрахунок коефіцієнтів математичної моделі проводили за формулами:

$$b_0 = \frac{\sum_{u=1}^N \bar{Y}_u}{n}; \quad b_i = \frac{\sum_{u=1}^N Y_u \bar{X}_{iu}}{n}; \quad b_{ij} = \frac{\sum_{u=1}^N X_{iu} X_{ju} \bar{Y}_u}{n}. \quad (2.8...2.10)$$

Перевірку значущості коефіцієнтів регресії виконували за критерієм Ст'юдента: знаходили дисперсію похибки визначення коефіцієнту  $b_i$   $S_{b_i}^2 = \frac{1}{N \cdot n} S_{відтвор.}^2$  (де  $N$  – кількість дослідів;  $n$  – кількість паралельних (дублюючих) дослідів;  $S_{відтвор.}^2$  – дисперсія відтворюваності; далі визначали відношення абсолютного значення коефіцієнту регресії  $b_i$  до середнього квадратичного відхилення похибки його визначення:  $t_{роз} = \frac{|b_i|}{S_{b_i}}$ ) та табличне значення критерію  $t_{табл.}$  при заданому числі ступенів свободи  $f = N \cdot (n-1)$  та обраному рівні значущості  $\alpha = 0,05$ . Якщо  $t_{роз} \geq t_{табл.}$ , то коефіцієнт  $b_i$  вважали значущим, при  $t_{роз} < t_{табл.}$  коефіцієнт не включали до рівняння регресії.

Для прийняття рішення щодо можливості використання моделі для практичних цілей перевіряли її адекватність, інформативність та стійкість.

Адекватність перевіряли з використанням критерію Фішера [100, 109]:

розраховували дисперсію адекватності  $S_{\hat{a}\hat{a}}^2 = \frac{n}{N-l} \sum_{i=1}^N (\bar{Y}_i - \hat{Y}_i)^2$  (де  $\hat{Y}_i$  – значення

функції відгуку, що розраховане для  $i$ -го досліду за моделлю;  $l$  – кількість значущих коефіцієнтів у рівнянні регресії), обчислювали значення  $F$ -

критерію Фішера  $F_{роз} = \frac{S_{\hat{a}\hat{a}}^2}{S^2}$  та порівнювали його з табличним  $F_{табл}$  (при

визначених ступенях свободи чисельника  $f_1 = N-l$ , знаменника  $f_2 = N(n-1)$  й

рівні значимості  $\alpha = 0,05$ ). Якщо  $F_{роз} \leq F_{табл}$ , то з обраною довірчою

ймовірністю вважали, що модель адекватно описує процес, що

досліджувався.

Інформативність моделі оцінювали за величиною множинного

коефіцієнта кореляції  $R$  (коефіцієнту кореляції між експериментальними

значеннями відгуків й значеннями відгуків, що розраховані за моделлю),

величина якого для активного експерименту повинна бути не менше

0,96...0,97) [104]. Величину  $R^2$  обчислювали за формулою:  $R^2 = \frac{\sum_{i=1}^N (\hat{Y}_i - \bar{Y})^2}{\sum_{i=1}^N (\bar{Y}_i - \bar{Y})^2}$ .

Достатньою умовою є перевірка значимості коефіцієнту множинної

кореляції за критерієм Фішера:  $F_R = \frac{S_R^2}{S_{\text{зал}}^2} > F_{\alpha, V_R, V_{\text{зал}}}$ , де  $V_R, V_{\text{зал}}$  – ступіні свободи

для дисперсії, що пояснюється моделлю, та залишкової дисперсії відповідно.

За умови виконання даної нерівності, модель із заданим рівнем значимості є

інформативною. Для кількісної оцінки рівня інформативності моделі також

використовували критерій Бокса-Веца. Хороша модель повинна мати

параметр  $\gamma$  (значення  $\gamma$  визначається з наступного рівняння  $F_0 \cong (1+\gamma)F_{\alpha, V_0, V_{\text{зал}}}$ ,

де  $V_0 = \frac{V_R(1+\gamma)^2}{1+2\gamma^2}$ ) не нижче, ніж 2...3 [110].

Для перевірки стійкості розглядали таблицю мультиколінеарності

[110]. Структура рівняння регресії вважалася стійкою, якщо максимальний

коефіцієнт парної кореляції між регресорами не перевищував за абсолютною величиною 0,3...0,4, а коефіцієнт парної кореляції з відгуком за абсолютною величиною був істотно більшим, ніж максимальний коефіцієнт кореляції з іншим регресором.

Багатокритеріальна оптимізація отриманих за результатами експерименту моделей виконувалася з використанням компромісу за Парето, який полягає в пошуку таких умов функціонування системи, за якими узагальнений критерій  $Y$  її оптимальності досягає екстремального значення:  $Y[x_1, x_2, \dots, x_k] = Y[y_1 = \min, y_2 = \max, \dots, y_k = \min] = opt$  [111].

Визначення рангів та вагових коефіцієнтів критеріїв оптимізації проводилося за допомогою методу експертних оцінок [104, 112]. Висновки експертів перевірялися на предмет їх узгодженості за допомогою коефіцієнта конкордації Кендала [104, 112]:

$$W = \frac{12}{m^2(n^3 - n)} \sum_{j=1}^n \left( \sum_{i=1}^m \left( R_{ij} - \frac{n+1}{2} \right) \right)^2, \quad (2.11)$$

де  $n$  – кількість параметрів (об'єктів), що оцінюють експерти;

$m$  – кількість експертів;

$R_{ij}$  – ранг  $j$ -го об'єкта (параметра), призначений йому  $i$ -м екпертом.

Статистичну значущість вибіркового значення коефіцієнту конкордації перевіряли за величиною  $\chi^2_{\alpha, n-1}$  ( $\alpha$ -процентної точки  $\chi^2$ -розподілу зі ступенями вільності  $(n - 1)$ ), яку брали з таблиці [113]. Наближене значення  $\chi^2_{\alpha, n-1}$ -роподіленої величини дорівнює  $m(n - 1)W$ . При виконанні умови  $m(n - 1)W > \chi^2_{\alpha, n-1}$  гіпотеза про відсутність рангового множинного зв'язку між оцінками параметрів експертами відкидалася.

При оптимізації використовували метод випадкового пошуку на основі ЛП<sub>т</sub> - рівномірно розподілених випадкових точок [105, 114], тому що:

даний метод дозволяє знайти глобальний екстремум, а не локальний, як усі інші;

із зростанням числа ітерацій метод сходиться, що не гарантовано в інших;

ефективність методу не залежить від форми поверхні відгуку;

ефективність випадкового пошуку істотно залежить від “рівномірності” розподілу випадкових точок у багатовимірному одиничному кубі (у фактичному просторі), а найкращими для зондування цього простору серед відомих зараз рівномірно розподілених послідовностей є ЛП<sub>r</sub>-послідовності [104, 105].

Оптимальну точку у факторному просторі знаходили за методикою [104]. Узагальнений критерій оптимізації  $y_{узг}$  розраховували за формулою:

$$y_{узг,r} = \sqrt{\sum_{j=1}^m [1 - D_{jr}]^2 \cdot W_j^2}, \quad (2.12)$$

де  $y_{узг}$  – значення узагальненої цільової функції для  $r$ -го дослідження експерименту, яка у випадку пошуку оптимальних умов прагне до 0 ( $y_{узг} \rightarrow 0$ ) і є оцінкою близькості цієї точки до гіпотетичного оптимального значення, що дорівнює 1;

$W_j$  – вага  $j$ -го критерію оптимізації;

$m$  – кількість критеріїв оптимізації;

$D_{jr}$  – зведене до інтервалу 0...1 значення  $j$ -го критерію оптимізації у  $r$ -му досліді експерименту; коли метою  $j$ -го критерію оптимізації є

МІНІМУМ обчислюють за формулою  $D_{jr} = 1 + \frac{y_{j\max} - y_{jr}}{y_{j\max} - y_{j\min}}$ , де  $y_{j\max}$  і  $y_{j\min}$

– відповідно максимальне та мінімальне значення  $j$ -го критерію оптимізації серед  $N$  дослідів (пробних точок).

Точка факторного простору, якій відповідало найменше значення узагальненого критерію оптимізації (якому відповідає максимальне значення  $y_{ефект}$  ( $y_{ефект} = 1 - y_{узг}$ )), була оптимальною, а відповідний рядок з матриці

натуральних значень – рядком з оптимальними значеннями параметрів. Для визначення найкращої точки використовували функцію ППП ПРІАМ “Багатопараметрична оптимізація” [115]. Навколо найкращої отриманої точки проводили перевірочний експеримент (3...4 досліди) [104].

Застосована методика математичного моделювання дозволила позбавитися основних недоліків класичної теорії планування експерименту та регресійного аналізу – планування та обробки моделей заздалегідь заданої структури та обов’язкового використання стандартної області планування.

### **2.13. Висновки до розділу 2**

1. Застосовані методики дослідження є загальновизнаними, апробованими і надійними, які дозволяють в межах систематичної похибки зробити достовірні висновки.

2. Достовірність отриманих результатів підтверджується багаторазовими випробуваннями і кореляцією з результатами досліджень інших науковців.



### РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ТА ТРИБОЛОГІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛІ 12X18H10T ЗІ ЗМІЦНЮЮЧИМИ ПОКРИТТЯМИ

#### 3.1. Триботехнічні властивості хромоалітованої сталі 12X18H10T в умовах тертя ковзання

В роботі [116] показано, що захисні покриття підвищують зносостійкість сталі 12X18H10T в умовах тертя ковзання без змащування захисні покриття в 1,5 – 2,6 разів. В результаті хіміко-термічної обробки відбувається зміна хімічного складу та структури поверхневого шару, що суттєво впливає на експлуатаційні характеристики зміцненої сталі. Поверхневий шар набуває нових властивостей, іноді втрачаючи деякі властивості базової сталі.

Дослідження поверхневого насичення сталей і сплавів показали, що більш ефективним є одночасне легування поверхневого шару кількома елементами як з технологічної точки зору, так і щодо підвищення їх властивостей.

Насичення сталі 12X18H10T проводили наступним чином. Хромоалітували при температурі 1050 °C протягом 3 год в порошкових сумішах контактним методом в контейнері з плавким затвором за умов зниженого тиску. В якості вихідних реагентів використовували суміш порошків наступного складу: 46%Cr+10%Al+4%NH<sub>4</sub>Cl+40%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

На рис. 3.1 наведена мікроструктура дифузійного шару на сталі 12X18H10T після хромоалітування при насиченні з одного джерела-суміші. Як видно з мікроструктури дифузійний шар має гетерофазну і пошарову будову з різкою границею поділу між покриттям і основою. Дифузійний шар добре травиться в стандартному 3%-ному розчині азотної кислоти. Аналогічні мікроструктури формуються при дифузійному насиченні іншими елементами та їх комплексами.

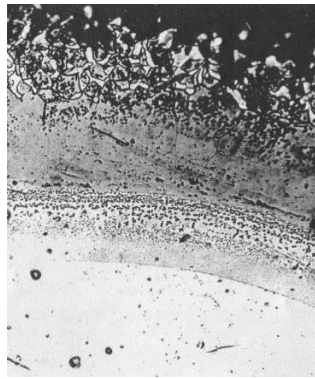


Рис.3.1. Мікроструктура хромоалітованого шару на сталі 12X18H10T, × 300

Встановлено, що після хромоалітування вихідної сталі 12X18H10T на поверхні зразків утворюються багатокомпонентні покриття за участю оксиду алюмінію  $Al_2O_3$ , інтерметалідних впорядкованих сполук зі структурою CsCl –  $Al(Fe, Cr)$ ,  $Al(Fe, Ni)$  та твердого розчину  $Fe_a(Al, Cr, Ni)$  (табл. 3.1). На зовнішній стороні дифузійної зони розташовані шари фаз  $Al(Fe, Cr)$  та  $Al(Fe, Ni)$ , на внутрішній зоні твердого розчину  $Fe_a(Al, Cr, Ni)$  (табл. 3.1).

Таблиця 3.1.

**Фазовий склад та властивості покриттів на сталі 12X18H10T**

Вид обробки, $t, ^\circ C; t$ , год	Фазовий склад поверхні	Хімічний склад, % мас				Параметри кристалічної ґратки, нм	Товщина покриття, мкм	Мікротвердість, ГПа
		Al	Cr	Ni	Fe			
Хромоалітування 1050 $^\circ C$ ; 3 год	$Al(Fe, Cr)$	18,3	29,8	2,6	42,1	$a = 0,2901$	25,0	5,8-6,2
	$Al(Fe, Ni)$	21,8	17,8	10,1	47,2	$a = 0,2897$	27,0	5,6-5,2
	$Fe_a(Al, Cr, Ni)$	8,3	21,8	6,9	60,8	$a = 0,2931$	110,5	4,6-2,0

Можливість існування інтерметалідів за участю насичуючих елементів та елементів основи типу  $Al(Fe, Cr)$ ,  $Al(Fe, Ni)$  з близькими періодами кристалічної

гратки, з упорядкованою структурою типу CsCl показано в роботі [117]. Правильність інтерпретації результатів рентгеноструктурного аналізу щодо фазового складу покриттів підтверджена характером розподілу елементів за товщиною покриття, результатами металографічних і дюрOMETричних досліджень.

За даними дюрOMETричного аналізу мікротвердість сполук Al(Fe, Cr) та Al(Fe, Ni) знаходиться на рівні 5,0–6,8ГПа. Випробовування на зносостійкість в умовах тертя ковзання без змащування сталі 12X18H10T з покриттям та без покриття виконували при навантаженні  $P = 0,5–1,5$  МПа та швидкості ковзання  $V=0,5$  м/с. В якості матеріалу контртіла використовували сталь 45, загартовану та відпущену на твердість HRC 45. Величину зносу оцінювали за відношенням зміни розмірів зразка до шляху ковзання.

На поверхні тертя вихідної сталі 12X18H10T та сталі після хромоалітування спостерігаються окремі лінії абразивного мікрорізання по напрямку тертя. Можна вважати, що в якості абразиву виступають окремі тверді частки покриття або контртіла. Відомо [118, 119], що знос при терті ковзання складається з кількох процесів. Для металів та сполук за їх участю до цих процесів можна віднести: пластичну деформацію та руйнування, адгезію та перенос матеріалу; різання абразивом тощо.

Поверхня контртіла зі сталі 45 після випробування на знос сталі 12X18H10T з покриттям виявилася світла, гладка, риски рівномірні за глибиною. Слідів адгезійного захоплення, налипання на поверхні контртіла не виявлено, що свідчить про високі захисні властивості покриттів на сталі 12X18H10T [120, 121].

Аналіз отриманих результатів показав, підвищення зносостійкості сталі 12X18H10T з комплексним покриттям, яке формується після хромоалітування (рис. 3.2). Зносостійкість сталі 12X18H10T з таким покриттям зростає в 1,5–2,6 разів у порівнянні із вихідною.

Висока зносостійкість отриманих покриттів на сталі 12X18H10T зумовлена значною мікротвердістю, жаростійкістю та високою адгезією з основою.

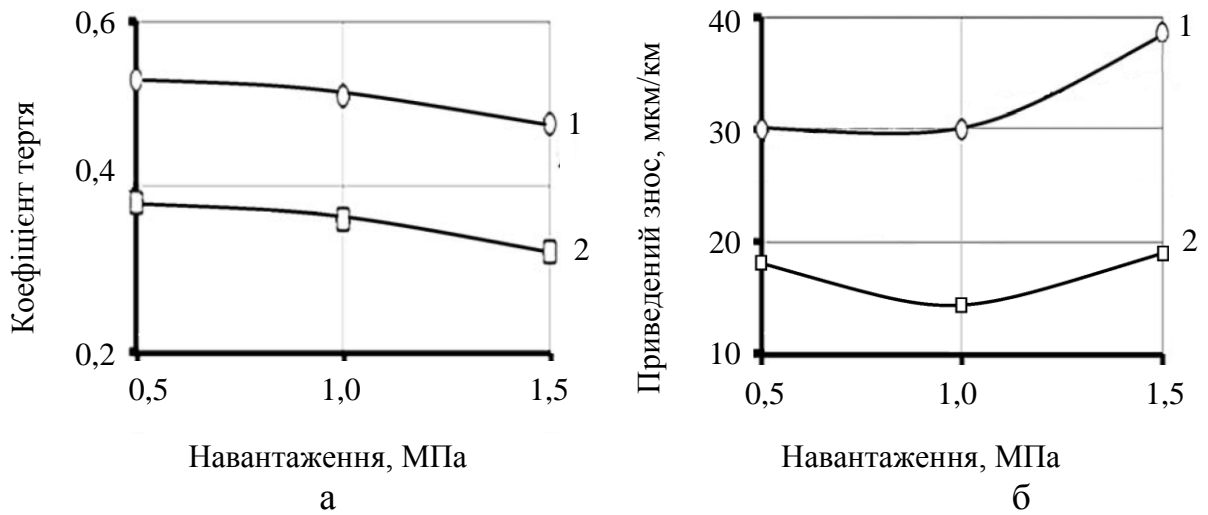


Рис. 3.2. Залежність коефіцієнта тертя (а) та приведенного зносу (б) від навантаження сталі 12Х18Н10Т (1), сталі 12Х18Н10Т після хромоалітування (2) швидкість ковзання 0,5 м/с;

Аналіз мікроструктури та хімічного складу поверхні зношування та матеріалу покриття поблизу неї дозволив виділити зони, які розрізняються особливостями будови (рис. 3.3, табл. 3.2). Це зона I – матеріал основи, світла, зі слідами різання, направленими вздовж руху контртіла, та незначною кількістю включень темного кольору неправильної форми, та зона II – деформоване та частково зруйноване покриття, гетерогенна поверхня складається із часток різного кольору та розміру.

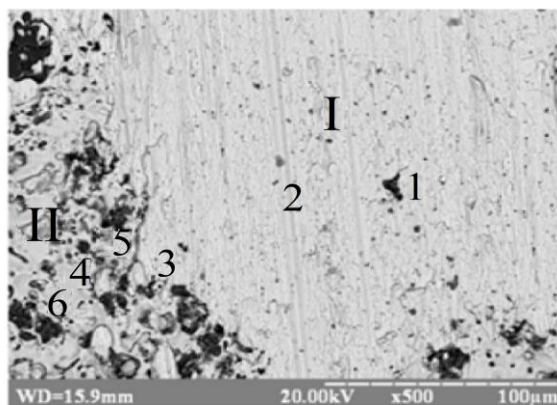


Рис. 3.3. Мікроструктура поверхні тертя хромоалітованої сталі 12Х18Н10Т. Навантаження 0,5 МПа; швидкість ковзання 0,5 м/с

Мікрорентгеноспектральним аналізом показано, що сполуки №1 в зоні I та №5 в зоні II скоріше за все відповідають оксиду алюмінію  $Al_2O_3$ . Джерелом оксиду може бути шар  $Al_2O_3$ , отриманий при хромоалітуванні, або

окислений в процесі тертя алюміній. Окремі сполуки зруйнованого покриття відповідають його складовим – Al(Fe,Ni) та Al(Fe,Cr), отриманим після ХТО.

Таблиця 3.2.

**Розподіл хімічних елементів на поверхні тертя  
хромоалітованої сталі 12X18H10T**

Зона	№ спектру	Вміст елементів, %, мас.					
		Al	Cr	Fe	Ni	Ti	O
<i>I</i>	1(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	44,3	4,1	5,4	0,2	-	46,0
	2(основа)	0,3	18,1	73,8	7,6	0,2	-
	3(тв. розчин)	4,5	18,5	69,6	6,3	1,1	-
<i>II</i>	4Al(Fe,Cr)	14,9	53,4	27,4	4,2	0,1	-
	5(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	44,8	3,5	3,8	0,1	-	47,8
	6Al(Fe,Ni)	26,4	10	27,6	35,9	0,1	-

Можна вважати, що процес зношування композиції «сталь 12X18H10T – покриття» контролюється структурою та властивостями покриття, матеріал якого присутній не тільки на поверхні, але й у вигляді окремих включень в основі, структурою та властивостями матеріалу основи (сталь 12X18H10T), а також адгезією покриття і основи.

**3.2. Триботехнічні характеристики сталі 12X18H10T поверхнево модифікованої електроіскровим покриттям з евтектичного сплаву**

Увагу розробників нових матеріалів все більше привертають можливості використання метастабільних станів, що виникають в умовах ведення нерівноважної кристалізації металевих сплавів. Такі умови виникають, наприклад, при нанесенні покриттів фізичними методами, які використовують концентровані джерела енергії з великою густиною потужності – лазери, плазмові потоки, детонаційно-газові методи,

електроіскрове легування, напилення вибухом тощо. [122, 123]. Високоенергетичний вплив на матеріал за малі проміжки часу приводить до виникнення в покритті нерівноважних фаз і структур, які в звичайних чи інших більш рівноважних умовах, не утворюються. Ці стани надають покриттям властивості, що визначаються поєднанням нерівноважних структур і фаз і, крім того, з'являється можливість керувати їхніми властивостями шляхом переведення покриття як термодинамічну систему до більш рівноважного стану.

Тут необхідно відмітити важливий момент. Змістити покриття, що знаходиться в нерівноважному стані, в сторону термодинамічної рівноваги можна двома шляхами. Перший – це цілеспрямований зовнішній енергетичний вплив (наприклад, дифузний відпал, зовнішня деформація, лазерний переплав, ультразвукова обробка тощо). Другий – це мимовільний зовнішній енергетичний вплив, який виникає безпосередньо у процесі роботи покриття (наприклад, в умовах тертя, корозійної дії, циклічної взаємодії з іншим тілом). У другому випадку можна говорити про самоорганізацію системи і оптимальну її пристосованість до умов зовнішнього руйнівного впливу. Рушійною силою такого процесу є зниження внутрішньої енергії системи за умов підведення енергії ззовні за рахунок дисипації будь-яким способом.

Реалізація другого варіанту видається більш ефективною, оскільки створити умови для самоорганізації нерівноважної системи простіше, ніж заздалегідь спрогнозувати і забезпечити оптимальну структуру і склад покриття для заданих умов роботи.

Евтектичні сплави на основі заліза з тугоплавкими боридами квазіпотрійної системи  $12X18N9-CrB_2-TiB_2$  [124] відповідають правилу Шарпі, оскільки в литому стані вони містять тверді кристали боридів (~ 20 об.%) і м'яку, пластичну металеву матрицю (~ 80 об. %), що відповідає складу неіржавної сталі 12X18N9 (рис. 3.4, а). Було показано, що евтектичні сплави зазначеної системи в литому вигляді мають високу зносостійкість, з

мінімальним сумарним зносом пари тертя в контактi з різними сталями в умовах сухого тертя ковзання на повітрі і високу корозійну стійкість [124]. Зсув за складом сплавів цієї системи в за- або доевтектичну область призводить до збільшення сумарного зносу пари тертя, що відповідає закону Курнакова.

Нанесення покриттів з евтектичних сплавів зазначеної системи газотермічним або методом конденсації, стимульованим іонним бомбардуванням, розширює за складом область мінімального сумарного зносу пари тертя і знижує його величину в порівнянні з литим станом. Пояснюється це формуванням більш дисперсної структури покриття і термодинамічно більш нерівноважним в порівнянні з литим станом.

Досліджувалася можливість поширення на електроіскрові покриття висновків про ефективність управління триботехнічними властивостями евтектичних покриттів, що створені за рахунок диспергації їх структури і використання різного ступеня нерівноважності.

Метод електроіскрового легування, так само, як і зазначені вище методи, дозволяє досягти високої концентрації енергії електричного розряду в малих розплавлених об'ємах матеріалу електрода за короткі проміжки часу. Оскільки підкладка при цьому залишається практично холодною (її інтегральна температура знаходиться поблизу кімнатної), то під час кристалізації розплавлу матеріалу катода можна досягти великих швидкостей охолодження, що приведе до появи нерівноважних станів у покритті. Ці особливості створюють умови, що є аналогічними до умов, які створюються під час використання зазначених вище методів нанесення покриттів. Це дає підстави очікувати існування аналогічних закономірностей зношування і зносостійкості.

Для вирішення поставленого завдання були отримані електроіскрові покриття з розробленого евтектичного сплаву [125] (табл. 3.3) на підкладці зі сталі 12X18H10T.

### Хімічний склад евтектичного сплаву в масових частках

C	B	Cr	Ni	V	Ti	Al	Cu	Mn	Fe
2,8	1,0	1,0	6,0	8,0	4,2	4,1	19,0	5,0	48,9

Оскільки сплав містить активні метали (Ti, Cr), які здатні інтенсивно окислюватися на повітрі за підвищених температур, процес електроіскрового легування проводився в атмосфері захисного газу – аргону. Для порівняння ефективності впливу на триботехнічні характеристики різних термодинамічних нерівноважних станів випробувалися як покриття у початковому стані, так і покриття, що були відпалені за двома різними режимами. Відпал проводився у вакуумній печі СШВЛ за тиску залишкової атмосфери 5 мм. рт. ст. і температурі 900 °С ( $0,75T_{пл}$ ) протягом 15 і 45 хв. Охолоджувалися зразки з піччю.

Випробування на тертя і зношування проводилися на установці М22-П за наступних умов: схема сполучення: вал – частковий вкладиш; матеріал контртіла – сталь 45 (HRC 45); тертя– без мащення; швидкість ковзання - 0,5 м/с; питомі навантаження - 0,1; 0,15; 0,2; 0,25; 0,3 МПа; площа зразка – 1 см<sup>2</sup>; шлях тертя - 1000 м.

Мікроструктура вихідного напиленого електроіскрового евтектичного покриття (рис. 3.4, б) є сумішшю ультрадисперсних кристалів бориду титану і хрому, які рівномірно розподілені в металевій матриці, що має склад нержавіючої сталі 12Х18Н9. Білі області в покритті – це частини покриття, які не протравлюються в реактиві і ділянки тонкого конгломерату фаз, що не розпалися; а темніші – ділянки покриття, які частково протравлені і перебувають у більш рівноважному стані. Така структура покриттів принципово відрізняється структури від литого стану (рис. 3.4, а), оскільки внаслідок великої швидкості охолодження, що реалізовується під час електроіскровго напилення, відбувається зміна механізму евтектичною кристалізації з формуванням структури тонкого конгломерату фаз [126]. Формування такої структури зумовлює зміну механізму зміцнення в порівнянні з литим станом. За невеликих швидкостей охолодження (під час



рівноважної кристалізації розплаву) формується розгалужений каркас із боридів, що несе основне навантаження під час тертя, а сталева матриця передає і перерозподіляє напруження між його окремими гілками. Така структура досить жорстка, термодинамічно стійка, здатна витримувати високі навантаження і робочі температури, але володіє високою крихкістю, яка визначається крихкістю фаз втілення. За умов досягнення критичної швидкості охолодження [127] в електроіскровому евтектичному покритті формується структура тонкого конгломерату фаз, у якій основне навантаження несе металева матриця, а дисперсні кристали боридів зміцнюють її, блокуючи рух дислокацій. На рис. 3.4, *а* стрілками вказана товщина кристалів боридів, а на рис. 3.4, *б* в нижній частині знімка видно підкладку зі сталі 12Х18Н10Т. Така будова теоретично передбачає вищу пластичність у порівнянні зі структурою литого стану. Однак насправді у необробленому електроіскровому покритті пластичність знижена внаслідок перенасичення твердого розчину на основі заліза боридними фазами.

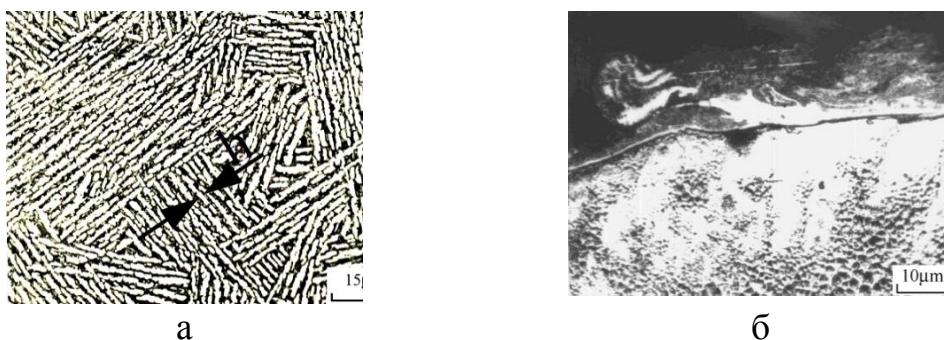


Рис. 3.4. Структура досліджуваного евтектичного сплаву в литому стані (а) і напиленого у вигляді електроіскрового покриття (б)

Високотемпературний відпал вихідного покриття призводить до часткового розпаду пересиченої металевої матриці, зниження мікротвердості і коагуляції спочатку високодисперсних кристалів боридів. Зі збільшенням часу відпалу ступінь розпаду твердого розчину на основі заліза і ступінь коагуляції кристалів боридів зростають, що приводить до зміни мікромеханічних властивостей структурних складових покриття. Це, в свою

чергу, відбивається на триботехнічних характеристиках покриття в цілому (рис. 3.5).

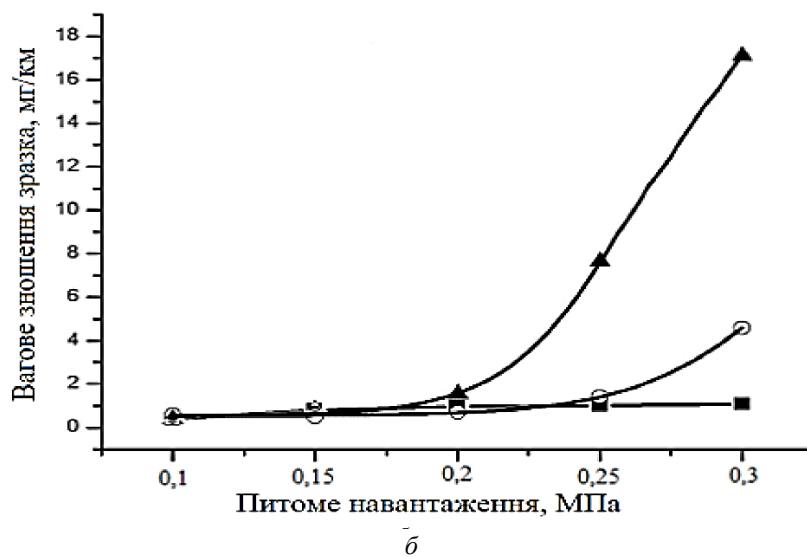
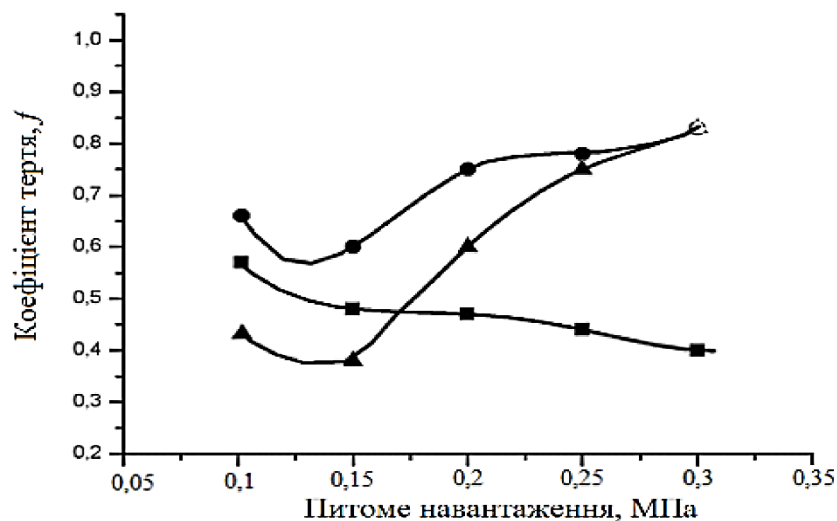
Якщо коефіцієнт тертя вихідного покриття навіть дещо знижується зі збільшенням навантаження, то у відпалених покриттях залежність складніша (рис. 3.5, *a*). Більш тривалий відпал (45 хв) до питомих навантажень 0,15 МПа обумовлює мінімальні значення  $f$ , нижчі ніж в початковому стані, а при великих значеннях  $P$  він різко зростає. Причому характер залежності зберігається для обох режимів відпалу, що практично виключає помилку експерименту. Така залежність визначається описаними вище процесами зниження твердості, міцності і підвищення пластичності, металевої матриці покриття, яка несе основне навантаження. Ці ж процеси можуть призвести до збільшення вагового зносу покриття при великих питомих навантаженнях (рис. 3.5, *b*), що спостерігається для обох режимів відпалу. Катастрофічне збільшення зносу відпаленого протягом 15 хв покриття при  $P > 0,15$  МПа, швидше за все викликано повним зношуванням покриття до підкладки і його безпосередньою участю в процесі тертя.

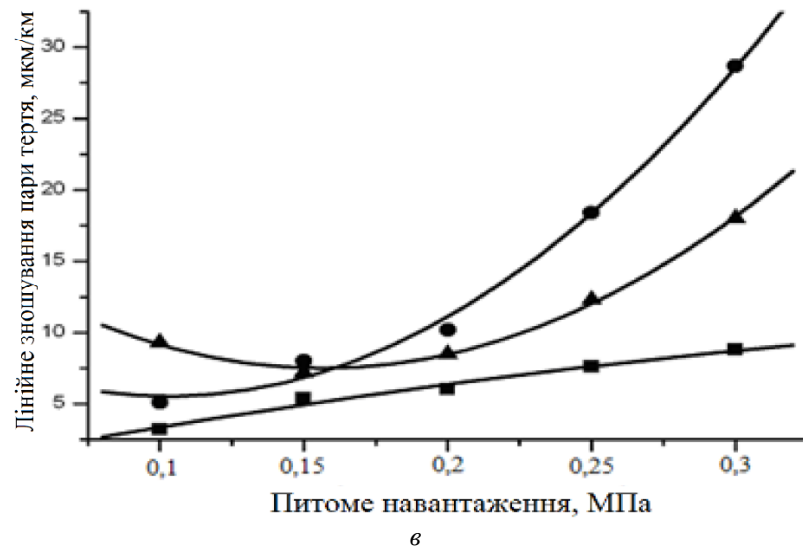
Наведене пояснення підтверджується дослідженням поверхні тертя вихідних і відпалених покриттів (рис. 3.6). Якщо на поверхні тертя вихідного покриття видно сліди крихкого руйнування і викришування окремих областей, то після відпалу протягом 15 хв з'являються сліди пластичної деформації, ступінь якої збільшується при збільшенні тривалості відпалу до 45 хв.

За результатами дослідження хімічного складу утворених в процесі тертя плівок були встановлені наступні закономірності. В основі всіх окисних плівок, як вихідного, так і відпалених покриттів, лежать сполуки заліза з киснем, іноді леговані хромом і нікелем в кількості (в атомних частках, %) 18,6 - 1,8 і 4,9 - 0,17 відповідно. Склад цих сполук відповідає формулам  $Fe_3O_4$  і  $Fe_2O_3$ . Інші метали, присутні в покритті, незважаючи на їх велику, в порівнянні з залізом активність, самостійних оксидів не утворюють. Збільшення часу відпалу сприяє зниженню корозійної стійкості вихідного

покриття і, як наслідок, призводить до збільшення кількості окисних плівок (якісна оцінка проводилася за інтенсивністю піків елементів)[127].

Необхідно відзначити, що проведений відпал вихідних покриттів не тільки знижує їх крихкість, але і одночасно знижує їх початково високу корозійну стійкість. Як зазначалося вище, невідпалені покриття слабо травляться в реактиві і при терті утворюють порівняно невелику кількість окисних плівок. Завдяки низькому коефіцієнту тертя сумарний знос пари тертя мінімальний. При відпалі відбувається частковий розпад металевої матриці, підвищується її пластичність і одночасно знижується корозійна стійкість – зростає активність травлення в реактиві, інтенсифікується процес утворення окисних плівок при терті.





■ - вихідний стан, ● - відпал 15 хв, ▲ - відпал 45 хв

Рис. 3.5. Триботехнічні властивості електроіскрових евтектичних покриттів в вихідному і відпаленому по різним режимам станам

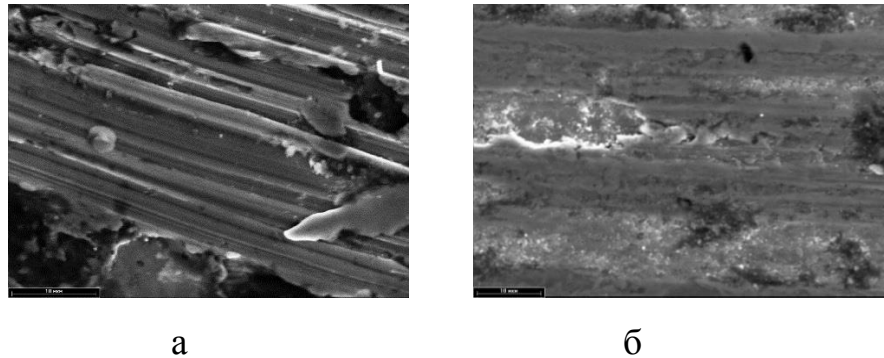


Рис. 3.6. Поверхня тертя вихідного (а) і відпаленого (б) протягом 15 хв при 900 ° С електроіскрового евтектичного покриття

Таким чином, в результаті відпалу покриттів відбуваються конкуруючі процеси, які призводять до протилежних результатів. З одного боку, збільшується кількість окисних плівок, які грають роль твердого мастильного матеріалу, і зростає пластичність, що знижує утомне руйнування і викришування покриття, що приводить до зниження зношування. З іншого боку, відпал призводить до зниження твердості і міцності металеві матриці, яка несе навантаження і сприяє підвищенню зношування покриття, особливо за великих навантажень. Таким чином, змінюючи ступінь нерівноважного стану отриманих покриттів шляхом їх відпалу, можна в деякому діапазоні змінювати їх триботехнічні властивості, мінімізуючи сумарний знос пари

тертя. Оскільки встановлені залежності триботехнічних властивостей для вихідних і термооброблених покриттів досить сильні, з'являється можливість самоорганізації оптимального стану досліджених покриттів для різних умов тертя (різні матеріали контртіла, навантаження, швидкості ковзання, температурний режим тертя, атмосфера тощо).

### **3.3. Триботехнічні властивості сталі 12X18H10T дискретно зміцненої комплексною обробкою (лазер+азотування)**

Як вже зазначалось в розділі 1, для підвищення зносостійкості та границі міцності використовується азотування, щоб зміцнити різноманітні сталі: перлітного, феритного, аустенітного та карбідного класів. Поліпшені конструкційні сталі без алюмінію дозволяють підвищити поверхневу міцність після азотування до 650-900 HV. Азотований шар на цих сталях має високу зносостійкість та опір крихкому руйнуванню, що дозволяє використовувати його для виготовлення деталей, які мають гострі краї та вирізи. Для деталей, що працюють в умовах інтенсивного зношування та контактних навантажень, використовують алюміній вмістові поліпшені сталі.

Для підвищення твердості, зносостійкості та ерозійної тривкості азотуванню піддають також сталі феритного, мартенситного та аустенітного класів. Сталі, що мають при температурі азотування ГЦК- решітку, азотуються гірше, ніж сталі з ОЦК-граткою. З підвищенням ступеня легування сталі глибина шару зменшується. Для підвищення зносостійкості феритні та аустенітні високо хромисті сталі частіше азотують при 560-600°C.

Азотування підвищує зносостійкість та зменшує коефіцієнт тертя феритних та аустенітних сталей при кімнатній та підвищених температурах. Також при азотуванні підвищується кавітаційна стійкість аустенітних сталей.

Азотування аустенітних сталей не дозволяє отримати шар товщиною більше 0,12 – 0,15 мм. Загальна товщина азотованого шару з підвищенням температури безперервно підвищується, однак з підвищенням температури вище 700 – 800°C товщина високо азотистої зони шару значно зменшується.

Твердість азотованого шару з підвищенням температури насичення зменшується, що пов'язано з коагуляцією нітридних часток і зривом когерентності. Найбільше зниження твердості з підвищенням температури азотування спостерігається у феритних сталей.

Суттєвим недоліком практично всіх видів хіміко-термічної обробки, в тому числі і азотування, є необхідність нагрівання виробів до високих температур та тривала витримка при цих температурах і, відповідно, великі енерговитрати. І хоча деякого підвищення температури, наприклад при цементації сталі, особливо побоюватися не слід завдяки використанню спадково-дрібнозернистих сталей і правильного підбору наступної термічної обробки, все ж для більшості матеріалів підвищення температури є небажаним, оскільки призводить до росту зерна та погіршенням механічних властивостей.

Інший шлях – збільшення часу ізотермічної витримки – виявляється часто економічно недоцільним. Разом з тим, відомо, що вуглецеві сталі практично не зміцнюються при азотуванні за низької розчинності азоту в  $\alpha$ -залізі в субкритичній області температур [128]. Практично не піддаються хіміко-термічній обробці високолеговані сталі. В зв'язку з цим увага багатьох дослідників направлена на вишукування нових способів інтенсифікації процесу масоперенесення в умовах хіміко-термічної обробки металів і сплавів.

Як буде показано нижче, інтенсифікувати хіміко-термічну обробку, тобто пришвидшити дифузію атомів азоту, вуглецю та інших елементів вглиб матеріалу і отримати ті ж параметри покриттів (їх товщину, мікротвердість та ін.) при менших температурах та витримках (а значить при менших енергозатратах) або при стандартних режимах насичення отримати покриття більшої товщини і з кращими показниками мікротвердості і зносостійкості, можна за рахунок збільшення дефектності кристалічної будови матеріалу, а саме збільшення густини дислокацій, подрібнення зерен і, відповідно, збільшення протяжності їх границь.

Лазерну дискретну обробку сталей 12X18H10T здійснювали на установці „ЛАТУС-31” за режимів: швидкість пересування лазерного променя – 0,5; 0,8; 1,2; 1,4 м/хв., потужність випромінювання – 0,9 - 1,1 кВт, діаметр ділянки фокусування променя – 5 мм.

Дослідження структури, товщини, фазового складу, мікротвердості та вмісту азоту поверхневих шарів зразків проводили методами металографічного аналізу в  $Fe_{K\alpha}$  випромінюванні, дюрOMETричного аналізу та газового аналізу з використанням відповідно металографічного мікроскопу „Neophot - 21” з цифровою приставкою, ДРОН – 3, ПМТ – 3 та аналізатора фірми „Леко” ТМ 114.

Дифрактометричні дослідження зразків сталі 12X18H10T, що підлягали лазерній обробці та наступному азотуванню, проводились за допомогою дифрактометру ДРОН-УМ1 в монохроматичному  $Cu_{K\alpha}$ -випромінюванні методом крокового сканування (35 kV, 25 mA, час експозиції в точці 7с, крок  $0,05^\circ$ ). У якості монохроматора використовувався монокристал графіту, встановлений на дифрагованому пучку. Зразки знімались у нерухомому положенні, встановлені перпендикулярно площині падіння рентгенівського променя. Такий метод зйомки дифрактограми прийшлося застосовувати із-за невеликої площі зразка (зразки вузькі). Зроблена спроба розрахувати параметри кристалічної ґратки у зразку основного металу сталі з використанням програми для повнопрофільного аналізу рентгенівських спектрів від суміші полікристалічних фазових складових Powder Cell 2.4. Профілі дифракційних максимумів апроксимували функцією псевдо-Фойгхта (Pseudo-Voigt). Результати розрахунків представлені у таблиці 3.4.

Аналіз дифракційних спектрів зразків основного металу та зразка сталі 12X18H10T показав їх практично повну ідентичність по якісному фазовому складу. Різниця полягає тільки в процентному вмісті основних фаз. Основу цих двох зразків складають дві структурні фази:  $\gamma$ -Fe (ГЦК) та  $Fe_{24}N_{10}$  (гексагональна). Крім цих двох фаз можлива присутність у даних зразках  $FeN_{0,095}$  (структура ГЦК, лінії практично співпадають з лініями  $\gamma$ -Fe і  $Fe_{24}N_{10}$

(близько розташовані лінії до ліній  $Fe_{24}N_{10}$ . У зразках сталі 12X18H10T можлива присутність вільного Ni (гек).

Третьою за величиною вкладу в дифракційну картину фазової складової являються карбіди  $Fe_3C$  (орторомбічна) і  $Fe_2C$  (гексагональна) та нітрид CrN (кубічна). У всіх зразках в різних кількостях присутні оксиди та окси-нітро-водневі сполуки Fe і Cr. Наявність оксидів  $Fe_2O_3$  (орторомбічна та невідомого типу структура);  $Fe_3O_4$  (кубічна) та  $FeCr_2O_4$  (тетрагональна) підтверджуються у зразках сталі 12X18H10T. Дифракційні максимуми фази  $FeCr_2O_4$  займають проміжне положення між максимумами  $Fe_2O_3$  та  $Fe_3O_4$ , частіше співпадаючої з максимумами однієї з цих фаз. Тому можливо передбачити наявність цієї фази у зразках. Перевагу потрібно віддати оксидам заліза або наявності всіх трьох фаз одночасно. Крім того у всіх зразках в дуже невеликих кількостях можлива присутність фаз  $NH_4Fe(CrO_4)_2$  (ортогональна)  $(NO_3) \cdot NO_3(Fe(NO_3)_4)_2$  (моноклинна). У зразках сталі 12X18H10T у невеликих кількостях можлива наявність карбіду типу  $Me_{23}C_6$  (кубічна).

Найбільший вклад у дифрактограму зразка сталі 12X18H10T вносять лінії оксидів  $Fe_2O_3$ ;  $Fe_3O_4$  та менше  $FeCr_2O_3$  (тетрагональна). Другий у процентному відношенні вклад в приблизно рівних долях вносять  $\gamma$ -Fe і  $Fe_{24}N_{10}$ . Крім того у цьому зразку присутні  $TiO_{0,34}N_{0,74}$ .

Таблиця 3.4.

Фазовий склад сталі 12X18H10T без лазерної обробки і після лазерної обробки

Вид обробки	Швидкість пересування лазерного променя, м/хв.	Фазовий склад дифузійного шару
Азотування без лазерної обробки	-	NiTi, $FeN_{0,095}$ , FeN, FeNi, Ni, $Fe_{0,2}Ni_{4,2}Ti_3$ , $Fe_3N$ , $Fe_4N$



Азотування після лазерної обробки	0,5	$\gamma$ -Fe, FeN <sub>0,095</sub> , Fe <sub>3</sub> N, Ni, Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , $\alpha$ -Fe, Me <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , Fe <sub>3</sub> C
	1,4	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeN <sub>0,095</sub> , $\gamma$ - Fe, Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Fe <sub>24</sub> N, Fe <sub>3</sub> C, FeCr <sub>2</sub> O <sub>4</sub>

Фазовим рентгеноструктурним аналізом показано, що без попередньої лазерної обробки в нітридному шарі переважає  $\epsilon$ -фаза (гексгональний нітрид Fe<sub>3</sub>N), тоді як після лазерної обробки основу нітридного шару складає  $\gamma'$ -фаза (кубічний нітрид Fe<sub>4</sub>N). Крім того спостерігається тенденція розширення інтерференційних ліній  $\alpha$ -фази. Такі зміни структурного стану поверхні дозволяють не тільки зменшити кількість крихкої і пористої  $\epsilon$ -фази, підвищити концентрацію азоту в  $\alpha_N$  і  $\gamma'$ - фазах, але і суттєво прискорити дифузійні процеси в порівнянні з традиційними методами. Мікротвердість сталі 12X18H10T вимірювали на твердомері М 400 фірми «Лесо» з кроком 2...4 інтервали. Результати вимірювань представлені у таблиці 3.5.

Таблиця 3.5.

Параметри азотованих шарів на сталі з попередньою лазерною обробкою.

Матеріал	Товщина шару, мм	Поверхнева мікротвердість, ГПа
12X18H10T	0,10	12,0

Таким чином, з аналізу отриманих залежностей витікає, що лазерна обробка поверхні вносить значний вклад в процес наступного азотування. При цьому якісний та кількісний характер змін в азотованому шарі визначається попередньо сформованим структурно-фазовим станом.

В останній час активно розробляються і впроваджуються в промисловість комбіновані методи поверхневого зміцнення сплавів. Великий інтерес до таких технологій пояснюється можливістю отримати дуже високі властивості поверхні виробів.

Суттєвим недоліком майже всіх видів хіміко-термічної обробки є необхідність нагрівання виробів до високих температур і тривале витримання за цих температур і відповідно великі енерговитрати.

Аналіз отриманих результатів показав, що після лазерної обробки мало місце подрібнення зеренної структури поверхневих шарів сталі 12Х18Н10Т, а після наступного азотування утворювався азотований шар більшої товщини (до  $0,46 \cdot 10^{-3}$  м) і більшої мікротвердості (до 8 ГПа) у порівнянні з чисто азотованими ділянками (без попередньої лазерної обробки), на яких товщина дифузійного шару не перевищувала  $0,15 \cdot 10^{-3}$  м, а мікротвердість 3,5 ГПа. Такий ефект пояснювався полегшенням дифузії атомів азоту і підвищенням його розчинності внаслідок утворення більш дефектної структури металу після лазерного опромінювання (підвищення густини дислокацій, подрібнення зерен і збільшення протяжності їх границь).

Була поставлена задача удосконалити відомий спосіб шляхом дискретної лазерної обробки, що забезпечує підвищення зносостійкості азотованих шарів сталевих виробів за рахунок зниження напруження при терті. Поставлена задача вирішується тим, що в способі отримання зносостійких азотованих шарів виробів, що включає лазерну обробку з наступним азотуванням в середовищі аміаку при температурі 800-860К із витримкою 15-20 год. Проводили лазерну обробку дискретно із площею обробки 15-70% від загальної площі сталевого виробу, з потужністю випромінювання  $10^3 - 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> [129, 130].

Дискретну обробку поверхні лазерним опромінюванням з наступним азотуванням проводили з метою підвищення зносостійкості.

Експериментальними дослідженнями встановлено, що площа обробки повинна бути 30-40%. Це обумовлено створенням такого напружено-деформованого стану, який забезпечує мінімальні напруження при терті, що встановлено аналітичними розрахунками композиційного матеріалу, а також підтверджено експериментально. Мінімально навантажена матриця дає можливість релаксувати напруження, викликані силами тертя. Точкові змінюючи зони мають розміри 3-5 мм та розташовані на відстані  $\approx 10$  мм між

центрами [131]. Підвищення зносостійкості при дискретному азотуванні, у порівнянні з суцільною обробкою (див. таблицю 3.6), обумовлено таким напружено – деформованим станом, при якому напруження будуть мінімальними.

Таблиця 3.6

Зносостійкість сталі 12Х18Н10Т в залежності від виду та площі обробленої поверхні

Вид обробки	Площа обробленої поверхні, %	Зношування, мг/см <sup>2</sup> за 10 <sup>3</sup> м
Азотування: "лазерна обробка + азотування"	100	35,0
	5	26,5
	10	21,0
	15	17,5
	20	14,0
	25	12,3
	30	9,8
	40	9,2
	50	12,5
	60	17,0
70	21,3	

З метою визначення раціональної форми й конструкції покриття дискретного типу досліджували зразки зі сталі 12Х18Н10Т, зміцнені лазером і комбінованою обробкою: лазерна обробка + азотування.

Під час тертя зміцненої поверхні яскраво проглядається нерівномірність зношування поверхні, обумовлена анізотропією її структури, і вона чіткіше виражена, коли напрямок тертя збігається з напрямком доріжок лазерної обробки. Установлено, що гартування безперервним лазерним променем створює анізотропію структури в приповерхневих шарах, вплив якої на міцність і характер руйнування істотно залежить від напрямку прикладання сили тертя.

Аналіз результатів досліджень показав, що найбільш високі параметри зносостійкості показали зразки з дискретними поверхневими структурами. Їх зносостійкість у порівнянні із суцільними покриттями в 3,2 рази вище.

Більшою зносостійкістю характеризуються зразки з поверхнею, обробленою перпендикулярно до напрямку тертя порівнянню зі зразками, обробленими паралельно напрямку тертя. Зношування становить відповідно 9,2 і 11,7 мг/см<sup>2</sup> за 1000 м шляху тертя.

Вплив конструкції покриття на його зносостійкість можна пояснити наявністю дискретних ділянок, у наслідок чого в процесі експлуатації продукти тертя не виносяться із зони тертя, а накопичуються в міждискретних проміжках, мігруючи в зоні тертя, захищаючи поверхню від подальшого руйнування.

Для дослідження впливу площі лазерної обробки на зносостійкість сталі 12Х18Н10Т поверхня зразків зміцнювали дискретно. Встановлено, що оптимальної щодо зносостійкості є площа обробки, що становить 30–40% від загальної площі поверхні зразка (рис.3.7, крива 1). Разом з іншими факторами це можна пояснити мінімальною концентрацією напруг, які виникають в умовах тертя.

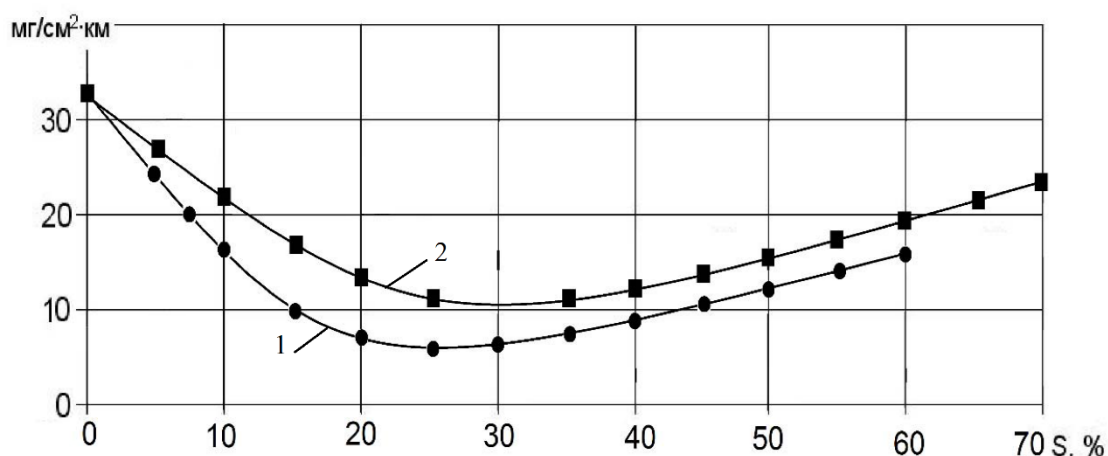


Рис. 3.7. Залежність зношування сталі 12Х18Н10Т від площі обробленої поверхні (лазерна обробка + азотування):

1 – навантаження 1 МПа; 2 - навантаження 2 МПа

Оскільки основна роль твердих дискретно азотованих лазером ділянок матриці є зміцнення, то наявність твердих вкраплень (діаметром 3 мм) зміцнює матрицю, обмежуючи її пластичний плин. Оптимальне відношення відстані між центрами включень і їхнім розміром  $L/d \geq 3,3$ , при якому часточки найбільше ефективно стискають матрицю, обмежують її пластичну деформацію й забезпечують максимальний опір втомленому зношуванню.

Зона підвищених дотичних напружень, що виникає в результаті взаємодії полів напруг від сусідніх вкраплень, заглиблюється в матеріал нижче від вкраплень. Це, у свою чергу, знижує навантаження на матрицю в області між включеннями й забезпечує позитивний градієнт напруг від поверхні тертя. У випадку менших міжцентрових відстаней міцність композиції зменшується внаслідок утворення тріщин на ослаблених границях розділу " часточка-часточка".

На рис. 3.8 а, б, в показані поверхні тертя сталі 12Х18Н10Т з площею дискретної обробки 10 і 30%.

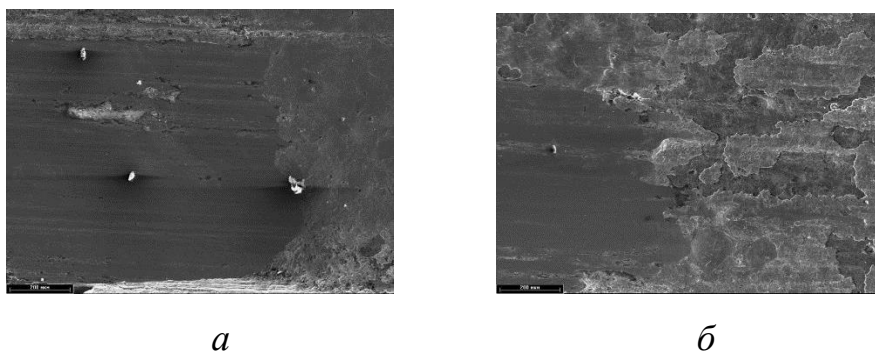


Рис. 3.8. Мікроструктура поверхонь тертя сталі 12Х18Н10Т із площею дискретної обробки: а– 10% ( $\times 100$ ), б – 30% ( $\times 100$ )

Експериментальні дослідження свідчать, що триботехнічні характеристики робочих поверхонь із покриттями дискретного типу залежать від їхньої щільності (площі). Так, при площі 30 - 40% коефіцієнт тертя зменшується в 1,4...2,2 рази, а швидкість зношування в 1,2...1,5 разів у порівнянні із суцільними покриттями.

Проведені дослідження хімічного складу поверхонь тертя мікрорентгеноспектральним методом і оже-спектроскопії показали наявність заліза, вуглецю й кисню, які утворюють оксиди  $Fe_2O_3$   $Fe_3O_4$ . Утворення на поверхні тертя плівок вторинних структур, які складаються з оксидів, поліпшує умови тертя й зменшує можливість абразивного руйнування матеріалу. Поверхня тертя досить гладка й характеризується пелюстково-плівковою структурою (рис. 3.8, б).

Щодо зношування контртіла під час тертя в парі з дискретно обробленими поверхнями, то зношування контртіла зростає зі збільшенням площі обробленої площі. Це зумовлено тим, що при об'ємному змісті вкраплень менше за 10% зміцнення не істотне. У випадку більше щільного розташування від 20 до 40%, пластична деформація помітно обмежується. Крім того, внаслідок зменшення відстані між часточками (понад 40%) відбувається значне локальне зміцнення матриці, що приводить до зниження міцності через утворення тріщин на ослаблених ділянках матриці між часточками.

Встановлено, що з ростом мікротвердості до 9500-9800 МПа інтенсивність зношування й коефіцієнт тертя зменшуються. При подальшому рості мікротвердості вони залишаються майже незмінними. Це обумовлено значним впливом на зносостійкість співвідношення пластичності й мікротвердості поверхневого шару, що визначається його структурою, хімічним і фазовим составом.

Досліджено вплив поверхневої концентрації азоту зміцнених поверхонь сталі 12X18H10T на їх триботехнічні властивості. Максимальна зносостійкість спостерігається при значеннях концентрацій азоту в діапазоні 6-8,5% мас (рис. 3.9). Це можна пояснити тим, що в такому випадку поверхневі нітридні шари пар тертя складаються переважно з  $\epsilon$ -фази (гексагонального карбонітрида  $Fe_2$  2-3 (NC), близької до своєї нижньої границі розчинності азоту. Така структура  $\epsilon$ -фази дозволяє виключити її крихкість і одержання в шарі тендітного нітриду  $Fe_2N$  ( $\epsilon$  – фаза є більше пластичної, але менш твердої, чим гранецентрований нітрид  $Fe_4N$ ). При

цьому, твердість зміцненого шару наближується до твердості  $\gamma$ -фази, з одночасним збереженням пластичності  $\epsilon$ -фази, створюючи таким чином, оптимальні структурні передумови для підвищення зносостійкості.

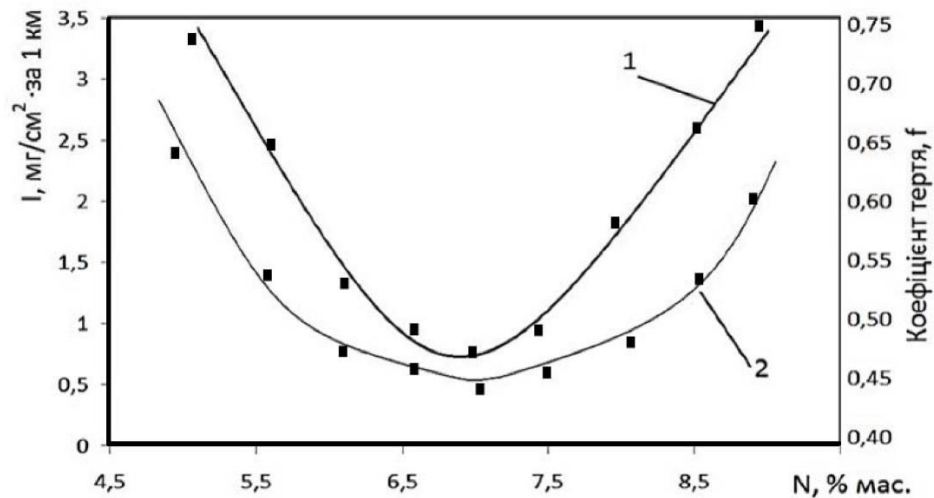


Рис. 3.9. Залежність інтенсивності зношування (крива 1) і коефіцієнта тертя (крива 2) сталі 12X18H10T від концентрації азоту

Відомо, що загальні напруги в деталі є алгебраїчною сумою залишкових і експлуатаційних напружень, тому визначення їхньої величини й знаку є надзвичайно важливими. Дослідження макронапружень показали, що азотованому шару властиві залишкові напруження стиску, які є наслідком збільшення концентрації зв'язаного азоту. Такі напруги є причиною поліпшення характеристик циклічної міцності. Автори [132] показали, що твердість і показники зносостійкості залежать від варіантів розподілу залишкових напружень у поверхневих шарах. У свою чергу, рівень і розподіл напруг залежать від технологічних параметрів процесу формування дифузійного зміцненого шару, а також від попередньої термообробки. Результати дослідження залишкових напруг стиску в шарах зміцнених різними технологіями зразків наведені на рис. 3.10. На епюрах залишкових напружень можна спостерігати, що при режимах з попередньою дискретною лазерною термообробкою (крива 2) напружень стиску поступово зменшуються від максимального значення на поверхні до нульових значень на глибині, де закінчується дифузійний шар. Режимам без попередньої

термообробки властивий інший варіант розподілу напружень по товщині зміцненого шару з максимумом величини напружень на деякій глибині (крива 1). Слід зазначити, що спостерігається тенденція щодо залежності глибини насичення азотом і величини залишкових напружень від температури технологічного процесу: при більших температурах товщина азотованого шару збільшується, а рівень залишкових напружень на поверхні деталі зменшується.



Рис. 3.10. Розподіл залишкових напружень по глибині азотованого шару зразків зі сталі 12Х18Н10Т: 1- дискретна лазерна обробка + азотування; 2 - газове азотування

Крива розподілу по глибині залишкових напружень у поверхневих шарах після газового азотування має проміжний вигляд між дискретним і іонним азотуванням, проте, значення самих напружень є набагато меншими.

Вибирати той або інший режим формування дифузійного шару потрібно з урахуванням реальних умов навантаження: якщо при терті кочення, коли за елементом, що котиться, створюються напруга розтягання, які досягають максимуму на деякій глибині, прийнятними є обидва види розподілу залишкових напружень і переваги одного з видів розподілу залежать від рівня зовнішніх навантажень і типу руйнування (у приповерхньому шарі або на поверхні), те в умовах ковзання, особливо в інтенсивних режимах, необхідно, щоб на поверхні загальні напруження стиску, які є сумою експлуатаційних і залишкових напружень, не



перевищували границю міцності матеріалу на стиск. При невисоких значеннях питомого контактного навантаження всі розглянуті режими азотування є прийнятними з погляду критеріїв міцності.

Дослідженнями залежності величини залишкових напружень на поверхні азотованих шарів від поверхневої концентрації азоту встановлено (рис. 3.11), що з ростом цієї концентрації залишкові напруження стиску зростають від 500 до 985 МПа.

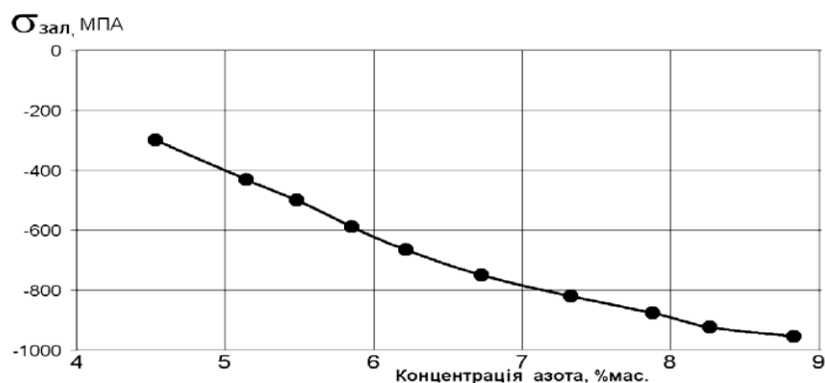


Рис. 3.11. Залежність залишкових напружень  $\sigma_{\text{зал}}$  у поверхневому шарі дискретно азотованих зразків від концентрації азоту.

Отже, можна передбачити, що існує деякий діапазон значень залишкових напружень (відповідно, діапазон значень концентрації азоту), у якому триботехнічні характеристики упрочнених поверхневих шарів будуть оптимальними: занадто малі залишкові напруження стиску не можуть компенсувати напруження розтягання в матеріалі, які приводять до підвищеного зношування, а занадто більші залишкові напруги (при накладенні на них експлуатаційних) можуть перевищити границю міцності матеріалу на стиск і привести до його руйнування.

Дослідження структурно - фазового состава сформованих поверхонь після триботехнічних випробувань виконувалося за допомогою мікроструктурного й рентгенофазного аналізів.

У більшості зразків при терті відсутнє схоплювання, окремі вогнища, що виникають у даних умовах, локалізуються в тонких приповерхніх шарах. Особливістю морфологічної будови сформованих поверхонь тертя є наявність хвилястості субмікрорельєфу, що свідчить про високий

сегментальної рухливості мікрооб'ємів поверхневого шару. Суцільність, відсутність поверхневих дефектів, тріщин, слідів викрашування підтверджує достатню пластичність поверхневої плівки. Під впливом напружень зсуву плівка в умовах тертя легко деформується без руйнування, що свідчить про аномальну пластичність вторинних структур, високу міцність при досить високому запасі пластичності, що обумовлена значною дисперсністю.

Дослідження хімічного складу сформованих поверхонь тертя проводили за допомогою мікрорентгеноспектрального й оже - спектрального методів. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу поверхонь тертя показали, що крім С, Cr, Mn, Si, Fe і N на поверхні присутні інші елементи в кількості приблизно 40...60% мас.

Оже - спектри поверхонь тертя (рис. 3.12) реєстрували в режимі автоматичного запису із кроком 1ев.

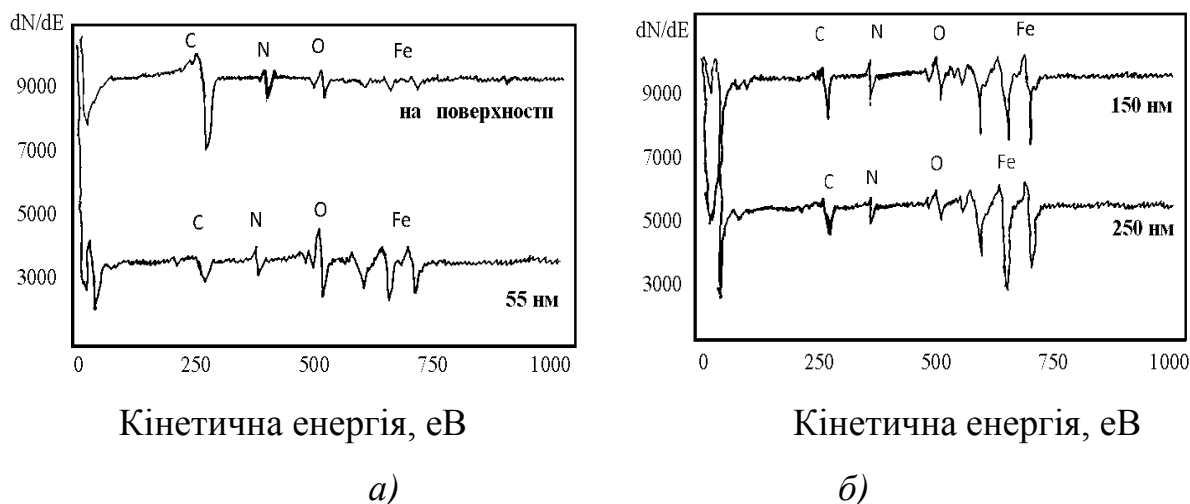


Рис. 3.12. Оже - спектри поверхонь тертя сталі 12Х18Н10Т, зміцненої комбінованою лазерно - хіміко - термічною обробкою

Для аналізу розподілу елементів по глибині поверхневого шару проводили розпилення поверхні променем іонів  $Ar^+$  з наступним реєструванням спектра й побудовою профілів зміни амплітуд спектральних ліній різних елементів по глибині (рис. 3.13)

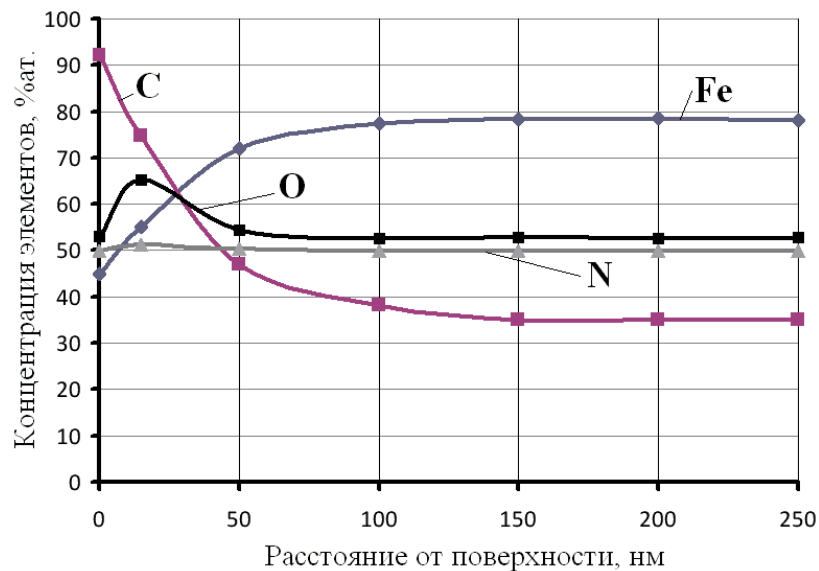


Рис. 3.13. Результати Оже - аналізу поверхонь тертя зразків сталі 12X18H10T, зміцненої комбінованою лазеро - хіміко - термічною обробкою

Встановлено, що в процесі тертя в поверхневих шарах відбувається інтенсивна дифузія елементів як із зовнішнього середовища, так і з покриття на поверхню. Це відбувається внаслідок структурно - термічного активування, що приводить до різкого росту ентропії й ентальпії в поверхневих обсягах металу й різкої зміни констант рівноваги реакції. При цьому, концентрація азоту на поверхнях тертя після випробувань збільшилася до 10...18%, вуглецю - до 14...55%, кисню - до 16...35%. Істотне збільшення поверхневої концентрації азоту й вуглецю можна пояснити їх дифузію з покриття, а кисень і частково азот попадають із навколишнього середовища (повітря).

Дослідженнями вторинних структур і поверхневого шару, у якому протікають процеси трибоактивування, що впливають на інтенсивність окислювання й захоплювання, установлена наявність на поверхнях зразків як твердих розчинів азоту в  $\alpha$ -Fe, так і хімічних сполук на базі Cr, Mn і Si, що свідчить про утворення вторинних структур першого й другого типу одночасно.

Рухомою силою самоорганізації вторинних структур першого типу є зменшення вільної енергії, а головним механізмом - перехід до рідкоподібного стану. Завдяки нерівноважності напруженого стану й

теплових полів, неоднорідності твердої фази й різної здатності поверхні до здібності переміщення плівок вторинних структур першого типу відбувається однорідними фрагментами, які, переміщуючись по поверхні тертя, заповнюють западини, вигладжують нерівності, заліковують субмікродефекти. Відділення фрагментів відбувається шляхом зісковзування їх з поверхні тертя.

При формуванні вторинних структур другого типу трансформування матеріалу відбувається за рахунок перекладу основних деформаційних процесів в область пружних деформацій при аномально високій твердості. Частки зношування в цьому випадку є результатом відділення й здрібнювання тендітних плівок і мають довільну форму.

Саме поєднання рухливості вторинних структур першого типу й високої твердості вторинних структур другого типу дозволяє досягати високої зносостійкості деталей трибоз'єднань.

Таким чином, на підставі проведених досліджень встановлено, що, шляхом корегування структурно - фазового й хімічного складу трибоелементів можна керувати процесом формування вторинних структур для забезпечення підвищення зносостійкості матеріалу в конкретних умовах експлуатації.

Встановлено, що основними механізмами підвищення зносостійкості сталей внаслідок застосування комбінованої лазерно-хіміко-термічної обробки є: зміцнення поверхневих шарів; утворення сприятливої схеми залишкових напружень; зміна закономірностей деформування поверхневих шарів; зміна хімічних і адгезійних властивостей поверхні.

На підставі отриманих результатів можна відзначити, що найбільш високу зносостійкість мають дифузійні шари, які складаються з  $\epsilon$ -фаз – нітридної ( $\text{Fe}_3\text{N}$ ) і, особливо, карбонітридної [ $\text{Fe}_{2-3}(\text{N,C})$ ].

### 3.4. Висновки до розділу 3

1. Досліджені фазові та хімічні склади, структура та мікротвердість хромалітованого покриття на сталі 12X18H10T. Встановлено, що процес зношування композиції «сталь-покриття» контролюється градієнтною структурою багатокомпонентного покриття з фазовими складом Al (Fe, Cr), Al(Fe, Ni) та  $Fe_{\alpha}$ (Al, Cr, Ni). Зносостійкість сталі 12X18H10T з покриттям зростає в порівнянні з вихідною у 1,5-2,5 рази.

2. У дослідженні евтектичних покриттях, отриманих методом електроіскрового легування, в процесі напилення відбувається формування високодисперсної термодинамічної нерівноважної структури тонкого конгломерату фаз. Відпал отриманих електроіскрових евтектичних покриттів призводить до зниження коефіцієнта тертя при питомих навантаженнях до 0,15 МПа і зниження зносостійкості при великих навантаженнях. Створення різного ступеня нерівноважних станів у досліджених евтектичних покриттях призводить до зміни їх триботехнічних властивостей, що дозволяє підібрати раціональні параметри сполученої пари в різних умовах тертя.

3. В перше з метою створення зносостійких поверхневих шарів розроблені технологічні процеси і досліджені особливості структуроутворення при азотуванні попередньо обробленої лазером сталі 12X18H10T. Показано, що без попередньої лазерної обробки в азотованому шарі переважає  $\epsilon$ -фаза (гексагональний нітрид заліза  $Fe_3N$ ), тоді як після лазерної обробки основу нітридного шару складає  $\gamma'$ -фаза (кубічний нітрид заліза  $Fe_4N$ ). Такі зміни структурного складу поверхні дозволяють зменшувати крихкість і пористість  $\epsilon$ -фази, підвищити концентрацію азоту в  $\alpha$ -N – і  $\gamma'$ - фазах.

4. Встановлено, що існує оптимальне, з погляду мінімального зношування, вміст зміцнених ділянок, що становить 30-40%. Отримані результати узгоджуються з аналітичними розрахунками напружено – деформованого стану.

5. Встановлено, що в дискретно азотованих шарах виникають залишкові напруження стиску (450...900 МПа), більші, ніж в суцільно азотованих покриттях, які зосереджуються у верхньому шарі і по мірі віддалення від поверхні поступово знижуються.

6. Показано, що мають місце оптимальні щодо зменшення інтенсивності зношування й коефіцієнта тертя діапазони концентрації азоту й залишкових напружень у сформованих зносостійких шарах. Зазначені діапазони перебувають у межах 6,0...8,8% азоту й 650...850 МПа відповідно.

**Результати теоретичних та експериментальних досліджень даного розділу наведено в таких публікаціях:**

1. Хижняк В.Г. Трибологічні властивості: хромолітованої сталі 12Х18Н10Т в умовах тертя ковзання / В. Г. Хижняк, Р. Г. Мнацаканов, І. А. Гуменюк, Я.В. Богач // Проблеми тертя та зношування. – 2016. - № 3 (72). – с. 52-56.

2. Гуменюк І. А. Зносостійкість сталі 12Х18Н10Т з дифузійно-легованим покриттям системи хром-алюміній / І. А. Гуменюк // Науково-технічна конференція студентів, аспірантів, докторантів та молодих учених «Інноваційні технології», 15-16 листопада 2017, м. Київ: матеріали. – К.: НАУ, 2017. – С. 80.

3. Пат. 102244 України. Зносостійкий евтектичний сплав на основі заліза / Кіндрачук М.В., Лабунець В.Ф., Загребельний.В.В., Денисенко М.І., Гуменюк І.А., Ничепорук В.В., Добрянський С.С.; № и 201503259; Заявл.07.14.2015; опубл. 26.10.2015, Бюл. № 20. – 3с.

4. Дослідження триботехнічних характеристик електроіскрових покриттів з евтектичного сплаву на основі сталі 12Х18Н10Т / В. Є.Панарін, І. А. Гуменюк, М. В. Кіндрачук, О. В. Тісов. // Проблеми трибології. – 2017. – №4. – С. 6–11.

5. Кіндрачук М.В. Параметри дискретної структури азотованих покриттів рівної зносостійкості та з підвищеним опором втомному руйнуванню / М.В. Кіндрачук, В.В. Клімін, І.А. Гуменюк, В.В. Загребельний, Є.П. Костюк // Проблеми тертя та зношування. – 2015. - № 4 (69).– С.58 – 62.

6. Пат.100638 України. Спосіб формування дискретних азотованих покриттів рівної зносостійкості / Кіндрачук М.В., Клімін В.В., Гуменюк І.А., Духота О.І., Кіндрачук В.М., Корбут Є.В., Герасимова О.В.; № u 201410961; Заявл.07.10.2014; опубл. 10.08.2015, Бюл. № 15. – 3с.

7. Кіндрачук М.В. Формування триботехнічних властивостей плазмових покриттів на сталі 12Х18Н10Т лазерною обробкою / М.В. Кіндрачук, Р.Г. Мнацаканов, І.А. Гуменюк, Я.В. Богач, Ю.В. Пищенко // Проблеми тертя та зношування. – 2017. – № 2 (75). – С. 72 – 78.

## **РОЗДІЛ 4. ТРИБОЛОГІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛІ 12Х18Н10Т З КОМПОЗИЦІЙНИМ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНИМ ПОКРИТТЯМ**

Одним із перспективних і достатньо керованим процесом є нанесення покриттів методом електролітичного осадження. Особливістю композитних покриттів є те, що або саме покриття являється порошком, або для його формування використовується порошкове середовище – джерело елементів і сполук, які формують покриття. Суттєвим фактором процесу сумісного осадження на катоді чистого металу та частинок різної природи являється їх електрорівноважність, яка і визначає характер включення частинок металом матриці, якою може бути нікель, хром та інші метали.

Підвищення зносостійкості композиційних електролітичних покриттів (КЕП) на нікелевій основі є однією із задач забезпечення їх ефективності при експлуатації, оскільки чистий нікель не володіє високою зносостійкістю. Крім цього матриця з чистого нікелю недостатньо сильно утримує частки наповнювача, а тому, викришуючись в зоні тертя, вони відіграють роль абразиву, що підсилює руйнування такого покриття за механізмом абразивного зношування.

### **4.1. Фізико-хімічні та технологічні засади нанесення КЕП**

Технологія нанесення композиційних електролітичних покриттів базується на добре вивчених явищах гальванічного осадження металів із електроліту і характеризується тим, що в електроліт вводять порошок твердої фази, як правило, карбіди, бориди, оксиди, силіциди, нітриди, інтерметаліди тощо.

Механізм формування покриття Р.С. Сайфулін [128] розглядав, як процес, який протікає в три етапи:

- а) зіткнення частинок твердої фази з поверхнею катода;
- б) зчеплення, налипання чи адсорбція частинок на цій поверхні;



в) заростання частинок на поверхні катода іонами металу із розчину електроліту.

Звідси виникає необхідність в перемішуванні електроліту з метою примусового зіткнення частинок твердої фази з катодом; підготовці поверхні катода (деталі, зразка), яка б забезпечила зчеплення (адсорбцію) частинки з поверхнею катода та забезпечення катодної густини струму. Також відіграє роль склад, температура, кислотність електроліту, кількість введених частинок, їх розмір і природа.

В якості основи для КЕП використовують метали, які можуть бути осаджені гальванічним способом. Так, найбільш вивченою та ефективною є ванни з нікелевим електролітом.

Перемішування електроліту здійснюється як безперервним, так і імпульсним способом, а катод у ванні може бути горизонтально чи вертикально встановленим, що диктується геометрією площини деталі на яку наноситься КЕП. Спосіб перемішування електроліту вибирають в залежності від зернистості та вмісту твердої фази в електроліті, що забезпечує рівномірний осад наповнювача по всьому об'єму покриття.

На рис. 4.1 приведена схема установки для нанесення КЕП з регулюючим імпульсним перемішуванням електроліту.

Переважа такого пристрою полягає в тому, що шляхом змінювання тривалості імпульсів перемішування та частоти їх посилення, можна регулювати кількість часток твердої фази в осаді та їх розмірів в широкому діапазоні. Така установка забезпечує також безперервне перемішування електроліту з вмістом високодисперсних частинок домішкової фази - наповнювача.

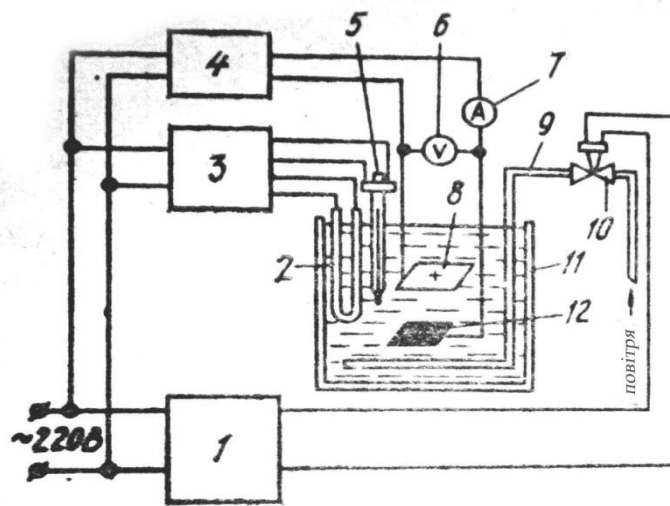


Рис. 4.1. Схема приладу для нанесення КЕП на горизонтальну поверхню з керованим імпульсним перемішувачем електроліту: 1 – блок керування; 2 – нагрівач; 3 – терморегулятор; 4 – випрямляч; 5 – термодатчик; 6 – вольтметр; 7 – амперметр; 8 – анод; 9 – барботер; 10 – клапан; 11 – ванна; 12 – катод.

#### 4.2. Залежність зносостійкості КЕП від вмісту та природи його наповнювача

Композиційних електролітичні покриття є ефективними в першу чергу на нержавіючих сталях групи X18N10T, які є достатньо корозійностійкими в багатьох агресивних середовищах, але володіють низькою зносостійкістю, що обмежує їх застосування в техніці в якості конструкційних матеріалів [133]. Осадження КЕП на нікелевій основі на поверхню таких сталей зберігає їх корозійну стійкість та підвищує зносостійкість, крім цього властивості таких покриттів можна з великою вірогідністю запрограмувати та додатково зміцнювати різними способами: дифузійне відпалювання, оплавлення, лазерна і електроіскрова, хіміко-термічна обробка та інші.

Осадження покриття проводилось з електроліту нікелю з різним вмістом в ньому дисперсної фази в широкому діапазоні розмірів частинок та вмісту їх у ванні. Кислотність ванни складала  $10 \text{ A/дм}^2$ , а температура процесу відповідала  $25^\circ\text{C}$ .

На прикладі  $TiB_2$  включень в осаді показана зносостійкість таких КЕП в залежності від вмісту і дисперсності боридної фази. На рис. 4.2 наведений характер зносостійкості системи покриття  $Ni-TiB_2$  від вмісту наповнювача, а на рис. 4.3 – залежність її від розміру частинок  $TiB_2$ . Аналогічні результати залежності отримані для систем  $Ni-TiC$  та  $Ni-SiC$  і це дає підставу стверджувати, що зносостійкість такого покриття суттєво залежить від розмірів зерна наповнювача.

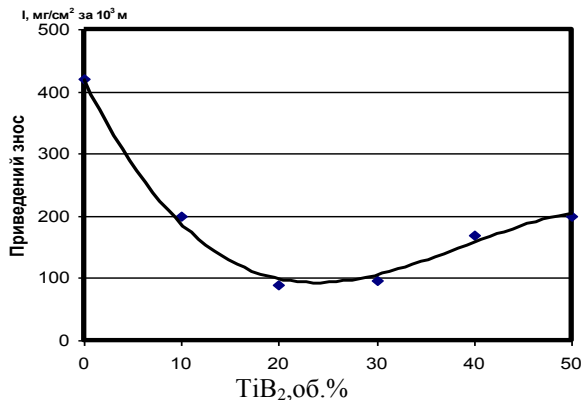


Рис. 4.2. Залежність зносостійкості КЕП  $Ni-TiB_2$  від вмісту наповнювача при навантаженні 20Н і швидкості тертя 0,5м/с. Величина частинок 28/20 мкм.

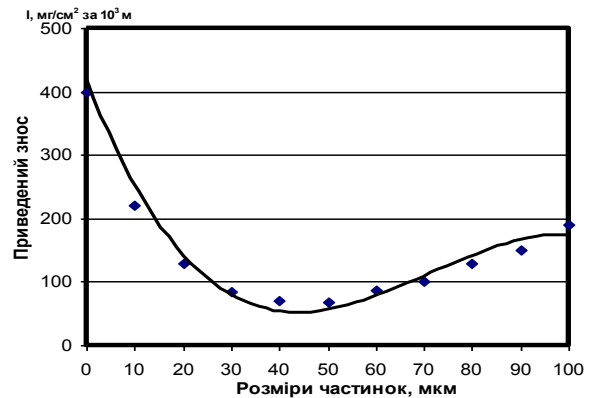


Рис. 4.3. Залежність зносостійкості КЕП  $Ni-TiB_2$  від розміру частинок  $TiB_2$  при навантаженні 20Н і швидкості тертя 0,5м/с. Об'ємний вміст наповнювача 24%.

З наведених даних видно, що зносостійкість КЕП змінюється зі змінною як кількості, так і розмірів боридної фази, що характеризує структуру покриття, яку можна ефективно удосконалювати шляхом додаткової хіміко-термічної обробки.

### 4.3. Зносостійкість КЕП $Ni-TiB_2$ після хромування

На рис. 4.4, а наведена мікроструктура КЕП  $Ni-TiB_2$  з наповнювачем  $TiB_2$  дисперсністю 30 мкм. На фотографії видно достатньо рівномірне розташування боридної фази по площині шліфа.

На рис. 4.5 показана мікроструктура КЕП після дифузійного хромування. Поверхневий шар покриття збагачений частинками  $TiB_2$ , а на глибині його боридна фаза дещо коагулювалась, але залишилась досить рівномірно розподіленою по площині мікроструктури, що суттєво не змінило структури по глибині шару, крім поверхневої, яка зазнала легування хромом. Особливістю є те, що сформувалась дифузійна зона на границі покриття-основа, яка і забезпечує підвищену адгезію КЕП.

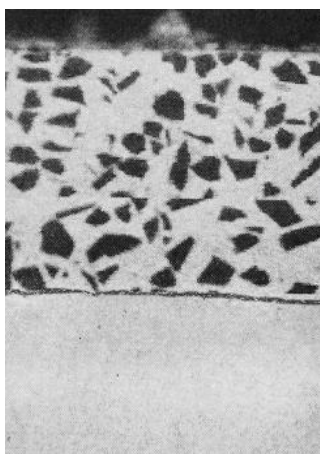


Рис.4.4. Мікроструктура КЕП Ni-TiB<sub>2</sub> з наповнювачем TiB<sub>2</sub> × 300.

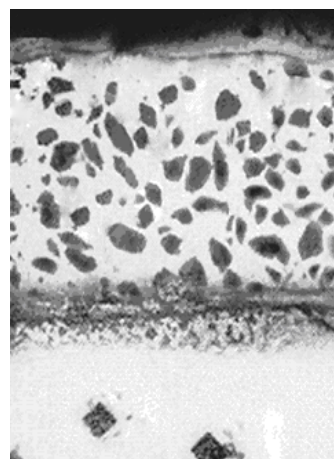


Рис.4.5. Мікроструктура КЕП Ni-TiB<sub>2</sub> після дифузійного хромування × 300.

На рис. 4.6 наведена залежність зносостійкості КЕП з різною фракцією  $TiB_2$ , але однаковим об'ємним наповнення в осаді рівним 25% об'ємних після його дифузійного хромування при 1100°C на протязі 3-х годин. Випробування проводились в режимі ковзання при різних навантаженнях та довжині шляху тертя.

Як видно з рис. 4.3 та 4.6, характер залежності зносостійкості від величини боридної фази є однаковим і різниця лише в тому, що зниження зносостійкості у першому випадку починається від величини боридного включення приблизно 50 мкм, а у другому випадку – від 70 мкм при навантаженні 20Н і 80 мкм при навантаженні 10Н.

Це пояснюється тим, що у першому випадку випробування на зносостійкість проводились на зразках, які не піддавались хіміко-термічній

обробці, а у другому випадку – зразки пройшли дифузійне хромування. Отже, у першому випадку сили зчеплення частинок боридної фази є дещо меншими, ніж сили їх зчеплення в матриці, яка пройшла дифузійне хромування, бо в обох випадках присутні сили пружності, але енергія пластичної деформації є різною.

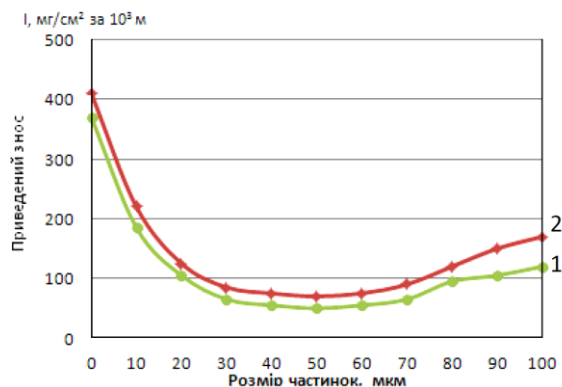


Рис. 4.6. Залежність зносостійкості КЕП від розмірів частинок системи Ni-TiB<sub>2</sub> після хромування при навантаженні 10Н (1) і 20Н (2) та шляху тертя 1000м

Таку залежність величини зносостійкості від розмірів частинок наповнювача в нікелевій матриці можна пояснити, виходячи з наступних міркувань.

На рис. 4.7 представлена схема площини тертя з розташуванням в одній із них твердої фази. Під дією сил тертя окремі частинки опиняються на вершині зубців нерівності і в матриці їх утримує енергія взаємодії, яка залежить як від природи матеріалу, так і величини частинок.

Сили тертя обумовлюють пластичну деформацію, відсутність якої в зоні контакту приводить в ній до накопичення пружних деформацій і супроводжується розсіюванням частини енергії, затраченої роботою сил тертя і сприяє викришуванню твердих частинок, які попадають в зону тертя.

Частина з них силами навантаження при терті втискаються в м'яку нікелеву матрицю і зменшує зношування, а частина зерен викришеної твердої фази відіграє роль абразиву і підсилює зношення поверхонь тертя.

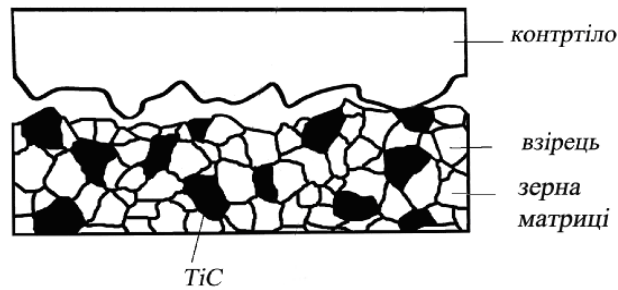
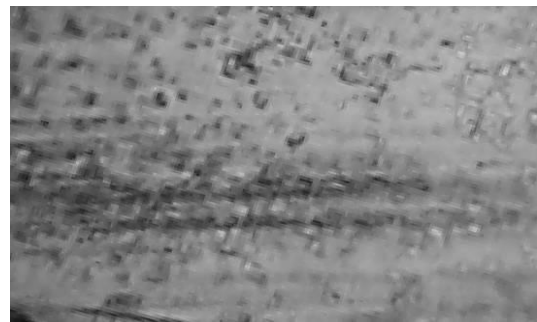


Рис. 4.7. Схема розташування частинок  $TiB_2$  у поверхневому шарі КЕП системи Ni- $TiB_2$ .

На рис. 4.8 показані мікроструктури поверхонь тертя в залежності від режиму випробувань, зернистості твердої фази  $TiB_2$  та дифузійного хромування КЕП. Як видно з приведених мікроструктур, явних смужок тертя не спостерігається на зразках з вмістом частинок  $TiB_2$  розміром 50-60 мкм (рис.4.8, а). Такий же характер поверхонь тертя зразків з розміром частинок  $TiB_2$  70-80 мкм, але після їх дифузійного хромування (рис. 4.8, б).



а



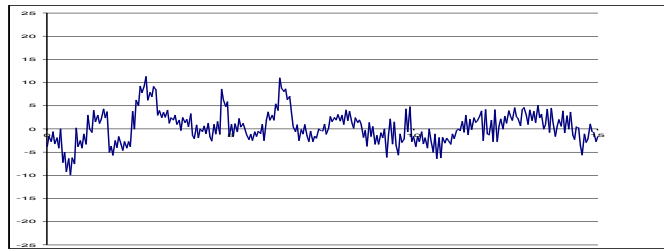
б

Рис. 4.8. Мікроструктури поверхонь тертя,  $\times 500$

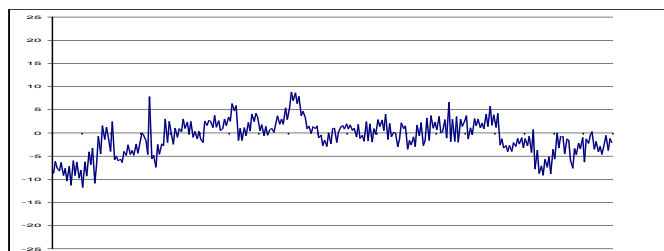
Різниця цих профілографів лише в тому, що мікрозаглибини на зразку 4.8, б дещо менші в порівнянні із зразком 4.8, а і це свідчить про інтенсивніше виривання частинок  $TiB_2$  з поверхні тертя зразка без дифузійного хромування.

А це дозволяє стверджувати, що у хромованих зразках сили зчеплення твердої фази з матрицею є значно більшими.

На рис. 4.9 приведені профілограми поверхонь цих зразків, які підтверджують наявність подряпин в поверхні площини тертя і характеризують їх глибину.



а



б

Рис.4.9. Профілограми зразків мікроструктури відповідно до рис.4.8, а, б.

На рис. 4.10 приведені мікроструктури поверхонь тертя при однакових режимах випробувань та процентним вмістом боридної фази, але з різним розміром її частинок.

А на рис. 4.11 наведені профілографи цих зразків. Як видно з профілограф та мікроструктур, чим більші розміри частинок  $TiB_2$ , які попадають в зону тертя, тим глибші та рівномірніші смужки у поверхневому шарі зони тертя, що свідчить в користь механізму абразивного зношування за рахунок твердої фази, яка викришується з поверхні матеріалу в зоні тертя, що і підтверджується нашими дослідженнями.



а



б



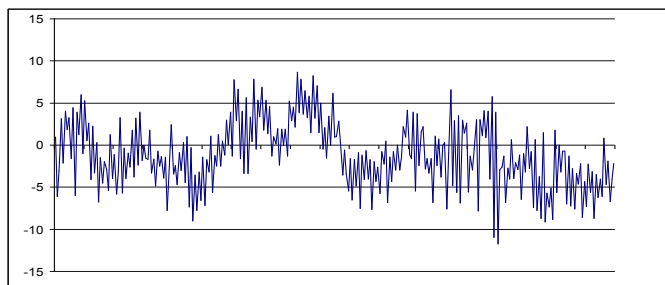
в



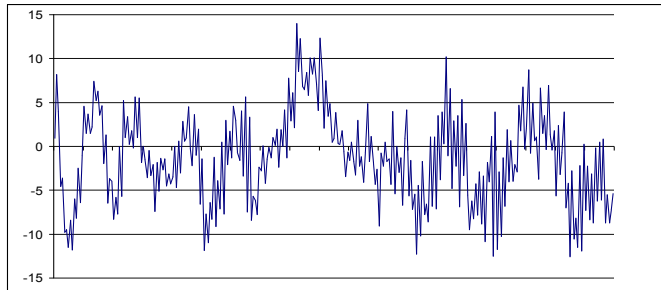
г

Рис. 4.10. Мікроструктури поверхонь тертя зразків КЕП Ni-TiB<sub>2</sub> після випробовування на зносостійкість при навантаженні 80Н, швидкості тертя 0,5 м/с та довжини шляху 1000 м. а – розмір частинок TiB<sub>2</sub> 40-50 мкм; б – розмір частинок TiB<sub>2</sub> 60-70 мкм; в – розмір частинок TiB<sub>2</sub> 80-90 мкм; г – розмір частинок TiB<sub>2</sub> 90-100 мкм.

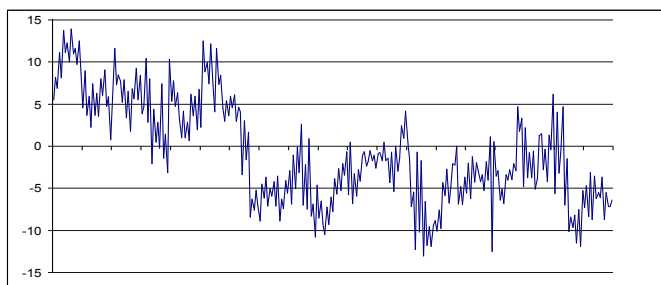




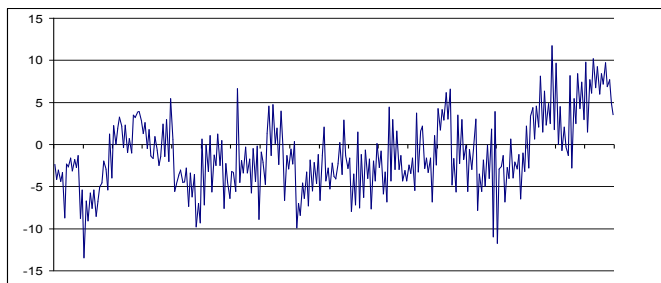
а



б



в



г

Рис. 4.11. Профілограми поверхні зразків КЕП Ni- TiV<sub>2</sub> з різним розміром частинок TiV<sub>2</sub> при однаковому об'ємному навантаженні в електроліті: а – 40-50 мкм; б – 60-70 мкм; в – 80-90 мкм; г – 90-100 мкм відповідно до рис. 4.10.

Отже, доцільним є зміцнення поверхневих зон тертя шляхом дифузійного насичення і ефективність його підтверджується проведеними дослідження хромування як сталей, так і нанесених на них покриттів.

З метою обґрунтування впливу хромування на зносостійкість КЕП на

моделі композиційного матеріалу, в якому між наповнювачем та матрицею є перехідна зона з відповідним законом зміни в ній механічних властивостей, досліджено характер напруженого стану, що виникає в умовах навантаження силами тертя.

В роботі [134] на моделі композиційного матеріалу, в якому між наповнювачем та матрицею є кільцева перехідна зона з відповідним законом зміни в ній механічних властивостей, досліджено характер напруженого стану, що виникає в умовах навантаження силами тертя ковзання.

На рис. 4.12 наведена схема елементарного об'єму досліджуваного середовища.

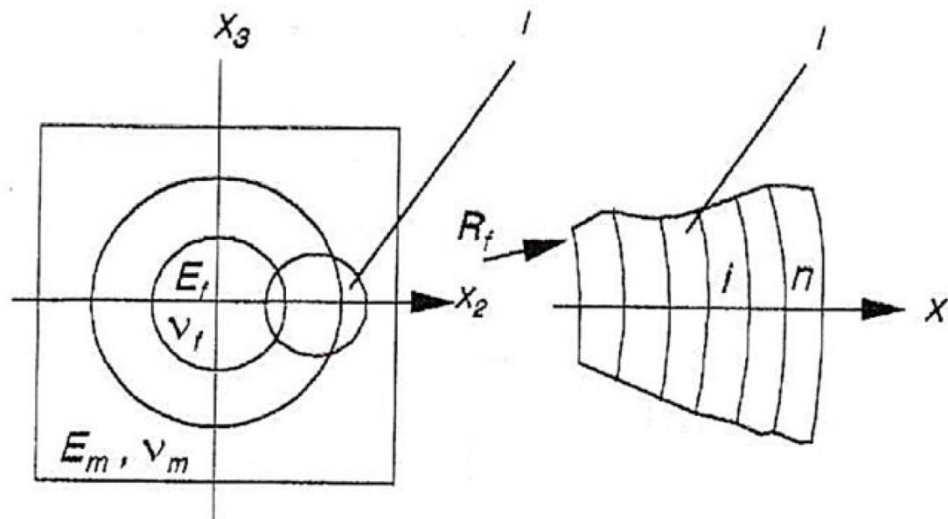


Рис. 4.12. Схема поперечного перерізу елементарного об'єму досліджуваного середовища

На рис. 4.13, а проілюстровано вплив закону змінення механічних властивостей у перехідній зоні на напружений стан в компонентах елементарного об'єму при заданих середніх напруженнях поздовжнього зсуву  $\langle \sigma_{12} \rangle$  і поздовжнього стиснення  $\langle \sigma_1 \rangle$ , що відповідає випадку навантаження силами тертя ковзання матеріалу із включеннями, розташованими нормально до поверхні тертя. Там же представлені залежності відносної інтенсивності напружень  $\sigma_i / \langle \sigma_1 \rangle$  ( $\sigma_{12} / f \langle \sigma_1 \rangle$  при  $f=1$ ), в точці на осі  $x_2$  від характеру зміни механічних властивостей в перехідній зоні, схематично зображеної на рис. 4.13, б.

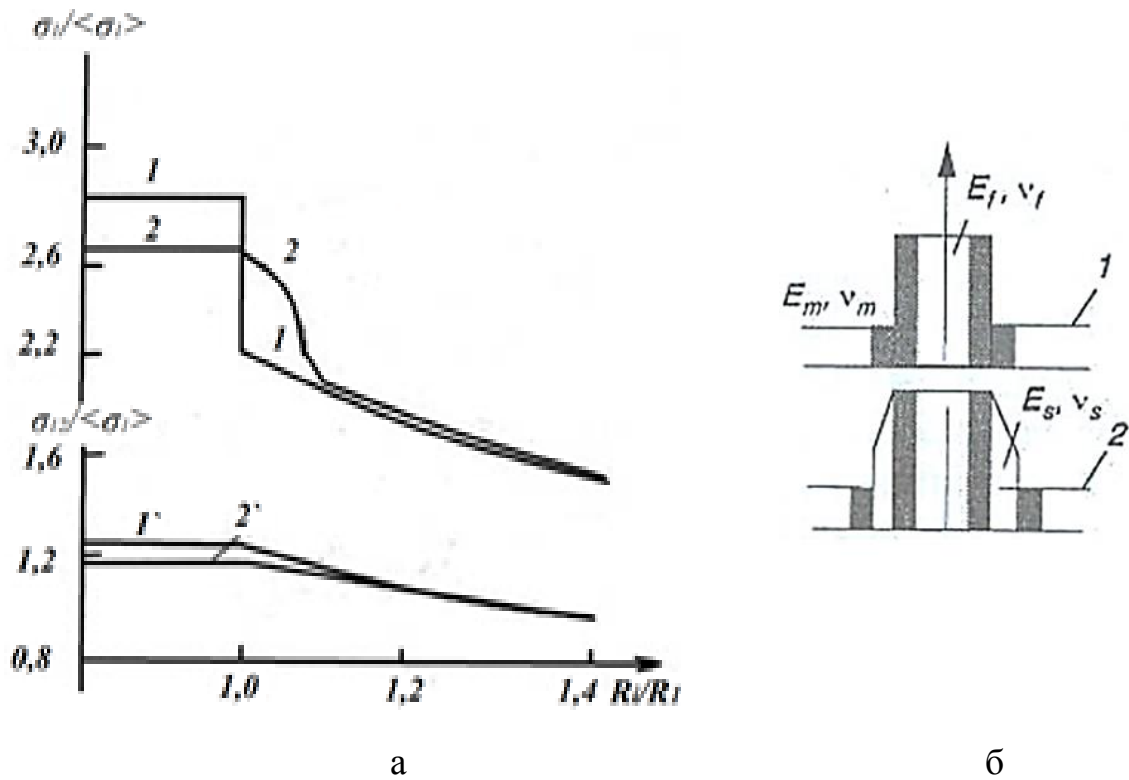


Рис. 4.13. Схема розподілу відносної інтенсивності напружень  $\sigma_i \langle \sigma_i \rangle$  в перехідній зоні при різній віддаленості від поверхні включення в глиб матриці (а) і залежно від характеру зміни модуля нормальної пружності в перерізі елементарного об'єму (б): 1 – перехідна зона відсутня; 2 – модуль нормальної пружності змінюється лінійно; 1', 2' – те ж, при навантаженні силами тертя

Номери кожної зі схем відповідають випадку при розгляді поздовжнього стиснення зі зсувом, а криві зі знаком «штрих» для порівняння ілюструють аналогічні залежності, справедливі при дії тільки середніх напружень поздовжнього зсуву  $\langle \sigma_{12} \rangle$ . Всі залежності побудовані в припущенні, що модуль пружності включення значно перевищує модуль пружності матриці  $E_f/E_m=5\dots 6$ . Зокрема для Ni та  $TiB_2$  відповідно  $E_m=1,6 \cdot 10^5$  МПа,  $E_f=5,1 \cdot 10^5$  МПа.

Локальні поля напружень істотно залежать від закону зміни властивостей в перехідній зоні.

Так, якщо перехідна зона має окрему фазу, модуль пружності якої не змінюється за її товщиною й значно перевищує модуль включення, напруги в останньому істотно знижуються. Однак така знову утворена фаза стає місцем найбільшої концентрації локальних напружень у структурі, причому

максимум розподілу зміщується на границю з матрицею (крива 3). У міру збільшення товщини утвореної фази рівень концентрації напружень різко знижується.

При відсутності перехідної зони між матрицею і включенням концентрація напружень у включенні максимальна, а в матриці вони зосереджені на границі розподілу фаз (криві 1 і 1'). За наявності перехідної зони у вигляді твердого розчину одного з компонентів, що характеризується плавною (лінійною) зміною в ній міцнісних властивостей, концентрація напружень у включенні знижується і найбільш плавно переходить в матрицю, поступово зменшуючись до рівня напружень у матриці (криві 2 і 2').

Отже, локальні напруження в композиції залежно від виду навантаження силами тертя елементарного об'єму можна прогнозувати і розрахувати зважаючи на механічні властивості, вид і структуру перехідної зони, яка утворюється в результаті дифузійної взаємодії матриці і включення, що передбачено діаграмою стану. Деконцентрацію напружень на межі «матриця – включення» можна здійснити організацією перехідної зони з підвищеними фізико – механічними властивостями та порогом початку пластичної деформації, зниженням інтенсивності деформаційного зміцнення та густини дислокацій.

Таким чином, зносостійкість композиційних електролітичних покриттів системи Ni-TiB<sub>2</sub> залежить в першу чергу від локальних полів напружень, на які істотно впливає закон зміни властивостей в перехідній зоні [134]. Дифузійне хромування формує перехідну зону вигляді твердого розчину, зменшуючи різницю в механічних властивостях наповнювача і матриці та підвищуючи межу текучості. Визначався розподіл відносної інтенсивності напружень  $\sigma_i / \langle \sigma_1 \rangle$  стиску та зсуву в перехідній зоні (матриця Ni:  $E_m = 2,0 \cdot 10^5$  МПа,  $G_m = 0,8 \cdot 10^5$  МПа,  $\nu_m = 0,28$ ; зміцнююча фаза TiB<sub>2</sub>:  $E_f = 5,3 \cdot 10^5$  МПа,  $G_f = 2,3 \cdot 10^5$  МПа,  $\nu_f = 0,15$ ; перехідна зона легована Cr:  $E_s = 2,9 \cdot 10^5$  МПа,  $G_s = 1,4 \cdot 10^5$  МПа,  $\nu_s = 0,21$ ). Концентрація напружень у наповнювачі знижується і плавно переходить в матрицю, поступово зменшуючись до рівня напружень у матриці (криві 2 і 2'). При цьому знижується вірогідність процесу сколювання боридної фази, що пов'язаний

дисипативною енергією, яка є результатом пластичної деформації в зоні тертя, перетворюється в пружну і зосереджується на границях фази, що і збільшує крихке сколювання боридного зерна.

#### **4.4. Триботехнічні характеристики термооброблених композиційних електролітичних покриттів з наповнювачами евтектичного сплаву**

Досліджувався вплив термічної обробки на триботехнічні властивості КЕП з наповнювачами евтектичного сплаву з різними ступенями нерівномірного структурного стану. Відомо [135], що взаємодія твердих тіл, що труться і середовища локалізується у вторинних структурах, які екранують початковий матеріал від механічної і фізико-хімічної деструкції. Тому питанням дослідження поверхневих плівок, що утворюються при терті, приділяється велика увага.

Процес утворення захисних вторинних структур на поверхні тертя пористих матеріалів, до яких відносяться і КЕП, має деякі особливості, які пов'язані зі структурною неоднорідністю і нерівноважним структурно-фазовим станом порошкового евтектичного сплаву.

У відповідності з існуючими теоретичними уявленнями про кристалізацію евтектичних систем зі швидкостями  $10^4$ – $10^6$  К/хв для цілого ряду евтектичних сплавів відбувається зміна механізму кристалізації. При цьому утворюється так звана структура тонкого конгломерату фаз, яка характеризується ще більшою дисперсністю будови, чим литі колоніальні структури, і зберігає той самий фазовий склад, але має інший механізм зміцнення. При таких швидкостях охолодження фази і структури, які утворюються, як правило, знаходяться в нерівноважному стані. Можливе також значне збільшення області твердого розчину фаз проникнення в литій матриці, поява нових метастабільних фаз високої дисперсності.

У зв'язку з цим від таких нерівноважних ультрадисперсних станів можна очікувати особливих триботехнічних властивостей, які визначаються їх структурою і здатністю до окислення [136].

Вихідні порошки містять тонкодисперсні кристали фаз проникнення, до того ж розміри цих кристалів залежать від швидкості охолодження порошку в процесі його виготовлення, тобто від діаметра (табл. 4.1).

Таблиця 4.1

**Залежність швидкості кристалізації евтектичного порошку ВТН і розмірів евтектичних кристалів від діаметру порошинок**

Діаметр порошинок, мкм	Товщина кристалів, мкм	Швидкість кристалізації, $V$ , К/хв	$\lg V$	Примітка
–	3,5	20	1,3	Литий сплав
240	2,0	$5 \times 10^4$	4,7	–
150	1,2	$8 \times 10^4$	4,9	–
58	0,3	$3 \times 10^5$	5,48	–
35	–	$6 \times 10^5$	5,78	Кристали відсутні

Тут необхідно зазначити дуже важливий момент. Змістити покриття, що знаходиться в нерівноважному стані, в сторону термодинамічної рівноваги можна двома шляхами. Перший шлях – це цілеспрямований зовнішній енергетичний вплив (наприклад, дифузний відпал, зовнішня деформація, лазерний переплав, ультразвукова обробка і т. д.). Другий шлях – це мимовільний зовнішній енергетичний вплив, який виникає безпосередньо в процесі роботи покриття (наприклад, в умовах тертя, корозійної дії, циклічного взаємодії з іншим тілом). У другому випадку можна говорити про самоорганізацію системи і оптимальну її пристосованість до умов зовнішнього руйнівного впливу. Рушійною силою такого процесу є зниження внутрішньої енергії системи при її підводі ззовні за рахунок дисипації будь-яким способом.

Таким чином поставлено завдання дослідити триботехнічні властивості одержаних покриттів, евтектичні наповнювачі яких переведені шляхом

високотемпературного відпалу з вихідного стану в більш рівноважний. Досліджувались наповнювачі евтектичного сплаву з різним рівнем нерівноважного структурного стану. Зокрема наповнювачі діаметром 250/210 мкм з товщиною кристалів 2,0 мкм і діаметром 28/20 мкм, в якому кристали відсутні, що свідчить про їх більш нерівноважний стан [137].

КЕП одержували зарощуванням електролітичним нікелем порошків зміцнюючої фази евтектичних гранул різної дисперсності [138] на підкладці зі сталі 12Х18Н10Т. Покриття наносили на призматичні зразки розміром 10х10х5 мм. Нашарування, що містять частинки (фракції 250/210, 28/20 мкм) осаджували на горизонтальному катоді при імпульсному переміщенні електроліту і густині струму від 5 до 10 А/дм<sup>2</sup>, РН 3-4, при температурі електроліту 25 і 40°С.

Для порівняння ефективності впливу на триботехнічні характеристики різних термодинамічних нерівноважних станів випробувалися як вихідні (свіжо напилені), так і відпалені за двома режимами покриття. Відпал проводився у вакуумній печі СШВЛ при тиску залишкової атмосфери  $55 \times 10^{-3}$  мм. рт. ст. і температурі 900 С (0,75Тпл) протягом 15 і 45 хв. Охолоджувалися зразки з піччю.

Дослідження тертя та зношування термооброблених КЕП з евтектичними наповнювачами двох фракцій показало різну їх зносостійкість в залежності від часу відпалювання (рис. 4.14).

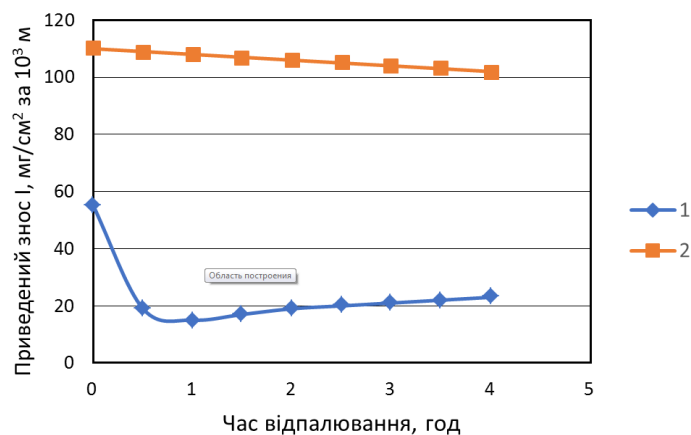


Рис. 4.14. Зносостійкість відпалених КЕП з евтектичними включеннями 28 мкм (1) і 250 мкм (2)

Встановлено підвищення зносостійкості КЕП з евтектичним наповнювачем фракції 28/20 мкм вже після відпалювання протягом 0,5 год. В той час як відпалювання покриття з евтектичним наповнювачем фракції 250/210 мкм не суттєво впливає на його зносостійкість. Це пов'язано з різним ступенем нерівноважного стану евтектичних складових покриттів і зміною їх властивостей під час відпалювання.

Суттєві зміни відбуваються в евтектичних включеннях фракції 28/20 мкм, які знаходяться в більш нерівноважному стані.

Високотемпературний відпал покриття призводить до часткового розпаду пересиченої металевої матриці евтектичних включень, зниження мікротвердості і коагуляції спочатку високодисперсних кристалів боридів [138]. Зі збільшенням часу відпалу ступінь розпаду твердого розчину на основі заліза і ступінь коагуляції кристалів боридів зростають, що призводить до зміни мікромеханічних властивостей структурних складових покриття. Зокрема знижується їх мікротвердість та крихкість (табл. 4.2).

Це, в свою чергу, відбивається на триботехнічних характеристиках покриття в цілому (рис. 4.14) [139].

Наведене пояснення підтверджується дослідженням поверхні тертя відпалених покриттів. Якщо на поверхні тертя покриття з крупними включеннями видно сліди абразивного зношування вільними частинками наповнювача, або закріпленими (шаржированими в поверхню контртіла) (рис. 4.15, а), то для композицій з розмірами частинок 28 мкм відсутні процеси захоплення, абразивного і крихкого руйнування, має місце нормальний механо-окислювальний процес зношування (рис. 4.15, б).

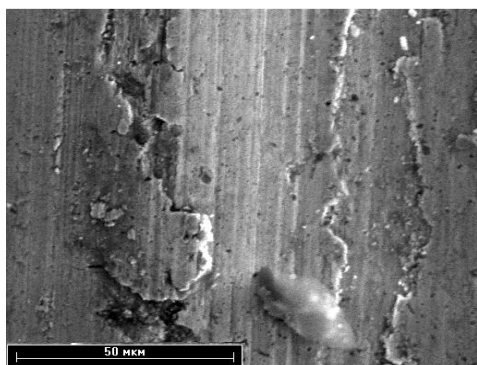
Таблиця 4.2

**Мікротвердість евтектичних включень КЕП в залежності від часу відпалювання**

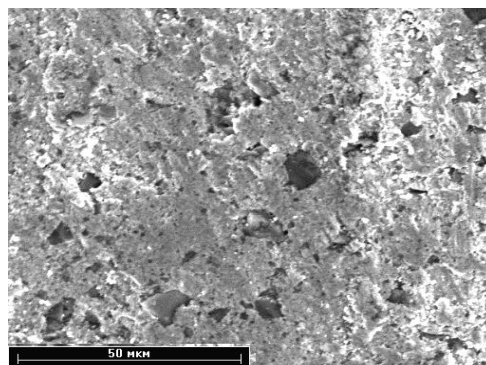
Розмір евтектичних включень, мкм	Мікротвердість до відпалювання $H_{\mu}$ , МПа	Мікротвердість $H_{\mu}$ , МПа		
		Тривалість відпалювання, хв		
		30	60	90
250	9700	8400	8100	8050



28	11200	7800	6400	6300
----	-------	------	------	------



а



б

Рис. 4.15. Топографії поверхонь тертя КЕП з включеннями: а – 250 мкм; б – 28 мкм

За результатами дослідження хімічного складу, утворені в процесі тертя плівок були встановлені наступні закономірності. В основі всіх окисних плівок, як вихідного, так і відпаленого станів, лежать з'єднання заліза з киснем, іноді леговані хромом і нікелем в кількості (в атомних частках, %) 18,6 – 1,8 і 4,9 – 0,17 відповідно. Склад цих сполук відповідає формулам  $Fe_3O_4$  і  $Fe_2O_3$ . Інші метали, присутні в покритті, незважаючи на їх велику, в порівнянні з залізом активність, самостійних окислів не утворюють. Збільшення часу відпалу сприяє зниженню корозійної стійкості вихідного покриття і, як наслідок, призводить до збільшення кількості окисних плівок (якісна оцінка проводилася за інтенсивністю піків елементів) (табл. 4.3).

Таблиця 4.3

### Склад плівок на поверхні тертя КЕП

з евтектичними включеннями 28 мкм сплавів (вміст елементів, мас. %)

Елемент	Відпалений стан покриття, хв	
	30	60
Титан	0,2392	0,0998 / 0,0994
Ванадій	1,1559	0,3849 / 0,3818
Хром	2,6633	2,1995 / 1,4869
Залізо	67,3930	66,9356 / 69,7064
Нікель	0,6771	0,3760 / 0,3764
Кисень	27,8725	30,0112 / 27,9491

Склад оксиду	$Me_3O_4$	$Me_2O_3 / Me_3O_4$
--------------	-----------	---------------------

Таким чином, керуючи величиною дисперсних кристалів фаз проникнення евтектичних наповнювачів КЕП, можна підібрати параметри відпалу, за яких покриття будуть володіти оптимальними фізико-механічними і триботехнічними властивостями.

#### **4.5. Аналіз руйнування покриттів в процесі тертя**

##### **4.5.1. Модель дослідження динаміки руйнування поверхневих шарів**

Проблемам тертя і зносостійкості металів присвячено чимало робіт, як теоретичних, так і експериментальних. Згідно з наведеними вище уявленнями сучасної фізики міцності матеріалів, їх руйнування є заключною фазою складного багатоетапного процесу пошкоджуваності, що закономірно розвивається на атомарному, нано- та мезоскопічному рівнях (див., наприклад, [140-142]). Саме перебіг фундаментальних термофлуктуаційних процесів на вказаних рівнях організації матерії зумовлює незворотні зміни структури кристалів задовго до появи зовнішньо спостережуваних проявів їх руйнування – утворення тріщин, частинок зносу і т.п. Дискретний процес накопичення пошкоджень кристалічної ґратки на макрорівні проявляється як неперервний процес збільшення внутрішньої енергії деформованої внаслідок тертя поверхні кристалу [143].

Мета даного розділу полягає у визначенні шляхів оцінки характеристик процесу руйнування поверхонь тертя при фретингу та фретинг-корозії. Такі дослідження набувають цінності особливо, коли йдеться про зносостійкість нанесених захисних покриттів.

Дослідження зносостійкості покриттів показали, що міцність шару поверхні тертя залежить від структури і, в першу чергу, зернистості фаз у зоні тертя. Наприклад, на рис. 4.2 наведені результати дослідження

зносостійкості системи покриття Ni-TiB<sub>2</sub> від вмісту наповнювача (TiB<sub>2</sub>), а на рис. 4.3 – від розміру його частинок [144].

З наведених даних видно, що зносостійкість покриття змінюється зі змінною як кількості, так і розмірів частинок наповнювача, що характеризує структуру покриття, яку можна позитивно удосконалити шляхом додаткової хіміко-термічної обробки. Оцінити процес зношення такого покриття можна, виходячи з наступних уявлень.

Для побудови фізичної та розрахункової моделей зношування в рамках кінетичної теорії використаємо метод, запропонований Д.Г. Громаковським [145]. У ньому вперше сформульовано шлях безпосереднього врахування феноменів: циклічного руйнування матеріалу поверхневого шару металічних деталей вузлів тертя при втомному зношуванні; впливу на процес зношування динамічної складової напруг деформації; локального характеру контактування поверхонь. Опис алгоритму побудови моделі міститься у [145]. Він складається з наступних етапів.

1. Контактуювання здійснюється між твердими поверхнями по дискретних, випадковим чином розташованих плямах фактичного контакту, площею  $A_r$  (рис. 4.16, а).

2. Накопичення пошкоджень локалізується в мікрооб'ємах матеріалу, обмеженого сумарною площею контакту  $\Sigma A_r$  і глибиною  $h$ , на якій знаходиться зона найбільшої концентрації дислокацій та інших дефектів кристалічної ґратки (так званий debris-шар, рис. 4.16, б). Якісно мікрооб'єм матеріалу, розташований над цим шаром, характеризується переважаннями актів розриву міжатомних зв'язків над їх релаксацією, що зумовлює необоротність його руйнування.

3. Руйнування кожного локалізованого мікрооб'єму матеріалу при зношуванні має груповий характер і протікає за час кінетичного циклу „зміцнення → знезміцнення → руйнування” (рис. 4.16, в).

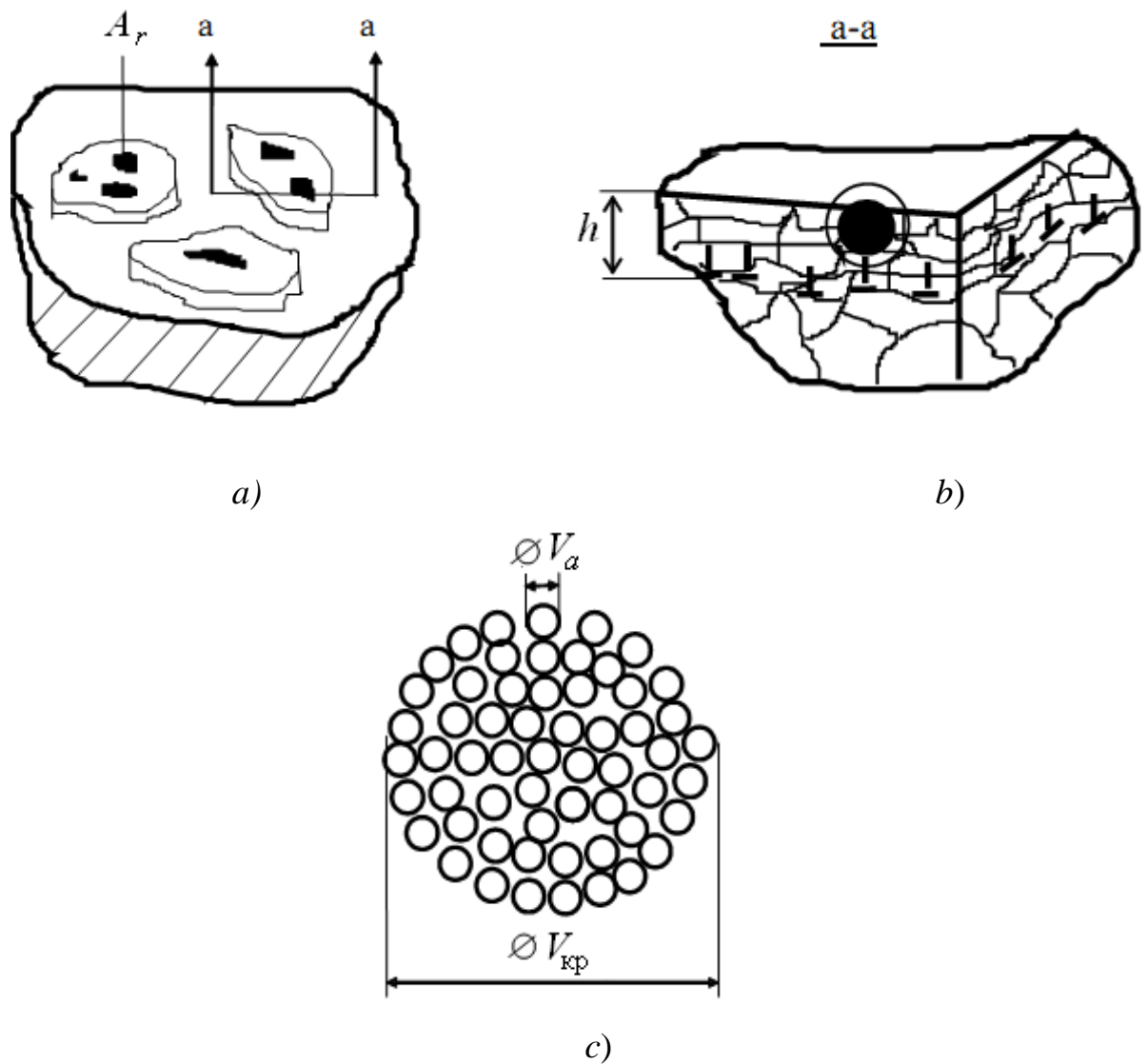


Рис. 4.16. Фізична модель зношування (за Д.М. Громаковським) [145]:  
 а) утворення активаційного об'єму; б) частинка зносу; с) накопичення енергії пошкоджень у процесі тертя.

При цьому на першій стадії знос мінімальний, а накопичення пошкоджень має латентний характер. Тривалість цієї стадії зазвичай складає близько 0,7 тривалості циклу. На другій стадії спостерігається швидке відлущування частинок зносу. Після видалення продуктів зношування починається новий цикл накопичення пошкоджуваності та руйнування на новій сукупності нерівностей поверхні.

4. Загальна кількість зв'язків  $\lambda$ , що руйнуються в кожному мікрооб'ємі матеріалу  $V_a$  за один кінетичний цикл, оцінюється гіпотетично за допомогою ряду прийнятих спрощень. Наприклад, форма частини зносу (рис. 4.16, б)

зазвичай вважається сферичною; таку саму форму має елементарний активаційний об'єм  $V_a$ . Кількість розірваних зв'язків визначається за кількістю міжвузлових позицій одиничної кристалічної ґратки  $N_p$  з урахуванням відношення локалізованого мікрооб'єму матеріалу  $V_d$  до об'єму середньостатистичної частинки  $V_{кр}$  та відношення поверхні частинки середньостатистичного розміру  $S_{V_{кр}}$  до поверхні одного активаційного об'єму  $V_a$

$$\lambda = N_p \cdot \frac{V_d}{V_{\delta\delta}} \cdot \frac{S_{V_{\delta\delta}}}{S_{V_a}}$$

Відомо, що зростання з часом внутрішньої енергії кристалу при дії зовнішніх механічних навантажень у парах тертя здійснюється за законом, близьким до лінійного [146]. З досягненням деякого критичного значення внутрішньої енергії матеріалу (енергія активації), відбувається його руйнування. Отже, руйнування є наслідком нестійкості деякого об'єму матеріалу при досягненні критичного значення густини його внутрішньої енергії.

Розглядаючи фізично нескінченно малий об'єм твердого тіла як відкриту термодинамічну систему, яка, за усталених зовнішніх умов, знаходиться у стані локальної термодинамічної рівноваги, умову руйнування матеріалу можна подати у вигляді

$$\Delta U \geq U_0. \quad (4.1)$$

Тут  $\Delta U$  – приріст внутрішньої енергії системи понад рівноважне її значення, а  $U_0$  – енергія активації руйнування. Перша з цих величин накопичується у процесі тертя, а остання є фундаментальною енергетичною характеристикою міцності матеріалу.

Зміна внутрішньої енергії системи описується фундаментальним рівнянням Гіббса [147]

$$\Delta U = T\Delta S - P\Delta V + \sum_i \mu_i \Delta w_i, \quad (4.2)$$

де  $T$  – абсолютна температура,  $P$  – тиск,  $V$  – об'єм,  $S$  – ентропія,  $\mu_i$  – хімічний потенціал  $i$ -го компонента, молярна частка якого у системі

дорівнює  $w_i$ . У загальному випадку внутрішня енергія системи змінюється внаслідок комплексного впливу різноманітних термодинамічних процесів: теплових, механічних, хімічних, дифузійних, електромагнітних та ін.

З урахуванням цих факторів умову руйнування матеріалу в приповерхневому шарі пари тертя можна подати у вигляді

$$TR \ln\left(\frac{t}{\tau_0}\right) + V_m 10^{-6} \left(\frac{\Delta\sigma^2}{2E} + \sigma \bar{\varepsilon} t\right) + \Delta u_i + \Delta g \geq u_0. \quad (4.3)$$

Перший доданок у (5.3) визначає приріст внутрішньої енергії одного моля речовини приповерхневого шару за рахунок збільшення ентропії, другий – внаслідок зростання енергії пружних і пластичних деформацій кристалічної ґратки (відповідно, перший та другий доданки виразу в дужках), третій – у результаті технологічної обробки поверхні; четвертий – враховує наслідки фізико-хімічної взаємодії з навколишнім середовищем. Тут  $R$  – універсальна газова стала,  $V_m$  – молярний об'єм,  $\sigma$  – напруження,  $E$  – модуль пружності,  $\bar{\varepsilon}$  – середня швидкість непружних деформацій,  $t$  – час перебування системи у навантаженому стані, а  $\tau_0$  – період теплових коливань атомів [148].

Виконане у роботі [148] дослідження впливу ролі кожного доданку в лівій частині нерівності (4.3) показало, що основний внесок у процес руйнування матеріалу дає деформаційна частина, значення якої з часом монотонно зростає майже за лінійним законом.

Енергія пружних деформацій є функцією миттєвого значення напруження, а тому вона не накопичується з часом у матеріалі. Для її оцінки за наявності динамічних впливів типу періодичних навантажень у якості ефективного значення  $\Delta\sigma$  приймається максимальне значення напруження

$$\sigma_{\max} = E\varepsilon_{\max},$$

де  $\varepsilon_{\max}$  – максимальна деформація.

У процесах зносу тертя акт руйнування локалізується в малому об'ємі приповерхневої області матеріалу, який при досягненні критичних напружень викришується і переноситься на поверхню контрафіл у вигляді частинки переносу. Акумуляція таких частинок на поверхні контра тіла

внаслідок адгезійного переносу призводить до утворення частинок зносу, які в подальшому відіграють роль абразиву, що приводить до початку етапу абразивного зношування, підвищуючи його інтенсивність. Критичні напруження визначаються умовами руйнування. Отже, утворення частинок переносу відбувається за умови виконання нерівності, подібної до (4.3) –

$$U_{def} \geq U_s,$$

де  $U_{def}$  – надлишкова внутрішня енергія, накопичена внаслідок деформацій в об'ємі викришеного фрагменту, а  $U_s$  – енергія активації руйнування.

Для оцінки розмірів частинки переносу припускають, що вона обмежена півсферою радіусу  $d/2$ , де  $d$  – діаметр плями контакту (рис. 4.17) [147]. Тоді умовою утворення частинки переносу є виконання нерівності

$$U_{def} = \frac{\pi d^3}{12} \left( \frac{\sigma_{max}^2}{2E} + \sigma_{max} \bar{\epsilon} t \right) \geq U_s, \quad (4.4)$$

де

$$U_s = U_a - \nu [TR \ln\left(\frac{t}{\tau_0}\right) + \Delta u_i + \Delta g] \quad (4.5)$$

– енергія активації руйнування, величина якої визначається когезійними властивостями матеріалу (перший доданок) та зміною його внутрішньої енергії внаслідок зростання ентропії, впливу умов технологічної обробки поверхні та процесів її фізико-хімічних перетворень;  $\nu$  – кількість молів речовини в об'ємі частинки.

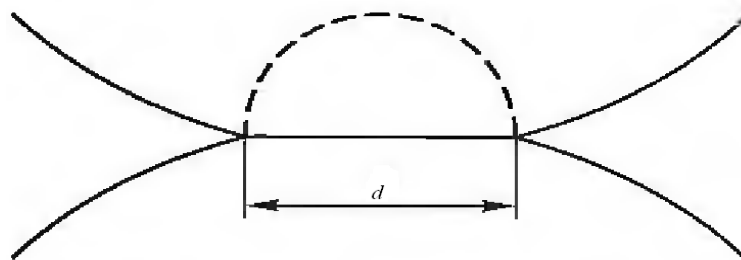


Рис. 4.17. Пляма контакту у місці дотику вершин нерівностей поверхонь тертя

Оскільки руйнування пов'язане з розривом міжатомних зв'язків і утворенням нових вільних поверхонь, то природно припустити, що енергія адгезії  $U_a = v \cdot u_0$  пропорціональна до величини площі утвореної вільної поверхні, яка визначається розміром викришеної частинки. Якщо викришена частинка складається з тієї ж речовини, що й основний об'єм контра тіла, то

$$U_a = 2\gamma d^2,$$

де  $\gamma$  – ефективна поверхнева енергія внутрішніх граничних напружень [141], яка визначається когезійними властивостями речовини. У випадку викришування зерен наповнювача (наприклад, SiC у матриці Ni), то

$$U_a = (\gamma_1 + \gamma_2)d^2,$$

де  $\gamma_1$  і  $\gamma_2$  – характеристики матеріалу матриці та наповнювача, відповідно.

Зміна внутрішньої енергії за рахунок зростання ентропії, технологічної обробки поверхні та її взаємодії з навколишнім середовищем (наприклад, корозії) може приводити до зменшення енергії активації, а тому – відповідний внесок може бути як додатній, так і від'ємний. Температура системи за час її перебування у навантаженому стані може збільшуватися. Припускаючи, що ця зміна є лінійною, у (4.2) слід підставити

$$T = T_0 + \alpha t.$$

За умови  $t < t_{cr}$ , де  $t_{cr}$  – тривалість процесу адгезійного тертя до початку викришування частинки переносу, умова (4.5) не виконується.

Беручи до уваги, що у процесі тертя біля 25% енергії пружних деформацій перетворюється в енергію локалізованих пластичних деформацій (решта розсіюється у вигляді енергії теплових коливань) [143, 148], а величина максимальних напружень  $\sigma_{max}$  зменшується при збільшенні циклів трибоконтактів [див., напр. 149], можна оцінити зміну з часом деформаційної частини внутрішньої енергії  $U_{def}$ . Аналізуючи часові залежності величин  $U_{def}$  і  $U_s$  для конкретної трибосистеми, можна визначити тривалість проміжку часу до настання процесу руйнування поверхні.



#### 4.5.2. Аналіз динаміки руйнування поверхневих шарів на основі енергетичної моделі

Нехтуючи другим доданком у (4.5), умову руйнування поверхні з викришуванням частинки переносу можна подати у вигляді  $U_{def} \approx U_a$ , звідки можна отримати оцінку розмірів частинок зносу. Дійсно, вважаючи, що частинка зносу обмежена півсферою радіусу  $d/2$ , де  $d$  – діаметр плями контакту (рис. 4.17), її об'єм будемо вважати рівним  $\pi d^3/12$ . Якщо  $\nu$  – кількість молів речовини в цьому об'ємі, то умовою утворення частинки переносу є виконання нерівності (4.5).

У типових випадках сильно зміцнених поверхневих станів усі критичні напруження (межа текучості, межа пружності та „напруження зварювання” у зоні контакту) є величинами одного порядку [141]. На етапі зближення вершин нерівностей контактуючих поверхонь напруження в області мікроконтакту  $\sigma_{max}$  має однаковий порядок величини з твердістю матеріалу. Для багатьох металів твердість пропорційна до модуля пружності  $E$  [141].

При кожному контакті відбувається зварювання мікронерівностей поверхонь. При подальшому їх віддаленні енергія, виділена на плямі контакту, перетворюється в енергію деформації кристалічної ґратки та розсіюється у вигляді тепла. Напруження ж у зміцненому поверхневому шарі до моменту його руйнування знову досягають початкового значення, тільки з протилежним знаком. Величина енергії деформації, накопиченої в шарі безпосередньо перед його руйнуванням, має величину

$$U_{def} \approx \frac{\sigma_{max}^2}{2E} \cdot \frac{\pi d^3}{12}. \quad (4.6)$$

Оскільки руйнування пов'язане з утворенням нових поверхонь, то природно припустити, що енергія активації руйнування пропорційна до величини площі поверхні частинки переносу  $S = \pi d^2$ . Не беручи до уваги внески ентропійної та технологічної складової, а також впливу оточуючого середовища у (4.5), будемо вважати

$$U_s \approx U_a = 2\gamma\pi d^2. \quad (4.7)$$

Прирівнюючи (4.6) і (4.7), отримуємо  $d \sim \gamma/E$ , тобто умова руйнування матеріалу в процесі тертя визначається його механічними властивостями. Розмір частинок зносу менший у випадку матеріалу з більшою твердістю (твердість більшості твердих тіл пропорційна величині модуля Юнга  $E$ ), але більший – у матеріалі з більшою міцністю (великі значення  $\gamma$ ).

Цей висновок ілюструє графік залежності відношення величини накопиченої пружної енергії  $U_{def}$  до величини енергії активації руйнування  $U_s$  (рис. 4.18).

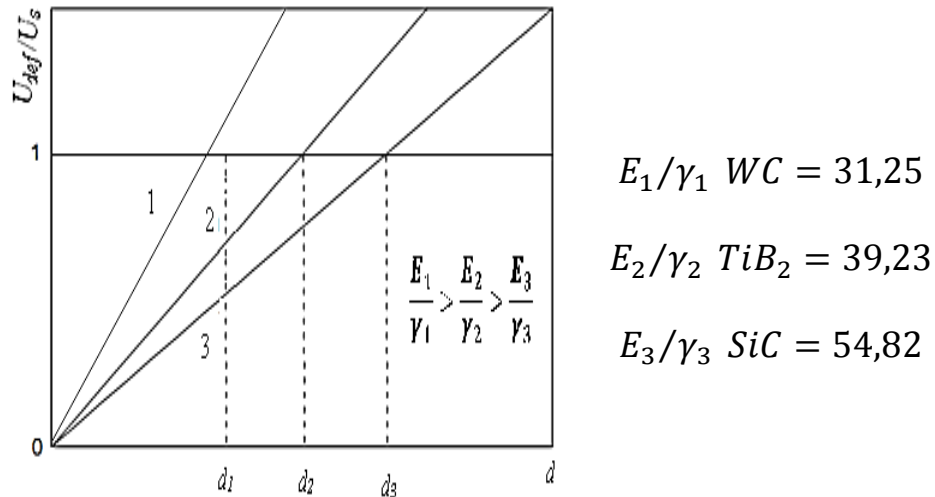


Рис. 4.18. Зміна розміру частинки зносу ( $d$ ) зі зміною механічних властивостей матеріалу ( $E$  – модуль пружності,  $\gamma$  - питома енергія когезії)

У табл. 4.4 наведено значення модулі пружності та енергії когезії  $\text{TiB}_2$  та  $\text{SiC}$ .

Таблиця 4.4

**Величини модулів Юнга  $E$  та енергій когезії  $\gamma$  для  $\text{SiC}$  та  $\text{TiB}_2$**

Речовина	$E$ , ГПа	$\gamma$ , еВ	$E/\gamma$
Карбід кремнію	392 <sup>b)</sup>	12,68 <sup>d)</sup>	31,25
Диборид титану	530 <sup>b)</sup>	13,51 <sup>d)</sup>	39,23
Карбід вольфраму	710 <sup>b)</sup>	12,95 <sup>d)</sup>	54,82

<sup>a)</sup> за даними [151]    <sup>b)</sup> за даними [152]

<sup>c)</sup> за даними [153]    <sup>d)</sup> за даними [154]

### 4.5.3. Аналіз результатів зносостійкості КЕП

Аналізуючи наведені на рис. 4.18 і табл. 4.4 результати, можна зробити наступне трактування результатів, показаних на рис. 4.2 та рис. 4.3. За умови малого (згідно рис. 4.2 – до 24%) вмісту дибориду титану у шарі покриття Ni-TiB<sub>2</sub>, матеріалом плям контакту переважно є нікель. Робота сил тертя витрачається на створення циклічно змінних деформаційних напружень у шарі покриття і, при накопиченні необхідного запасу внутрішньої енергії, починається його руйнування – відлущування частинок зносу. Переважно це – частинки нікелю певного характерного розміру  $d_{Ni}$ , що визначається умовою (4.7).

Збільшення частки дибориду титану у покритті збільшує енергію активації частинок зносу  $U_a$  (тим більше, чим більший вміст TiB<sub>2</sub>, що має більшу питому енергію когезії, аніж Ni). Це, за незмінних умов трибологічного експерименту, потребує більшої роботи сил тертя, а тому й часу, що спостерігається як зростання зносостійкості шару покриття (ліва гілка кривої питомого зносу на рис. 4.2). Зміна величини питомого зносу нелінійна, оскільки зі збільшенням вмісту TiB<sub>2</sub> у шарі покриття усереднена твердість частинок зносу зростає – серед них збільшується частка частинок з дибориду титану, твердість якого більша, аніж твердість нікелю, а тому зношування набуває більш абразивного характеру [155, 156].

При досягненні певного рівня насичення диборидом титану (24% при незмінному розмірі зерна TiB<sub>2</sub> 28/20 мкм) у шарі покриття, очевидно, змінюється склад частинок зносу. Через те, що ймовірність появи зерна наповнювача у зоні контакту поверхонь пар тертя зростає, зростає ймовірність перетворення роботи сил тертя у внутрішню енергію саме цієї частини шару покриття. Тому створюються умови для відлущення цілковитого зерна TiB<sub>2</sub>. Зі збільшенням рівня насичення шару покриття їх частка серед частинок зносу зростає, зношування стає переважно абразивним, що й спричиняє відповідне зростання питомого зносу шару (права гілка кривої на рис. 4.2).

При фіксованому рівні насичення, але різному розмірі зерна наповнювача динаміка руйнування шару покриття виглядає такою. Усереднені за об'ємом характеристики шару покриття незмінні, а тому незмінним буде середній розмір частинок зносу  $d_{\text{сер}}$ .

До тих пір, поки розмір зерна наповнювача менший оптимального, що, згідно рис. 4.3, становить близько 42 мкм, він, очевидно, може бути меншим за розмір частинки зносу  $d_{\text{сер}}$ . За наявності в активаційному об'ємі зерна, відлущування частинки зносу найімовірніше почнеться вздовж границі зерна, оскільки вона є місцем стоку дислокацій, а отже – локалізації енергії деформації. Площа поверхні зерна, спільної з поверхнею викришуваної частинки зносу, зростає при збільшенні розміру зерна. Оскільки питома поверхнева енергія когезії карбіду кремнію суттєво більша, ніж у нікелю, то зростання частки спільної поверхні зерна і частинки зносу при збільшенні розміру зерна приводить до необхідності накопичення в активаційному об'ємі більшої енергії. Це потребує більшої кількості циклів трибоконтракту, що спостерігається як зростання зносостійкості покриття при збільшенні розмірів частинок наповнювача. Мінімум кривої питомого зносу відповідає рівності розміру зерна наповнювача величині  $d_{\text{сер}}$  (ліва частина кривої на рис. 4.3). Нелінійність залежності питомого зносу від розміру зерна наповнювача на цій ділянці графіка пояснюється відповідними змінами твердості частинок зносу – зі збільшенням розміру частинок наповнювача, характер зношування стає більш абразивним.

Якщо розмір зерен  $\text{TiB}_2$  стає більшим від середнього розміру частинки зносу, характерного для даного рівня насичення, то при їх попаданні в зону контакту поверхонь тертя викришуватися будуть частинки з середовища  $\text{TiB}_2$ . Оскільки, згідно табл. 4.4 і рис. 4.18, розмір частинок зносу для дибориду титану більший, аніж для нікелю ( $d_{\text{TiB}_2} > d_{\text{Ni}}$ ), то частинки зносу будуть мати розмір тим більший, чим більший розмір зерна, з якого вони викришуються (характеристики активаційного об'єму тим ближчі до характеристик  $\text{TiB}_2$ , чим більший його вміст у цьому об'ємі). Збільшення ж розмірів частинок зносу великої, характерної для карбіду кремнію, твердості

збільшує зношуваність шару покриття (права гілка кривої приведенного зносу на рис. 4.3) [157, **Помилка! Джерело посилання не знайдено.**].

Отже, адаптація розробленої Д.Г. Громаковським енергетичної моделі аналізу кінетики втомного зношування дає змогу пояснити експериментально спостережувані закономірності процесів руйнування поверхонь пар тертя за умов адгезійного зношування та фретингу. Зрозуміло, що визначення кількісних характеристик перебігу цих процесів потребує розробки методів теоретичних розрахунків, які би врахували більш тонкі механізми взаємодій у зоні тертя.

На рис. 4.19 наведені результати зносостійкості КЕП наповнювачами SiC, TiB<sub>2</sub> та WC.

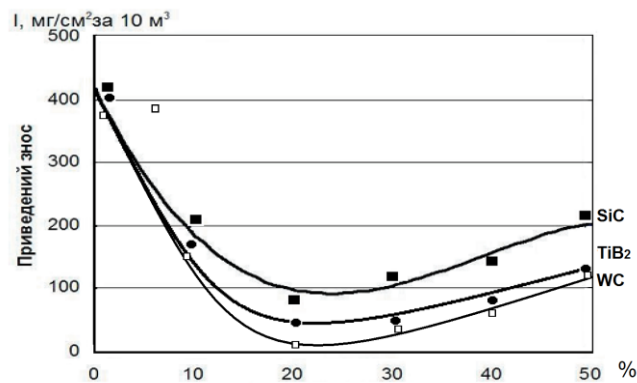


Рис. 4.19. Залежність зносостійкості КЕП Ni-TiB<sub>2</sub>, Ni-SiC та Ni-WC від вмісту наповнювача при навантаженні 20Н і швидкості тертя 0,5м/с. Величина частинок 28/20 мкм.

#### 4.5.4. Оцінка процесу руйнування з точки зору енергетичного стану поверхні тертя

Поклавши в основу уявлення руйнування поверхневого шару механізм енергетичного стану в процесі тертя, коли енергія пластичної деформації є джерелом накопичення пружних деформацій, розглянемо дислокаційний механізм руйнування.

Виходячи з того, що руйнівний процес поверхні тертя починається із-за

відсутності пластичних деформацій в зоні контакту, що приводить до накопичення в ній пружних деформацій і супроводжується розсіюванням частини енергії, затраченої зовнішньою роботою сил тертя, а також ці процеси є термодинамічно невірноваженими, то їх можна описати з допомогою дисипативної функції  $\bar{\psi}$  [159]:

$$T \frac{d_i S}{dt} = \bar{\psi} = \sum_i \frac{dW_{\text{дис}}^i}{dt} + \vec{I}_c A_c, \quad (4.8)$$

де  $T$  – температура системи в  $^{\circ}\text{K}$ ;

$$\frac{d_i S}{dt} = \frac{d_i S}{S_c dt} \text{ – швидкість зміни ентропії системи;}$$

$$\frac{dW_{\text{дис}}^i}{dt} = \frac{dW_{\text{дис}}^i}{S_c dt} \text{ – швидкість розсіювання енергії для } i\text{-го процесу}$$

протікаючого в системі;

$S_c$  – площа поверхні контакту;

$\vec{I}_c A_c$  – потужність впливу попутних факторів.

Визначимо дисипативні функції процесів пластичної деформації та утворення вільних поверхонь взаємодії в яких концентруються сили розсіювання енергії та зародження дефектів кристалічної структури – дислокацій, яким передуює пластична деформація. Дислокації накопичуються по границях зерен, що приводить до руйнування сил зв'язку з іншими фазами матеріалу і, як результат – викришування зерна тої чи іншої структури.

Для зручності введемо поняття хімічного потенціалу дислокації (робота, яка затрачується для утворення одиначної дислокації):

$$\varphi_d = \frac{\tau}{\beta}, \quad A_d = \Delta\varphi_d = \frac{\Delta\tau}{\Delta\beta}, \quad (4.9)$$

де  $\varphi_d$  – хімічний потенціал дислокації;  $\tau$  – діючі в металі напруження;  $\beta$  – число дислокацій, яке припадає на одиницю деформованого металу;  $A_d$  – утворення та переміщення дислокацій;  $\Delta\varphi_d$  – різниця хімічних потенціалів дислокацій для двох напружених станів металу;  $\Delta\tau$  – зміцнення металу в процесі його пластичного деформування.

В свою чергу, робота пластичної деформації, яка приводить до виникнення дислокації, запишеться:

$$dW_{nl} = d\bar{D}A_d, \quad (4.10)$$

де  $d\bar{D} = \frac{dD}{S_\xi}$  – швидкість накопичення дислокацій в системі.

Поділивши обидві частини цього рівняння на  $dt$ , отримаємо вираз для дисипативної функції пластичного деформування металу:

$$\varphi_{ouc} = \frac{dW_{nl}}{dt} = \frac{d\bar{D}}{dt} A_d = \bar{I}_d A_d, \quad (4.11)$$

де  $\bar{I}_d = \frac{d\bar{D}}{dt}$  – швидкість накопичення дислокацій, віднесеної до одиниці поверхні контакту і залежить від енергії пластичної деформації в зоні контакту.

Представляючи процес руйнування в зоні тертя як відколювання частинок по границях їх об'єму за рахунок накопичення по них дислокацій, можна записати:

$$\sum_i \sigma_i d\bar{S}_i = \sigma_m d\bar{S}_m + \sigma_o d\bar{S}_o - \sigma_d d\bar{S}_d, \quad (4.12)$$

де  $\sigma_o$  – питома поверхнева енергія в зоні контакту;  $d\bar{S}_o$  – питома площа поверхні контакту (зона пластичної деформації);  $\sigma_m$  – питома поверхнева енергія в процесі зміни площі контакту  $d\bar{S}_m$ ;  $\sigma_d$  і  $d\bar{S}_d$  – питома поверхнева енергія і зміна площі поверхні дислокаційних границь.

На рис. 4.20 схематично представлений процес накопичення дислокацій по границях зерен за рахунок дисипативної енергії пластичної деформації поверхні тертя. З рисунку випливає:

$$\begin{aligned} \sigma_d d\bar{S}_d &= \sigma_d^o d\bar{S}_d^o + \sigma_d^m d\bar{S}_d^m; \\ 2d\bar{S}_d^o &= d\bar{S}_o; \quad 2d\bar{S}_d^m = d\bar{S}_m, \end{aligned} \quad (4.13)$$

де  $\sigma_d^m$  і  $d\bar{S}_d^m$  – питома поверхнева енергія і зміна площі поверхні

дислокаційних границь;  $\sigma_d^o$  і  $d\vec{S}_d^o$  – питома поверхнева енергія і зміна площі контакту.

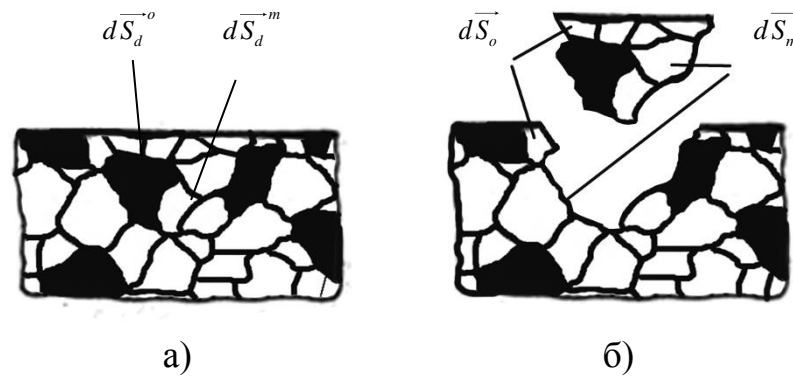


Рис. 4.20 Схема накопичення дислокацій на границях зерен: а – накопичення дислокацій, б – сколювання зерна поверхні тертя.

Звідси видно, що дисипативна енергія пластичнодеформованих поверхонь контакту тертя з врахуванням швидкості зміни її площі приводить до виразу дисипативної функції

$$\psi_s = \frac{d\vec{S}_o}{dt}(-\Delta\sigma_o) + \frac{d\vec{S}_m}{dt}(-\Delta\sigma_m), \quad (4.14)$$

$$\text{де, } \Delta\sigma_o = \sigma_o - \frac{\sigma_d^o}{2}; \quad \Delta\sigma_m = \sigma_m - \frac{\sigma_d^m}{2}.$$

Вирази  $\frac{d\vec{S}_o}{dt}$  та  $\frac{d\vec{S}_m}{dt}$  є показниками швидкості зміни дисипативної енергії пластичної деформації на площах контакту в процесі тертя і залежать від багатьох факторів і в першу чергу від навантаження, часу контакту та швидкості процесу тертя (між парою тертя). Це знаходить підтвердження в роботах багатьох дослідників [160, 161], які показали, що енергія тертя трансформується в енергію дислокацій, що приводить до крихкості поверхневих шарів і сколювання окремих фаз в зоні контакту тертя без змащування.

Отже, дисипативна енергія є результатом пластичної деформації поверхневого шару при терті і перетворюється у пружну енергію дислокацій, які зосереджуються по границях зерен структури матеріалу. Накопичення їх



окрихчує поверхню тертя, що веде до сколювання і відповідно до руйнування поверхні деталі. Збільшення навантаження при терті підвищує дисипативну енергію пластичної деформації, що в свою чергу окрихчує поверхню тертя і руйнує її.

Вводячи у вираз дисипативної функції (4.14) коефіцієнти, які характеризують фактори умов тертя (навантаження, швидкість руху, циклічність, температуру і т.п.), а також структурну будову речовини, можна ексклюзивно оцінити характер і ступінь зношування матеріалу при терті без мащення [162].

Отже, дисипативна енергія є результатом пластичної деформації поверхневого шару при терті і перетворюється у пружну енергію дислокацій, які зосереджуються по границях зерен структури матеріалу. Накопичення їх окрихчує поверхню тертя, що веде до сколювання і відповідно до руйнування поверхні деталі. Збільшення навантаження при терті підвищує дисипативну енергію пластичної деформації, що в свою чергу окрихчує поверхню тертя і руйнує її.

#### **4.6. Висновки до розділу 4**

1. Зносостійкість КЕП на нікелевій основі залежить як від процентного наповнення матриці боридною фазою, так і від розмірів частинок наповнювача.

2. Вперше експериментально та теоретично доведено, що зношування КЕП залежить від розмірів частинок наповнювача та сили зчеплення їх з матрицею. Дифузійне насичення КЕП ущільнює його та зміцнює сили зв'язку частинок наповнювача з нікелевою основою. Дифузійне хромування КЕП зміцнює ці сили зв'язку.

3. Дифузійне насичення (ХТО) доцільно застосовувати з метою підвищення зносостійкості напилених та електролітично осаджених на поверхню сталей групи X18H10T покриттів, як процес їх зміцнення,

ущільнення, підвищення зчеплення твердої фази наповнювача в КЕП та покриття з поверхнею сталі.

4. Встановлено, що оптимальний розмір частинок наповнювача  $TiB_2$  в нікелевій матриці з позицій максимальної зносостійкості є частинки фракції 28/20 мк за об'ємною часткою включень 24 %. При збільшенні умісту частинок (>40 %) в наслідок зменшення відстані між частками відбувається значне локальне зміцнення матриці, що призводить до зниження міцності композиції через утворення тріщин на ослаблених границях розділу частинка-частинка.

5. Проведений аналіз динаміки руйнування поверхневих шарів на основі енергетичної моделі. Визначено, що умова руйнування покриття в процесі тертя визначається його механічними властивостями і досягається швидше для частинок зносу більших розмірів  $d \sim \gamma/E$ . Розмір частинок зносу менший у випадку матеріалу з більшою твердістю (з великим значенням  $E$ ), але більший – у матеріалу з більшою міцністю (великі значення  $\gamma$ ).

6. Початкове підвищення зносостійкості КЕП зі збільшенням умісту та розміру наповнювача контролюється відповідно твердістю ( $E$ ) і питомою енергією когезії ( $\gamma$ ). Мінімум приведенного зносу відповідає оптимальним значенням вмісту і розміру наповнювача, коли розмір зерна наповнювача відповідає розміру частинок зносу ( $d_{сер.}$ ). Якщо розмір зерен наповнювача стає більшим від середнього розміру частинки зносу, характерного для даного рівня насичення, то частинками зносу будуть зерна наповнювача ( $TiB_2$ ). Характер зношування стає більш абразивним і знос росте.

7. Теоретично обґрунтовано та експериментально підтверджено, що за однакової питомої когезії SiC (12,68 eV) і  $TiB_2$  (13,51 eV) перевагу щодо підвищення зносостійкості потрібно надавати наповнювачу з більшою твердістю SiC (392 ГПа),  $TiB_2$  (530 ГПа), тоді відповідно  $E/\gamma$  для SiC=31,25, для  $TiB_2$ =39,23.

**Результати теоретичних та експериментальних досліджень даного розділу наведено в таких публікаціях:**

1. Кіндрачук М.В. Механізм зношування аустенітної сталі 12X18Н9Т в широкому діапазоні зовнішніх навантажень / М.В. Кіндрачук, Р.Г. Мнацаканов, І.А. Гуменюк та ін. // Проблеми тертя та зношування. – 2015. - № 2 (67). – С.18 – 27.

2. Кіндрачук М.В. Механізм припрацювання в гетерогенних евтектичних системах / М.В. Кіндрачук, І.А. Гуменюк, О.О. Мікосянчик та ін. // Проблеми тертя та зношування. – 2015. - № 1 (66). – С. 94 – 101.

3. Кіндрачук М.В. Роль локалізації напружень і деформацій в перехідній зоні «матриця – наповнювач» в кінетиці руйнування композиційних покриттів під час тертя / М.В. Кіндрачук, М.В. Лучка, В.Я. Лобурак, І.А. Гуменюк // Проблеми тертя та зношування. – 2014. - № 2 (63). – С. 18 – 29.

4. Триботехнічні характеристики термооброблених композиційних електrolітичних покриттів з наповнювачами евтектичного сплаву / А.О. Корнієнко, І.А. Гуменюк, С.В. Федорчук, Ю.В. Пищенко. // Проблеми тертя та зношування. – 2017. - № 4 (77). С. 63-68.

5. M. Pashechko Functional Plasma-Deposited Coatings / M. Pashechko, M. Kindrachuk, I. Gumeniuk, O. Tisov, V. Zahrebelniy // Advances in Science and Technology Research Journal. – 2017. – 11(4). – pp. 301-304.

6. Кіндрачук М.В. Зносостійкість як енергетична характеристика міцності матеріалу в зоні тертя / М.В. Кіндрачук, М.В. Лучка, В.Я. Лобурак, І.А. Гуменюк: матеріали Міжнародної науково – практичної конференції [«Ольвійський форум – 14: стратегія країн причорноморського регіону в геополітичному просторі»], (Миколаїв, 4-7 червня 2014р) / Міністерство освіти і науки України. – Миколаїв: Вид – во Чорноморський держ. університет ім. Петра Могили, 214. – С. 19 – 22.

7. Кіндрачук М.В. Перспективність створення заевтектичних сплавів триботехнічного призначення на основі заліза з тугоплавкими боридами / М.В. Кіндрачук, В.Є. Панарін, Р.Г. Мнацаканов, І.А. Гуменюк // 6-та Міжнародна науково – практична конференція «Сучасні енергетичні установки на транспорті і технології та обладнання для їх обслуговування,

24-25 вересня 2015р. – Херсон: Херсонська державна морська академія. – С. 191 – 192.

8. Кіндрачук М. В. Кінетика руйнування композиційних покриттів партертя на основі енергетичної моделі / М. В. Кіндрачук, Р. Г. Мнацаканов, І. А. Гуменюк // матеріали 7-мої Міжнародної науково-практичної конференції «Сучасні енергетичні установки на транспорті, технології та обладнання для їх обслуговування». – Херсон: Херсонська державна морська академія. 2016р. – С. 184 – 185.

9. Кіндрачук М. В. Кінетика руйнування композиційного електролітичного покриття на сталі 12Х18Н10Т при терті ковзання / М. В. Кіндрачук, Р. Г. Мнацаканов, І. А. Гуменюк, Н. М. Стебелецька // Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – б» за підтримки «ММАТЕНГ» проекту, інженерно- фізичного факультету НТУУ «КПІ», 1-2 грудня 2016р.- м. Київ. – С. 148 – 152.

## **РОЗДІЛ 5. ПІДВИЩЕННЯ ТРИБОТЕХНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛІ 12Х18Н10Т ГРАДІЄНТНИМИ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНИМИ ПОКРИТТЯМИ З МАКРО- ТА НАНОНАПОВНЮВАЧАМИ**

Відомо, що будь-який об'єкт трибосистеми, піддається структурній пристосовуваності. Утворені вторинні структури на робочих поверхнях спряження під час припрацювання в значній мірі визначають його подальшу зносостійкість, тобто зносостійкість і працездатність визначаються вихідною структурою матеріалу, а також станом контактних шарів, сформованих під час припрацювання (на початковому періоді експлуатації).

Було поставлено задачу створення способу нанесення композиційного електролітичного покриття з високою контактною втомною міцністю і зносостійкістю за рахунок формування його градієнтної структури: поверхневий шар зі складом та структурою з пониженим опором зсуву і глибинного підшару з більш крупними гранулами евтектичного сплаву.

Структура глибинного шару, де зосереджуються максимальні напруження тертя, забезпечує рівномірний розподіл навантаження в об'ємі покриття, чинить опір руйнуванню під дією тангенціально направлених сил тертя, демпфірує їх, тобто слугує міцною основою для поверхневого шару, підвищує його працездатність у екстремальних умовах тертя, виключаючи продавлювання, викришування та відшарування [134].

Тому, для створення оптимальних умов структурної пристосовуваності тобто покращити його припрацьовуваність, а також підвищити зносостійкість розроблено технологічний процес нанесення захисного градієнтного покриття [163]. Завдяки градієнтним властивостям покриття можливо оптимізувати напружено деформований стан в системі «основа-покриття», підвищити зносостійкість та експлуатаційні і фізико-механічні властивості елементів трибоспряження.

При розробці технологічного процесу нанесення зносостійких покриттів потрібно вирішувати задачі щодо їх оптимізації. Ефективність прийнятих оптимізаційних рішень залежить від правильності вибору

критеріїв, за якими буде оцінюватися працездатність сформованого зносостійкого поверхневого шару у заданих умовах експлуатації.

## **5.1. Математичне моделювання формування зносостійких градієнтних електролітичних покриттів**

**Вибір критеріїв оптимізації, керованих факторів та побудова плану експерименту.** Розробка технологічного процесу нанесення градієнтних зносостійких покриттів пов'язана з вирішенням задач щодо їх оптимізації. Ефективність прийнятих оптимізаційних рішень залежить від правильності вибору критеріїв, за якими буде оцінюватися працездатність сформованого зносостійкого поверхневого шару у заданих умовах експлуатації.

Критерії оптимізації в роботі обиралися з урахуванням наступного комплексу вимог [93, 104]:

простий, зрозумілий фізичний зміст критерію та достатньо повне характеризування ним об'єкту або процесу, що досліджується;

відповідність кожному значенню незалежних змінних одного (із точністю до випадкової помилки) значення відгуку;

відтворюваність критерію, тобто збігання (з точністю до помилки експерименту) отриманих його значень при повторенні дослідів у номінально однакових умовах;

вимірюваність значень критерію при будь-якій комбінації обраних рівнів факторів; ефективність критерію як з точки зору досягнення мети, так і у статистичному відношення.

З огляду на те, що основною задачею дослідження є підвищення триботехнічних властивостей зміцнених деталей, у якості критеріїв оптимізації обиралися параметри, які можуть найбільш вичерпно та якісно охарактеризувати саме ці властивості матеріалів.

Зношування – це процес руйнування та відділення матеріалу з поверхні твердого тіла та (або) накопичення його залишкової деформації при терті, який проявляється у поступовій зміні розмірів та (або) форми тіла [164]. Знос

– результат зношування, який визначається у встановлених одиницях (об'єму, маси, довжини тощо).

При вивченні процесу тертя виникає необхідність у розгляданні самих різноманітних взаємодій поверхонь: підйому по мікронерівностях абсолютно твердого тіла, пружного та пластичного деформування мікронерівностей, подолання ними міжатомної взаємодії, схоплення металів, утворення різного типу плівок тощо. Авторами [165] показано, що кількісною оцінкою взаємодії поверхонь у всіх випадках є коефіцієнт пропорційності між тангенціальною реакцією та нормальним навантаженням – коефіцієнт тертя. Значення саме цього коефіцієнту є одним з критеріїв, за яким проводять класифікацію тертя за видами, адже він, аналогічно інтенсивності зношування, залежить як від фізико-механічних властивостей контактуючих матеріалів, так і від умов тертя – питомого навантаження, швидкості ковзання, мастильного середовища тощо. Не дивлячись на те, що коефіцієнт тертя є функціонально пов'язаним із зносостійкістю, самостійно він не розкриває всіх часткових особливостей механізму зношування пар тертя в різних умовах мащення [166].

Отже, у роботі в якості критеріїв оптимізації зміцнених поверхневих шарів було обрано інтенсивність зношування ( $Y_1$ ) та коефіцієнт тертя ( $Y_2$ ) (табл. 5.1) [167].

*Таблиця 5.1*

### **Мета та обмеження критеріїв оптимізації**

№	Назва критерію оптимізації	Мета	Позначення	Обмеження
1	Інтенсивність зношування (мг/см <sup>2</sup> за 10 <sup>3</sup> м)	МІНІМУМ	$Y_1$	–
2	Коефіцієнт тертя	МІНІМУМ	$Y_2$	–

Важливою вимогою, що висувається до керованих факторів є відсутність їхньої взаємозамінності. Крім цього, фактори повинні відповідати наступним вимогам:

бути керованими;  
не повинні залежати від інших змінних;  
сукупність обраних незалежних змінних повинна відповідати вимогам сумісності;

інтервал зміни кожного фактору не повинен бути малим, одночасно, він не повинен бути дуже широким;

рівні варіювання факторів повинні обиратися з урахуванням апріорної інформації щодо характеру впливу на відгук кожної змінної, точності підтримки рівня, здатності контрольно-виміральної апаратури, методів реєстрації, виду залежності відгуку від даної змінної; незалежні змінні повинні бути однозначними;

вибір факторів повинен бути досить повним; точність фіксації факторів повинна бути високою (мінімальна різниця між значеннями сусідніх рівнів варіювання змінних повинна бути, принаймні, на порядок вище точності установки даного параметра).

При виборі керованих факторів до вивчення процесу підходили комплексно, тобто враховувався вплив конструктивних, технологічних та експлуатаційних факторів. Використовуючи методи експертної оцінки [168-170] і, зробивши серію відсіюючих експериментів, було отримано середній апріорний ранжируваний ряд факторів, які впливають на технологічний процес нанесення КЕП (рис. 5.1).

Для моделювання процесу нанесення градієнтних покриттів на основі аналізу проведеного ранжирування було визначено групу факторів, що більше за всіх впливають на величину критеріїв оптимізації, та встановлено рівні їх варіювання. Тому в матрицю планування, як керовані фактори, були внесені: діаметр гранул ( $X_1$ ), вміст гранул ( $X_2$ ), товщина покриття ( $X_3$ ), швидкість ковзання ( $X_4$ ) та експлуатаційне навантаження ( $X_5$ ) в умовах тертя (табл. 5.2).



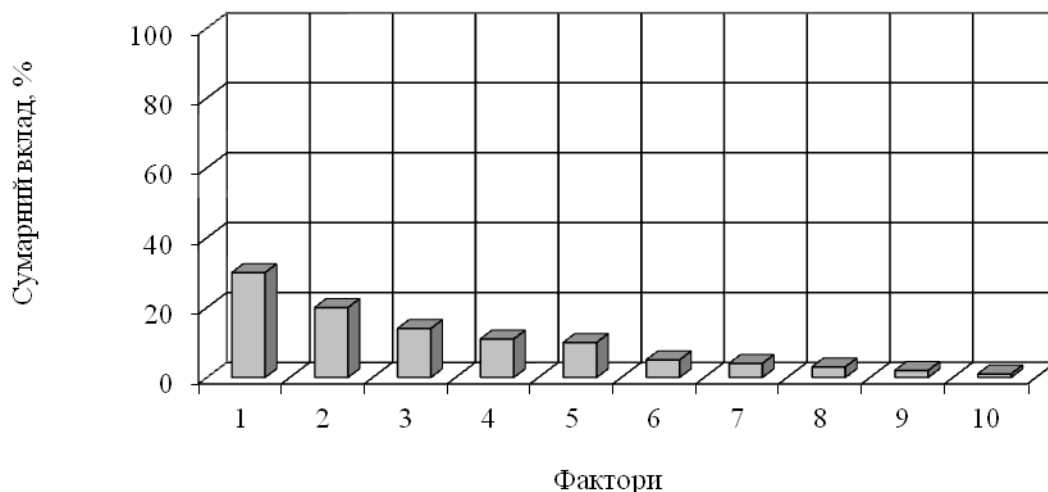


Рис. 5.1. Ранжируваний ряд конструктивних, технологічних та експлуатаційних факторів: 1 – діаметр гранул зовнішнього покриття; 2 – вміст гранул; 3 – товщина зовнішнього покриття; 4 – швидкість ковзання; 5 – експлуатаційне навантаження; 6 – густина катодного струму; 7 – температура формування покриття; 8 – діаметр гранул нижнього покриття; 9 – товщина нижнього покриття; 10 – діаметр гранул проміжного покриття.

Таблиця 5.2

### Фактори та рівні їх варіювання

№	Фактори	Позначення	Рівні варіювання
1	Діаметр гранул (мкм)	$X_1$	0,1...30
2	Вміст гранул (%)	$X_2$	7...28
3	Товщина покриття (мкм)	$X_3$	1...20
4	Швидкість ковзання (м/с)	$X_4$	0,1...0,5
5	Навантаження (МПа)	$X_5$	1...5

Використовуючи рекомендації, що запропоновані в розділі 2, п. 2.12, а також фактори та значення рівнів їх варіювання для рішення поставленої задачі, у роботі згенеровано план експерименту в кодованих значеннях, який представлений у табл. 5.3 у виді робочої матриці.

Використовуючи формулу 2.6 проведено перехід від кодованих значень до натуральних, що значно спрощує реалізацію плану експерименту (табл.

5.4).

Таблица 5.3

**План эксперименту в кодированных значениях**

№	X <sub>1</sub>	X <sub>2</sub>	X <sub>3</sub>	X <sub>4</sub>	X <sub>5</sub>
1	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
2	0,25	0,75	0,25	0,75	0,25
3	0,75	0,25	0,75	0,25	0,75
4	0,125	0,625	0,875	0,875	0,625
5	0,625	0,125	0,375	0,375	0,125
6	0,375	0,375	0,625	0,125	0,875
7	0,875	0,875	0,125	0,625	0,375
8	0,0625	0,9375	0,6875	0,3125	0,1875
9	0,5625	0,4375	0,1875	0,8125	0,6875
10	0,3125	0,1875	0,9375	0,5625	0,4375
11	0,8125	0,6875	0,4375	0,0625	0,9375
12	0,1875	0,3125	0,3125	0,6875	0,5625
13	0,6875	0,8125	0,8125	0,1875	0,0625
14	0,4375	0,5625	0,0625	0,4375	0,8125
15	0,9375	0,0625	0,5625	0,9375	0,3125
16	0,03125	0,53125	0,40625	0,21875	0,46875

Таблица 5.4

**План эксперименту в натуральных значениях**

№	X <sub>1</sub>	X <sub>2</sub>	X <sub>3</sub>	X <sub>4</sub>	X <sub>5</sub>
1	15	17,5	10,5	0,3	3
2	7	22,8	5,75	0,4	2
3	22	12,3	15,25	0,2	4
4	4	20,1	17,62	0,45	3,5
5	19	9,6	8,13	0,25	1,5
6	11	14,9	12,88	0,15	4,5
7	26	25,5	3,38	0,35	2,5
8	2	26,7	14,06	0,23	1,75
9	17	16,2	4,56	0,43	3,75
10	9	10,9	18,81	0,33	2,75
11	24	21,4	9,31	0,13	4,75
12	6	13,6	6,94	0,38	3,25
13	20	24,1	16,44	0,18	1,25
14	13	18,9	2,19	0,28	4,25
15	28	8,3	11,69	0,48	2,25
16	1	18,2	8,72	0,19	2,88

На основі одержаних результатів проводилось нанесення градієнтних зносостійких покриттів та їх експериментальні дослідження.

## 5.2. Технологічний процес формування зносостійкого градієнтного покриття

Поставлено задачу створення способу нанесення КЕП з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю за рахунок формування його градієнтної структури: нижнього і верхнього шарів зі складом та структурою прототипу і зовнішньої частини верхнього шару з пониженим опором зсуву.

Поставлена задача вирішується тим, що формування нижнього і верхнього шарів зносостійкого електролітичного покриття проводять з електроліту, що містить наночастинки карбїду кремнію та гранули евтектичного сплаву заданого розміру і кількості, яке відрізняється тим, що зовнішня частина верхнього шару виконана у вигляді прошарку товщиною 10-15 мкм і містить наночастинки та гранули карбїду вольфраму (WC) діаметром 1-5 мкм при наступному співвідношенні компонентів електроліту, г/л:

хлорид нікелю (або заліза, або кобальту)	320
борна кислота	45
карбїд вольфраму (гранули)	20-30
карбїд вольфраму (наночастинки)	20-30.

У виробках з таким покриттям технічний результат досягається завдяки градієнтній структурі покриття. Адже відомо, що умовою існування зовнішнього тертя (задовільне припрацьоване і зносостійкість) є забезпечення правила градієнта зсувного опору, згідно з яким зсувний опір в зоні контакту твердих тіл повинен бути меншим, ніж на деякій глибині, тобто

повинна дотримуватись  $\frac{\delta\tau}{\delta z} > 0$ .

Співвідношення, склад і розмір компонентів у верхньому (зовнішньому) підшарі забезпечує менший зсувний опір завдяки підвищеній пластичності порівняно з нижнім основним підшаром. Більша дисперсність (1-3 мкм) гранул WC забезпечує пластичність, а їх вища мікротвердість (13 ГПа) порівняно з гранулами евтектичного сплаву-зносостійкість.

Зовнішній прошарок товщиною 10-15 мкм за час припрацювання утворює специфічні вторинні структури з високою стійкістю до температурно-силових впливів контактного фрикційного процесу і створює оптимальні умови для роботи основного матеріалу покриття, виключаючи його тріщиноутворення та крихке руйнування при терті [171].

На рис. 5.2 зображено будова градієнтного покриття.

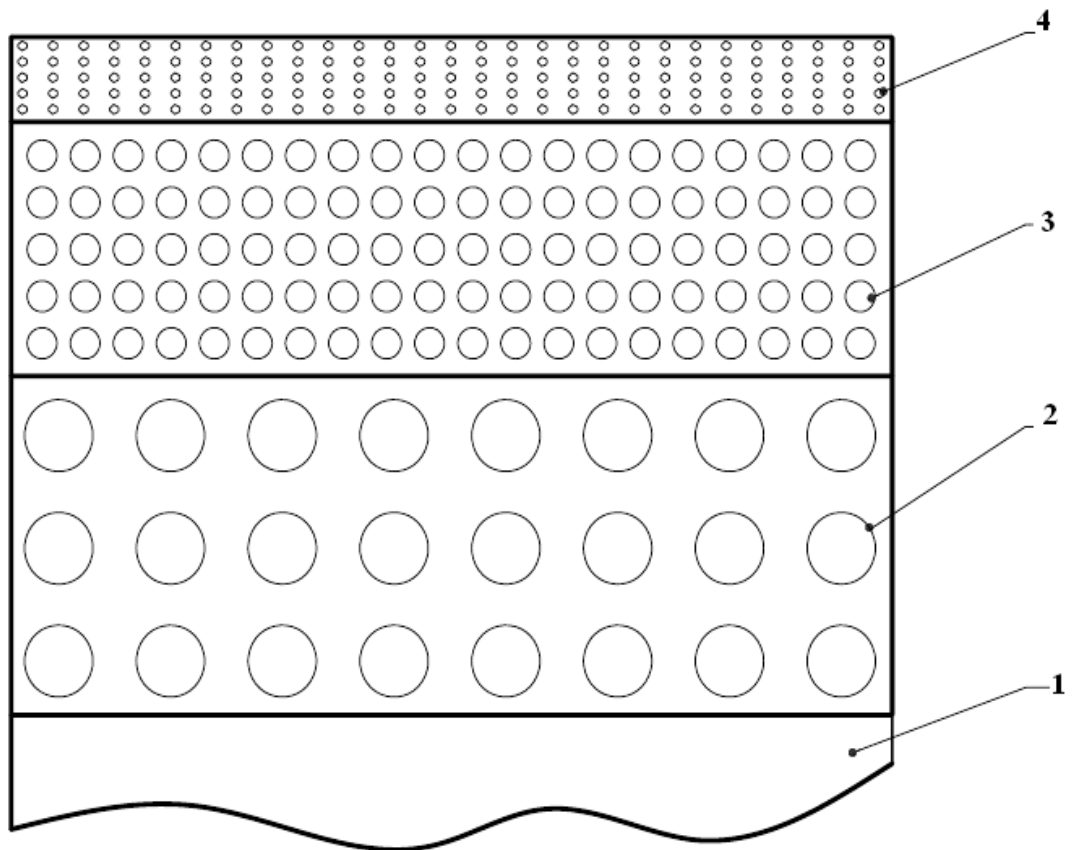


Рис. 5.2. Структура градієнтного покриття [163]: 1 – стальна основа; 2 – нижній шар; 3 – нижній підшар верхнього шару; 4 – зовнішній підшар верхнього шару

Виріб з покриттям містить сталюну основу 1 і нанесене на неї електролітичне покриття, що складається з нижнього 2 і верхнього шару з двома підшарами: нижнього 3 і верхнього зовнішнього 4.

Для одержання підшару даного складу градієнтного КЕП процес електрохімічного осадження гальванічного металу та порошоків наповнювача, що знаходяться в електроліті, здійснювали на попередньо нанесене електролітичне покриття за найближчим аналогом на сталевих зразках (сплавах титану) зі стандартного хлористого електроліту нікелювання, що містить 320 кг/м<sup>3</sup> хлористого нікелю, 45 кг/м<sup>3</sup> борної кислоти (100 кг/м<sup>3</sup> хлористого водню).

Процес проводили за температур від 40 до 60°C, рН від 3÷4 (або рН 0,8÷1,2), катодної густини струму від 2 до 20 А/дм<sup>2</sup> при постійному перемішуванні електроліту стисненим повітрям. Вміст в електроліті наночастинок карбіду вольфраму задавали в межах від 20 до 30 кг/м<sup>3</sup>, а гранул карбіду вольфраму евтектичного сплаву від 20 до 30 кг/м<sup>3</sup>. Отримані покриття за даними хімічного аналізу містять від 19,2 до 25,4 мас. % карбіду вольфраму.

У разі відхилення від оптимальних параметрів ведення процесу електролізу, складу електроліту в інтервалі концентрацій, що рекомендуються, густини струму та часу витримки в бік зменшення або збільшення, одержання композиційних покриттів заданого складу, структури й властивостей не забезпечується.

### **5.3. Триботехнічні властивості сформованого покриття**

Випробування на тертя та знос за схемою односпрямованого тертя ковзання без мастила проводили на установці М-22 в наступних умовах: температура 273 К, навантаження 3 МПа, швидкість ковзання – 0,1 м/с, контртіло загартована сталь 45 HRC 43-48.

Підвищення зносостійкості градієнтного покриття у порівнянні з прототипом (див. табл. 5.5), обумовлено підвищенням твердості і

пластичності поверхневого прошарку за рахунок більш твердого і дисперсного наповнювача карбіду вольфрама та мінімізацією напружень при терті.

Максимальну зносостійкість мають градієнтні покриття, що містять у зовнішній частині верхнього шару гранули WC діаметром 1-5 мкм. При зменшенні розміру гранул до 0,5 мкм зникає ефект макрозміцнення покриття.

*Таблиця 5.5*

**Зносостійкість градієнтного КЕП, нанесеного на сталь 12Х18Н10Т, в залежності від розміру та вмісту гранул карбіду вольфраму в зовнішньому прошарку (P=3 МПа, V=0,1 м/с, T=293 К)**

Покриття	Діаметр гранул наповнювача, мкм	Вміст гранул наповнювача, мас. %	Знос, мг/см <sup>2</sup> за 10 <sup>3</sup> м
Прототип: наповнювач SiC	30	7,0	42,9
Наповнювач WC	0,1	27,8	30,3
	0,5	27,0	29,5
	1,0	25,4	20,1
	5,0	19,0	22,3
	10,0	12,5	29,5
	15	11,9	34,0
	20	9,2	37,2
	25	8,1	39,1
	30	7,5	40,8

Збільшення розміру гранул порошку WCзверх 5 мкм також знижує зносостійкість, що обумовлено зменшенням вмісту включень в підшарі, зниженням його механічних властивостей, зокрема пластичності.

**5.4. Побудова математичних моделей за результатами триботехнічних досліджень**

За результатами експерименту (згідно алгоритму та методиці, що представлена в розділі 2, п. 2.12) проведено статистичний аналіз та

побудовано регресійні моделі залежності критерію оптимізації, який характеризує величину інтенсивності зношування ( $Y_1$ ) та коефіцієнту тертя ( $Y_2$ ) від конструктивних, технологічних та експлуатаційних факторів (табл. 5.2) (див. Додаток Б). Розрахунок моделей здійснювався за допомогою ППП ПРІАМ. В якості початкових даних використовувалися план експерименту в натуральних координатах (табл. 5.4) та результати експериментальних досліджень, що проведені двічі при одних і тих же умовах (табл. 5.6, табл. 5.7).

Таблиця 5.6

**Інтенсивність зношування**

№	I, мг/см <sup>2</sup> за 10 <sup>3</sup> м	
	Y <sub>1.1</sub>	Y <sub>1.2</sub>
0	300	342
1	27,4	29,7
2	22,3	24,6
3	34	36,3
4	20,8	23,1
5	29,5	31,8
6	24,3	26,6
7	39,1	41,4
8	20,1	22,4
9	29,3	31,6
10	23,9	26,2
11	37,2	39,5
12	21,9	24,2
13	30,3	32,3
14	25,9	28,2
15	40,8	43,1
16	21,8	23,1

Таблиця 5.7

**Коефіцієнт тертя**

№	μ	
	Y <sub>2.1</sub>	Y <sub>2.2</sub>
0	0,85	0,92
1	0,48	0,57
2	0,35	0,44

3	0,6	0,69
4	0,25	0,34
5	0,55	0,64
6	0,4	0,49
7	0,68	0,77
8	0,2	0,29
9	0,5	0,59
10	0,38	0,47
11	0,65	0,74
12	0,3	0,39
13	0,58	0,67
14	0,45	0,54
15	0,7	0,79
16	0,28	0,37

Після обробки результатів експерименту отримано математичні моделі, що описують залежність величини зносу і коефіцієнта тертя від конструктивних, технологічних та експлуатаційних факторів.

$$Y_1=27,4683+10,2644x_1-9,64441x_1x_2^2x_5^2-2,37748x_3x_4^2x_5 \quad (5.1)$$

$$Y_2=0,455106+0,237014x_1-0,0653093x_1x_4x_5^2+0,0572851x_2^2x_3x_5 \quad (5.2)$$

де  $Y_1$  – математична модель в кодованих значеннях для інтенсивності зношування,  $Y_2$  – математична модель в кодованих значеннях для коефіцієнту тертя.

Формули переходу від кодованих значень факторів до натуральних:

$$x_1=0,0714286(X_1-14);$$

$$x_1^2=1,63573(X_1^2-0,0264085X_1-0,362245);$$

$$x_2=0,107962(X_2-17,5625);$$

$$x_2^2=1,57982(X_2^2+0,0139965X_2-0,354015);$$

$$x_3=0,118756(X_3-10,3894);$$

$$x_3^2=1,57617(X_3^2-0,0377848X_3-0,350483);$$

$$x_4=5,42373(X_4-0,295625);$$

$$x_4^2=1,73049(X_4^2-0,0783315X_4-0,343798);$$

$$x_5=0,56899(X_5-2,9925);$$

$$x_5^2=1,55941(X_5^2-0,0127463X_5-0,354374).$$



Отримані залежності, перевірені на адекватність, відтворюваність і інформативність результатів за критеріями математичної статистики (5.1). Результати статистичного аналізу представлені в таблицях 5.8 та 5.9.

Результати повторних досліджень, що проведені в однакових умовах, перевірялися на статистичну відтворюваність за  $G$  – критерієм Кохрена (розділ 2, п. 2.12). Для всіх регресійних залежностей  $G_{розр} < G_{табл}$  при  $\alpha = 0,05$ . Тому, ступінь розсіювання результатів за рядками матриці планування однакова, а результати відтворені.

Перевірка гіпотези на адекватність отриманих моделей результатів експерименту проводилася з використанням  $F$  – критерію Фішера (розділ 2, п. 2.12). Для одержання моделей при прийнятому рівні значимості  $\alpha = 0,05$   $F_{розр} < F_{табл}$ , тому модель адекватно відображає результат експерименту.

Оцінка якості отриманих математичних моделей проводилася шляхом визначення коефіцієнта множинної кореляції (розділ 2, п. 2.12). Коефіцієнт множинної кореляції  $R$  показує величину статистичного зв'язку по рівнянню множинної регресії  $Y_i$  і початковими експериментальними результатами.

Таблиця 5.8

**Статистичні характеристики моделі інтенсивності зношування**

Параметри статистичного аналізу	Значення параметрів для моделей
	$Y_1$
Аналіз адекватності моделі	
Залишкова дисперсія	0,392752
Дисперсія відтворюваності	1,40187
Розрахункове значення F-критерію	114,501
Рівень значимості F-критерію для адекватності для ступенів свободи.	0,05 $V_1 = 3$ $V_2 = 12$
Табличне значення F-критерію для адекватності	3,49029
Стандартна помилка оцінки.	0,90812
Стандартна помилка оцінки, скоректована з урахуванням ступенів свободи	0,975477
Модель адекватна	

Аналіз інформативності моделі	
Частка розсіювання, що пояснюється моделлю	0,985329
Уведено регресорів	4
Коефіцієнт множинної кореляції	0,992638
Коефіцієнт множинної кореляції, скоректований з урахуванням ступенів свободи	0,9915
F відношення для R	268,54
Рівень значимості F-критерію для інформативності для ступенів свободи	0,05 $V_1 = 3$ $V_2 = 12$
Табличне значення F-критерію для інформативності	3,49029
Критерії Бокса й Веца для інформативності.	7
Модель інформативна	

Таблиця 5.9

### Статистичні характеристики моделі коефіцієнта тертя

Параметри статистичного аналізу	Значення параметрів для моделей
	$Y_2$
Аналіз адекватності моделі	
Залишкова дисперсія	0,000298804
Дисперсія відтворюваності	0,0229687
Розрахункове значення F-критерію	84,3573
Рівень значимості F-критерію для адекватності для ступенів свободи.	0,05 $V_1 = 3$ $V_2 = 12$
Табличне значення F-критерію для адекватності	3,49029
Стандартна помилка оцінки.	0,0179749
Стандартна помилка оцінки, скоректована з урахуванням ступенів свободи	0,0193082
Модель адекватна	
Аналіз інформативності моделі	
Частка розсіювання, що пояснюється моделлю	0,989745
Уведено регресорів	4
Коефіцієнт множинної кореляції	0,99486
Коефіцієнт множинної кореляції, скоректований з урахуванням ступенів свободи	0,994066

F відношення для R	386,071
Рівень значимості F-критерію для інформативності для ступенів свободи	0,05 $V_1 = 3$ $V_2 = 12$
Табличне значення F-критерію для інформативності	3,49029
Критерії Бокса й Веца для інформативності.	9
Модель інформативна	

В отриманих математичних моделях коефіцієнт множинної кореляції статистично значимі, тобто  $F_{\text{розрах}} > F_{\text{табл}}$ , при прийнятому рівні значимості. Отже, моделі інформативні і несуть корисну інформацію про процес, що моделюється.

Для визначених факторів проведено графічне дослідження їх впливу на критерії оптимізації, що характеризує інтенсивність зношення та коефіцієнт тертя градієнтного покриття. Воно виконувалося шляхом побудови сімейства графіків частинних рівнянь регресії для  $Y_1$  – рис. 5.3 – 5.5, для  $Y_2$  – рис. 5.6, рис. 5.7.

Візуальний аналіз графіків дозволяє провести детальний аналіз впливу факторів на значення функції відгуку та визначити те значення факторів, яке на протязі всього часу впливу здійснює найбільший чи найменший ефект.

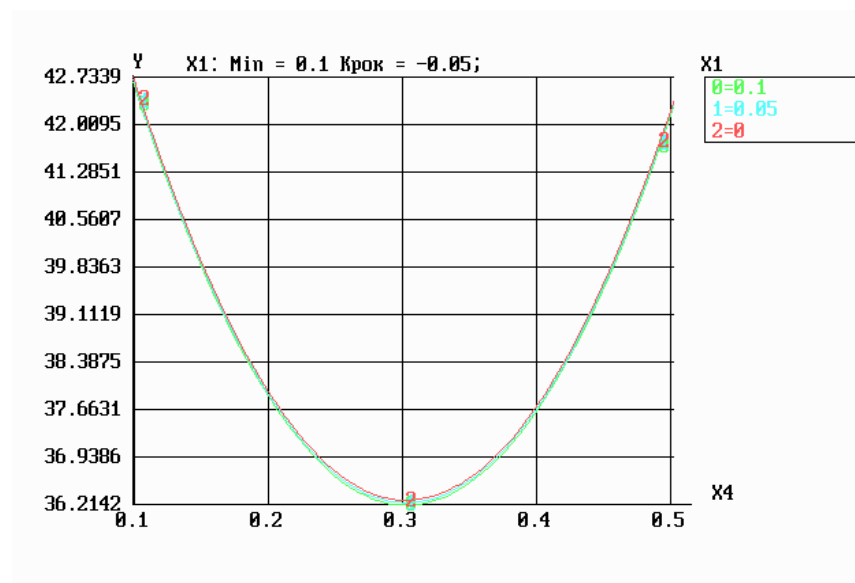


Рис. 5.3. Графіки частинних рівнянь регресії  $Y_1 = f(X_1, X_4)$  при  $X_2 = 28\%$ ,  $X_3 = 20$  мкм,  $X_5 = 1$  МПа

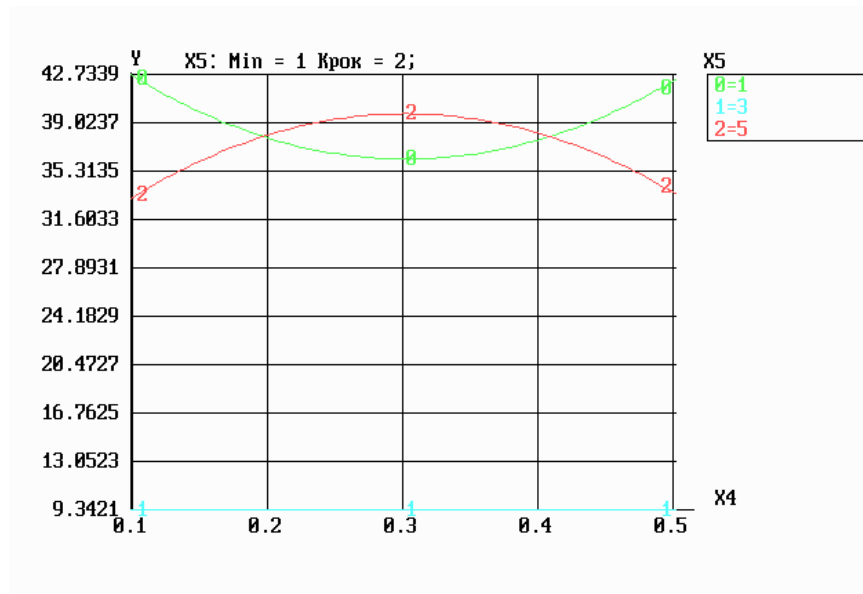


Рис. 5.4. Графіки частинних рівнянь регресії  $Y_1 = f(X_4, X_5)$  при  $X_1=1$  мкм,  $X_2=28\%$ ,  $X_3=20$  мкм.

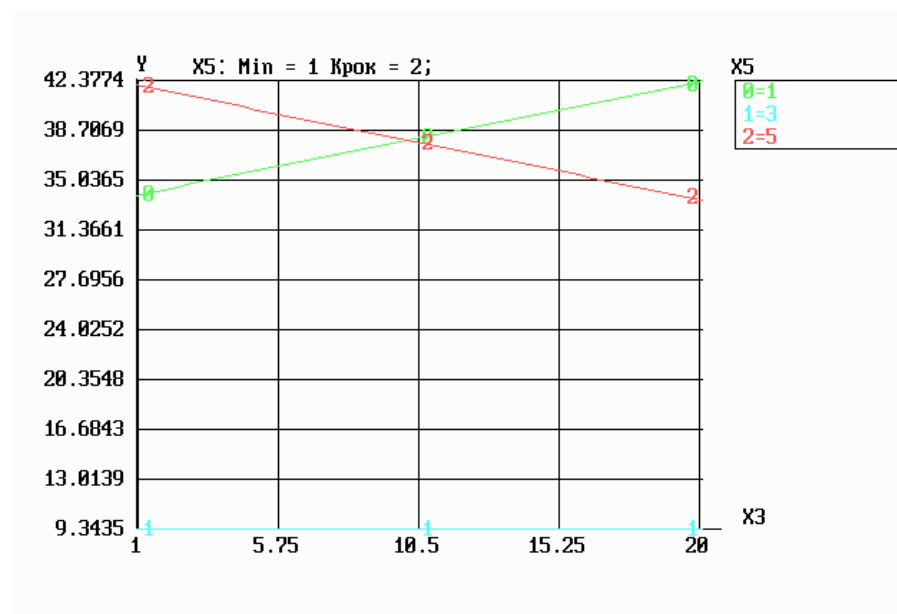


Рис. 5.5. Графіки частинних рівнянь регресії  $Y_1 = f(X_3, X_5)$  при  $X_1=1$  мкм,  $X_2=28\%$ ,  $X_4=0,5$  м/см.

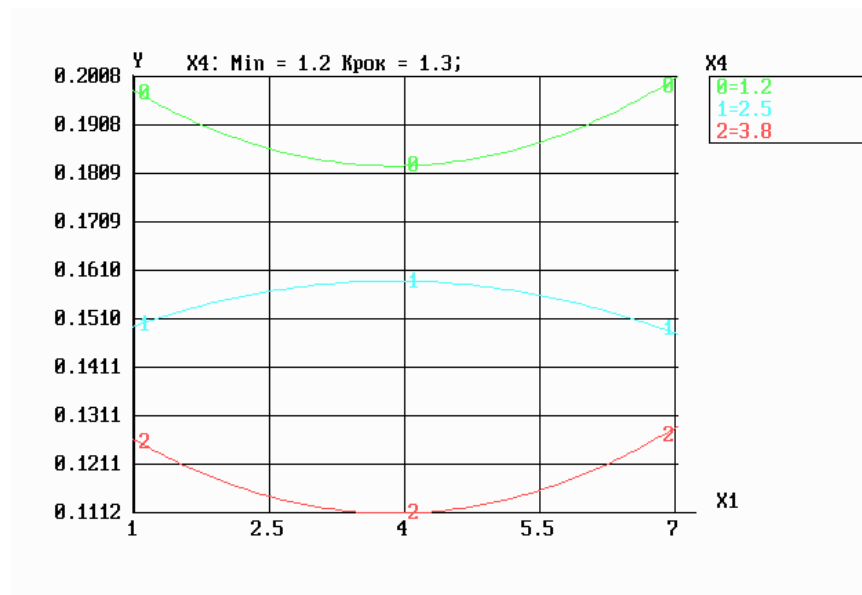


Рис. 5.6. Графіки частинних рівнянь регресії  $Y_2 = f(X_1, X_4)$  при  $X_2=28\%$ ,  $X_3=20$  мкм,  $X_5=1$  МПа

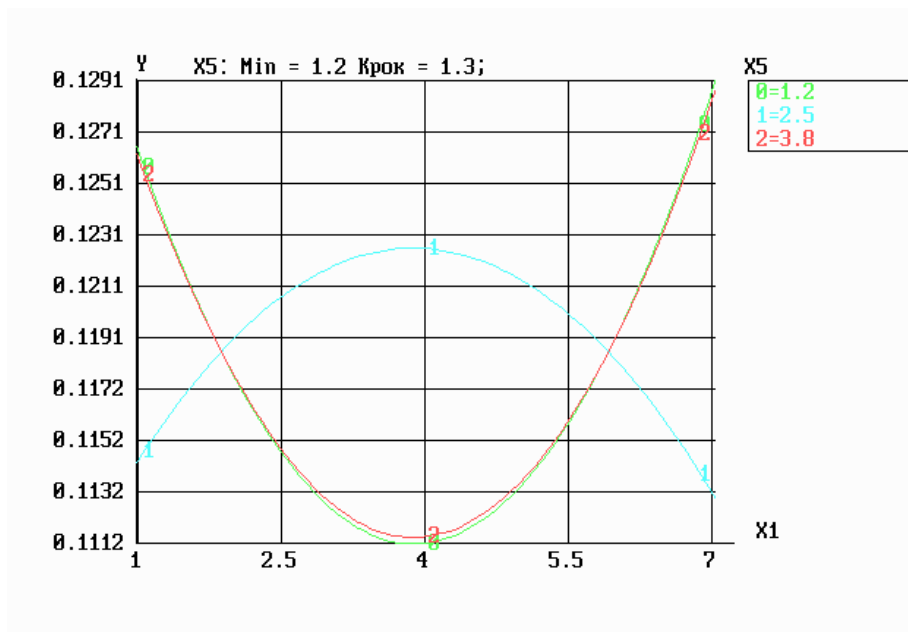


Рис. 5.7. Графіки частинних рівнянь регресії  $Y_2 = f(X_1, X_5)$  при  $X_2=28\%$ ,  $X_3=20$  мкм,  $X_4=0,5$  м/см.

На основі отриманих результатів можна одержати наочне уявлення про геометричний образ функцій відгуку побудовою відповідних геометричних поверхонь, які представлено для  $Y_1$  – рис. 5.8 – 5.16, для  $Y_2$  – рис. 5.17 – 5.19 та в Додатку 1.

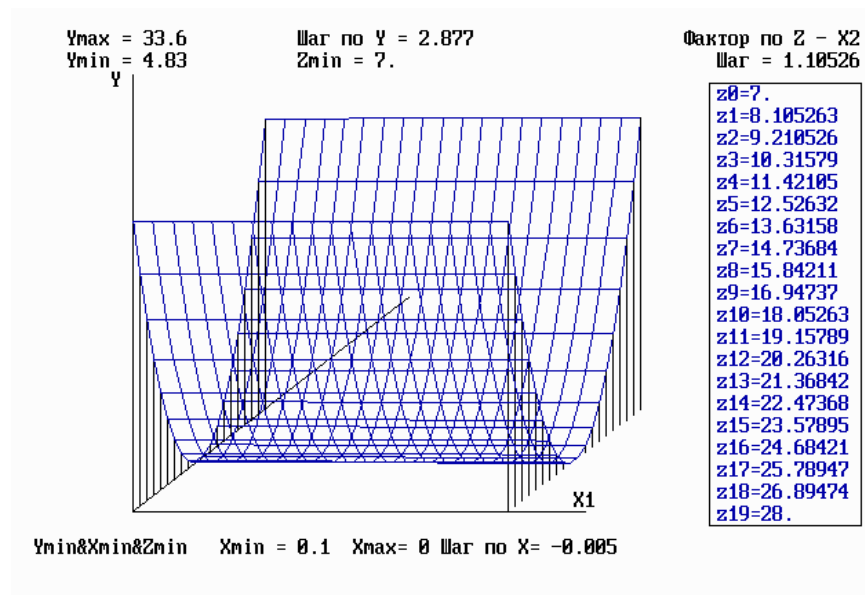


Рис. 5.8. Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_1 = f(X_1, X_4)$  в тривимірному просторі при  $X_3 = 1$  мкм;  $X_4 = 0,1$  м/с;  $X_5 = 1$  МПа.

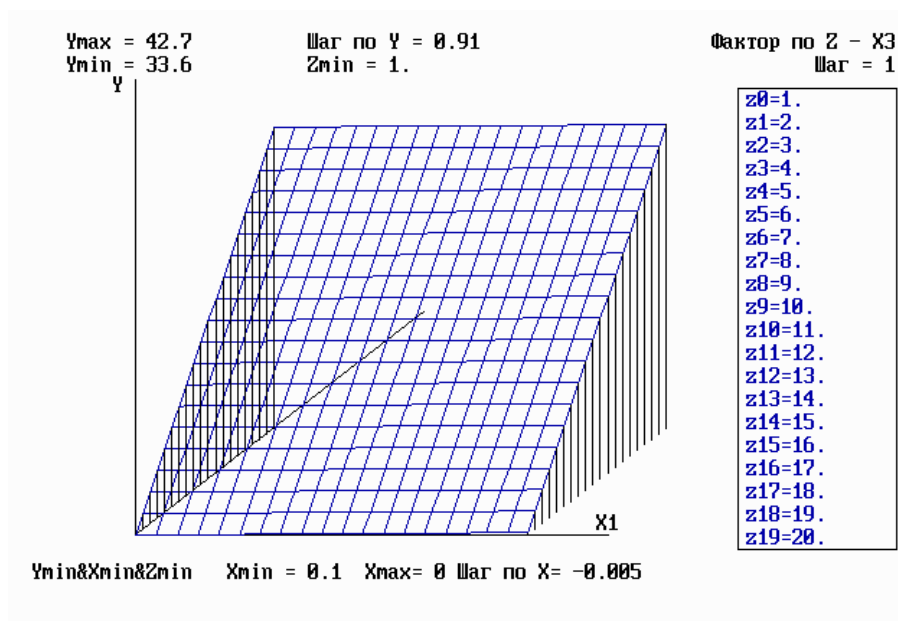


Рис. 5.9. Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_1 = f(X_1, X_3)$  в тривимірному просторі при  $X_2 = 28$  %;  $X_4 = 0,1$  м/с;  $X_5 = 1$  МПа.

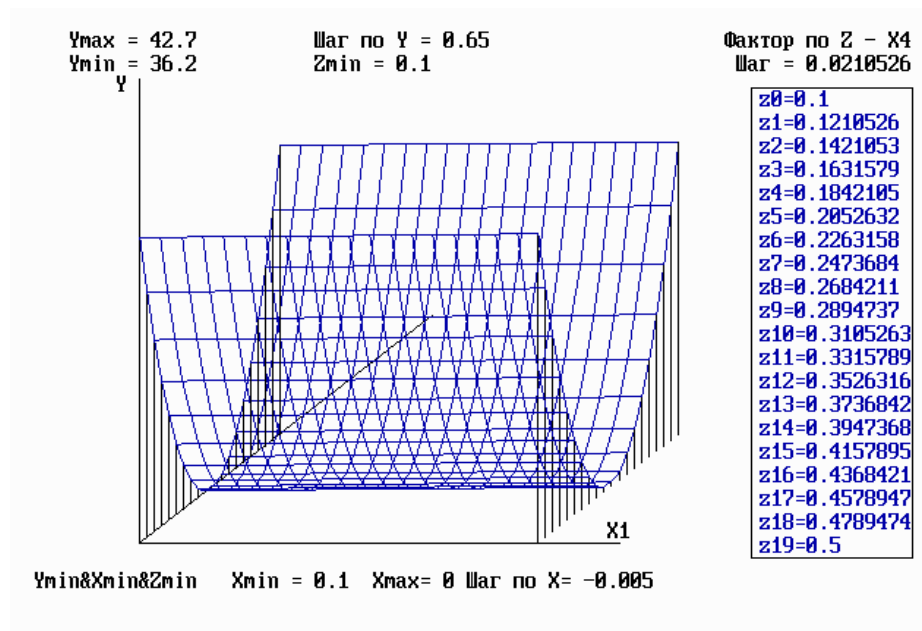


Рис. 5.10. Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_1 = f(X_1, X_4)$  в тривимірному просторі при  $X_2 = 28 \%$ ;  $X_3 = 20$  мкм;  $X_5 = 1$  МПа.

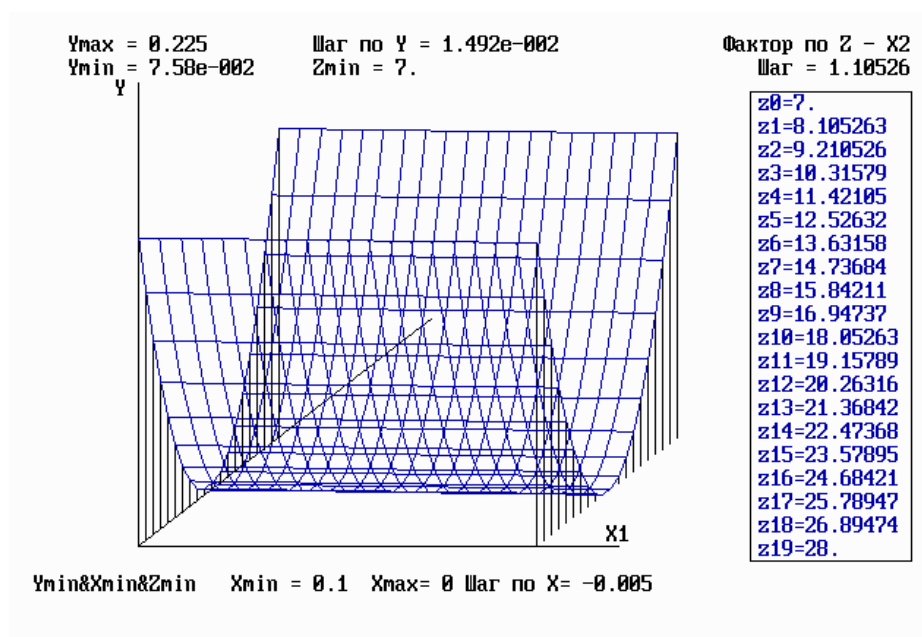


Рис. 5.11. Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_2 = f(X_1, X_2)$  в тривимірному просторі при  $X_3 = 1$  мкм;  $X_4 = 0,5$  м/с;  $X_5 = 1$  МПа.

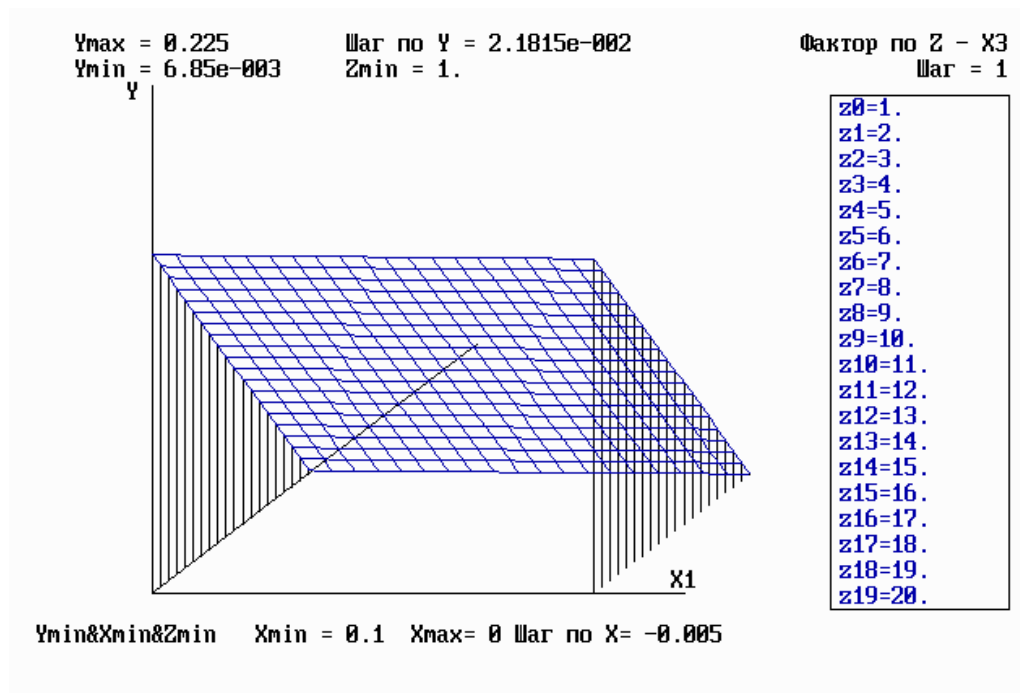


Рис. 5.12. Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_2 = f(X_1, X_3)$  в тривимірному просторі при  $X_2 = 28 \%$ ;  $X_4 = 0,1$  м/с;  $X_5 = 1$  МПа.

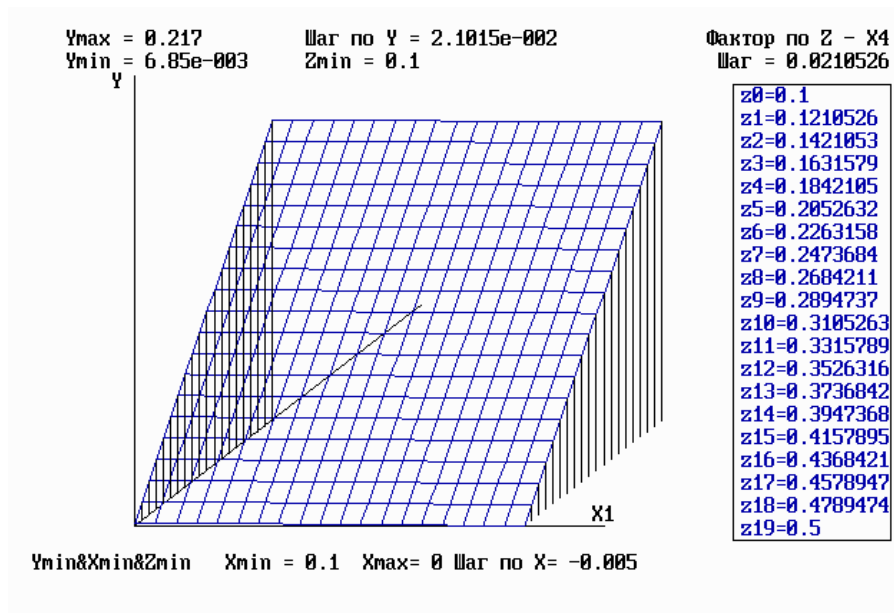


Рис. 5.13. Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_2 = f(X_1, X_4)$  в тривимірному просторі при  $X_2 = 28 \%$ ;  $X_3 = 20$  мкм;  $X_5 = 1$  МПа.

Результати статистичного аналізу дозволяють зробити висновок, що регресійні залежності адекватні та інформативні, результати відтворені,



коефіцієнти  $b_0$  і  $b_i$  статистично значимі. Усе це говорить про те, що регресійні залежності адекватно описують процес і їх можна використовувати для аналізу й оптимізації технологічного процесу нанесення градієнтних покриттів.

### **5.5. Визначення оптимальних параметрів удосконаленого технологічного процесу нанесення градієнтних КЕП**

При вирішенні оптимізаційної задачі об'єкт дослідження характеризується двома критеріями оптимізації, такими як: інтенсивність зношування ( $Y_1$ ) та коефіцієнт тертя ( $Y_2$ ). Унаслідок цього постає проблема вибору важливості цих критеріїв і призначення їм вагових коефіцієнтів. Це пов'язано з тим, що згідно з реальною постановкою задачі оптимізації вплив конкретного критерію на те оптимальне значення режиму технологічного процесу нанесення градієнтних зносостійких покриттів може бути різним (більш сильним або менш). Крім того, покращуючи один критерій можна неминуче погіршити значення інших, тобто вони є нерівнозначними. Тому і виникає задача визначення деякої компромісної точки, яка в рівній мірі може задовольняти всім вимогам (компроміс за Парето).

За методикою планування експерименту (розділ 2, п. 2.12) визначення узагальненого критерію, для кожного дослідження експериментальних випробувань (табл. 5.6, 5.7), полягало у використанні системи експертних оцінок (експерти із Національного авіаційного університету), згідно якої кожному критерію оптимізації встановлено "рейтинг". За результатами всіх відповідей експертів виконується розрахунок рангів та вагових коефіцієнтів. Результати обчислень представлено в табл. 5.10.

Таким чином, на основі математичних моделей (1, 2) та результатів експериментальних досліджень проведено визначення оптимальних параметрів технологічного процесу нанесення зносостійких градієнтних покриттів.

## Значення рангу критеріїв оптимізації

Експерти	Критерії оптимізації	
	Y1	Y2
Експерт 1	1	2
Експерт 2	2	1
Експерт 3	1	2
Експерт 4	1	2
Експерт 5	1	3
Експерт 6	2	3
Експерт 7	1	3
Ранг $P_i$	1,29	2,26
Ваговий коефіцієнт $K_i$	1	0,756

Результати розрахунку ефективності узагальненого критерію якості наведено в табл. 5.11.

Таблиця 5.11

## Результати багатокритеріальної оптимізації

№	Номер досліджу	Коефіцієнт ефективності (уефект)
1	8	1
2	4	0,911762323
3	16	0,855479573
4	12	0,82142128
5	2	0,734813519
6	10	0,675000101
7	6	0,63904023
8	14	0,544887857
9	1	0,483965369
10	9	0,434860446
11	5	0,35265687
12	13	0,297218716
13	3	0,230112183
14	11	0,117897446
15	7	0,050356197
16	15	0

З таблиці видно, що найбільше значення ефективності критерію якості

(найменше значення узагальненого критерію) відповідає 8 досліді (табл. 5.4), а реалізовані параметри нанесення градієнтного зносостійкого покриття і є оптимальними. Це значення узагальненого критерію якості є, по суті, відстанню точки факторного простору, що відповідає 8 досліді, до гіпотетичної найкращої точки.

Таким чином, у результаті проведеної з використанням одержаних математичних моделей багатокритеріальної (компроміс за Парето) оптимізації, було знайдено найоптимальніше поєднання рівнів конструктивних та технологічних факторів, що впливають на критерії оптимізації: діаметр гранул ( $X_1$ ) – 2 мкм, вміст гранул ( $X_2$ ) – 26,7 %, товщина покриття ( $X_3$ ) – 14,6 мкм.

Перевірка достовірності отриманих результатів проводилася шляхом нанесення зносостійкого градієнтного покриття за вказаними режимами, що отримані в результаті багатокритеріальної оптимізації й перевірки значень інтенсивності зношування ( $Y_1$ ) та коефіцієнту тертя ( $Y_2$ ) (критеріїв оптимізації). Відхилення складають 3...7%, що свідчить про правильність отриманих результатів досліджень.

## **5.6. Висновки до розділу 5**

1. Розроблено технологічний процес формування градієнтного покриття з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю, обумовленою забезпеченням виконання правила додатнього градієнта механічних властивостей.

2. Триботехнічні випробування в умовах тертя ковзання без змащування показали збільшення зносостійкості в 2,3 рази в порівнянні зі сталлю 12X18H10T з покриттям (наповнювач SiC) і в 9,5 рази в порівнянні зі сталлю 12X18H10T без покриття.

Підвищення зносостійкості градієнтного покриття у порівнянні з найближчим аналогом, обумовлено підвищенням твердості і пластичності поверхневого прошарку за рахунок більш твердого і дисперсного

наповнювача карбиду вольфрама та мінімізацією напружень при терті. Максимальну зносостійкість мають градієнтні покриття, що містять у зовнішній частині верхнього шару гранули WC діаметром 1-5 мкм. При зменшенні розміру гранул до 0,5 мкм зникає ефект макрозміцнення покриття. Збільшення розміру гранул порошку WC зверху 5 мкм також знижує зносостійкість, що обумовлено зменшенням вмісту включень в підшарі, зниженням його механічних властивостей, зокрема пластичності.

3. Проведено математичне моделювання формування зносостійких градієнтних КЕП. Результати статистичного аналізу дозволяють зробити висновок, що регресійні залежності адекватні та інформативні, результати відтворені, коефіцієнти  $b_0$  і  $b_1$  статистично значимі. Усе це говорить про те, що регресійні залежності адекватно описують процес і їх можна використовувати для аналізу та оптимізації технологічного процесу нанесення покриттів.

4. Проведено багатокритеріальну оптимізацію технологічного процесу формування зовнішнього підшару верхнього шару БГП. Встановлено найоптимальніше поєднання рівнів конструктивних та технологічних факторів, що впливають на критерії оптимізації: діаметр гранул ( $X_1$ ) – 2 мкм, вміст гранул ( $X_2$ ) – 26,7 %, товщина покриття ( $X_3$ ) – 14,6 мкм.

5. Встановлено механізм зношування сформованого КЕП. Співвідношення, склад і розмір компонентів у верхньому (зовнішньому) підшарі забезпечує менший зсувний опір завдяки підвищеній пластичності порівняно з нижнім основним підшаром. Більша дисперсність (1-3 мкм) гранул WC забезпечує пластичність, а їх вища мікротвердість (13 ГПа) порівняно з гранулами евтектичного сплаву-зносостійкість.

Зовнішній прошарок товщиною 10-15 мкм за час припрацювання утворює специфічні вторинні структури з високою стійкістю до температурно-силових впливів контактного фрикційного процесу і створює оптимальні умови для роботи основного матеріалу покриття, виключаючи його тріщиноутворення та крихке руйнування при терті.

**Результати теоретичних та експериментальних досліджень даного розділу наведено в таких публікаціях:**

1. Пат. 125389 України. Градієнтне покриття з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю / Кіндрачук М. В., Мнацаканов Р. Г., Гуменюк І. А., Духота О. І., Харченко В. В.; № ; Заявл. 21.11.2017; опубл. 10.05.2018; Бюл. № 9. – 4с.

2. Кіндрачук М.В. Характер зниження ефективної межі текучості композиційних покриттів, навантажених силами тертя / М.В. Кіндрачук, Ю.Л. Хлєвна, І.А. Гуменюк, В.Я Лобурак // Тези доповідей Восьмої міжнародної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико – матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів, 23 – 24 квітня 2015р., Київ, Україна. – К. – с. 90.

3. Pashechko M. Gradient composite coating for working surfaces of braking devices / M. Pashechko, M. Kindrachuk, I. Humeniuk. // Science and Technology Research Journal. – 2018. – №1. – pp. 1–8.

4. Гуменюк І. А. Математичне моделювання формування зносостійких градієнтних покриттів на сталі 12X18H10T / І. А. Гуменюк // Тези доповідей Одинадцятої міжнародної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико – матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів, 19-20 квітня 2018 р., Київ, Україна. – К. – С. 242-244.

## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Досліджені фазові та хімічні склади, структура та мікротвердість хромалітованого покриття на сталі 12X18H10T. Встановлено, що процес зношування композиції «сталь-покриття» контролюється градієнтною структурою багатокомпонентного покриття з фазовими складом Al (Fe, Cr), Al(Fe, Ni) та  $Fe\alpha$ (Al, Cr, Ni). Зносостійкість сталі 12X18H10T з покриттям зростає в порівнянні з вихідною у 1,5–2,5 рази.

2. Встановлено, що відпал електроіскрових евтектичних покриттів з дисперсною термодинамічно нерівноважною структурою призводить до створення різного ступеня нерівноважних станів та до зміни їх триботехнічних властивостей, що дозволяє підібрати раціональні параметри сполученої пари в різних умовах тертя.

3. Вперше з метою створення зносостійких поверхневих шарів розроблені технологічні процеси і досліджені особливості структуроутворення при азотуванні попередньо обробленої лазером сталі 12X18H10T. Показано, що зміни структурного складу азотованого шару дозволяють зменшувати крихкість і пористість  $\epsilon$ -фази, підвищити концентрацію азоту в  $\alpha$ -N – і  $\gamma'$ - фазах.

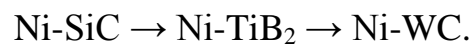
4. Встановлено, що існує оптимальний, з погляду зменшення інтенсивності зношування, вміст зміцнених ділянок, що становить 30–40%., що узгоджується з аналітичними розрахунками напружено–деформованого стану та встановлено, що в дискретно азотованих шарах виникають залишкові напруження стиску (450...900 МПа), більші, ніж в суцільно азотованих покриттях, які зосереджуються у верхньому шарі і по мірі віддалення від поверхні поступово знижуються.

5. Вперше експериментально та теоретично доведено, що дифузійне хромування КЕП ущільнює його та зміцнює сили зчеплення частинок наповнювача з нікелевою основою, утворюючи перехідну зону між твердими включеннями та м'якою матрицею та зменшуючи напруження при терті, що

узгоджується з аналітичними дослідженнями напружено-деформованого стану.

6. Вперше на основі енергетичної моделі трибопроцесу виконано аналітичне дослідження умов утворення частинок зносу в процесі фрикційного руйнування поверхневих шарів. Визначено, що умова руйнування покриття в процесі тертя визначається його механічними властивостями і досягається швидше для частинок зносу більших розмірів  $d \sim \gamma/E$ . Розмір частинок зносу менший у випадку матеріалу з більшою твердістю (з великим значенням  $E$ ), але більший – у матеріалу з більшою міцністю (великі значення  $\gamma$ ).

7. Вперше теоретично обґрунтовано та експериментально підтверджено, що за однакової питомої когезії SiC (12,68 еВ), TiB<sub>2</sub> (13,51 еВ) і WC (12,95 еВ) перевагу щодо підвищення зносостійкості потрібно надавати наповнювачу з більшою твердістю SiC (392 ГПа), TiB<sub>2</sub> (530 ГПа), WC (710 ГПа), тоді відповідно  $E/\gamma$  для SiC=31,25, для TiB<sub>2</sub>=39,23, для WC=54,82. За зростанням тривалості проміжку часу до настання процесу руйнування поверхні та підвищення зносостійкості покриття можна розташувати в наступний ряд:



8. Застосовуючи енергетичний підхід до оцінювання зносостійкості поверхневих шарів за умов їх руйнування при терті розроблено технологічний процес формування градієнтного покриття з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю, що обумовлено забезпеченням виконання правила додатного градієнта механічних властивостей. Максимальну зносостійкість мають градієнтні покриття, що містять у зовнішній частині верхнього шару гранули WC діаметром 1–5 мкм. При зменшенні розміру гранул до 0,5 мкм зникає ефект макрозміцнення покриття. Збільшення розміру гранул порошку WC зверх 5 мкм також знижує зносостійкість, що обумовлено зменшенням вмісту включень в підшарі, зниженням його механічних властивостей, зокрема пластичності.

9. Проведено багатокритеріальну оптимізацію технологічного процесу формування зовнішнього підшару верхнього шару градієнтного покриття. Встановлено найоптимальніше поєднання рівнів конструктивних та технологічних факторів, що впливають на критерії оптимізації: діаметр гранул (X1) – 2 мкм, вміст гранул (X2) – 26,7 %, товщина покриття (X3) – 14,6 мкм.



## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Гаркунов Д.Н. Триботехника (износ и безизносность) / Д.Н. Гаркунов // : Учебник. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: „Издательство МСХА”, 2001. - 616с.
2. Костецкий Б.И. Поверхностная прочность материалов при трении / Под ред. Б.И. Костецкий. – К.: Техника, 1976. -291с.
3. Костецкий Б.И. Структурно – энергетическая приспособляемость материалов при трении / Б.И. Костецкий // Трение и износ. – 1985. – Т.6, № 2. – С. 201-212.
4. Кириенко О.Ф. Структура и элементный состав поверхностей трения металлических конструкционных материалов в режимах безизносности / О.Ф. Кириенко // Тез. докл. конф. "Структурная самоорганизация и оптимизация трибологических характеристик конструкционных материалов". – Киев, 1990. – С. 19-20.
5. Костецкий Б.И. Механохимические процессы при граничном трении. / Б.И. Костецкий, М.Э. Натансон, Л.И. Бершадский // – М: Наука, 1972. – 170с.
6. Крагельский И.В. Трение и износ / И.В. Крагельский. - М.: Машиностроение. -1968. - 480с.
7. Rigney D.A. Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during sliding of ductile materials / D. A. Rigney // Wear. - 2000. - № 245. - P. 1- 9.
8. Ребиндер П.А. Влияние активных смазочных средств на деформирование сопряжённых поверхностей трения / П. А. Ребиндер // О природе твёрдых тел. - М.: Наука и техника, 1971. - С. 41- 62.
9. Ребиндер П.А. Поверхностные явления в дисперстных системах / П.А. Ребиндер // - М. 1978.- 371с.

10. Пинчук Р.Г. Взаимосвязь кинетики изнашивания со структурными изменениями на фрикционном контакте / Р.Г. Пинчук, В.Г. Пинчук, В.В. Харитонов // Трение и износ. - 1984. - Т. 5, № 4. - С. 670 - 676.
11. Костецкий Б.И. Роль кристаллической структуры и ориентации монокристаллов в формировании процесса внешнего трения / Б.И. Костецкий, А.И. Бармашенко, Л.В. Славинская // Металлофизика. - К. : Наук. думка, 1972. - С. 24 - 31.
12. Носовский И.Г. О механизме схватывания металлов при трении / И.Г. Носовский // Трение и износ. - 1993 - Т. 14, № 1. - С. 19 - 24.
13. Бершадский Л.И. О самоорганизации и концепции износостойкости трибосистем / Л.И. Бершадский // Трение и износ. - 1992. - Т. 13, № 6. - С. 1077 -1094.
14. Протасов Б.В. Энергетические соотношения в трибосопряжении и прогнозирование его долговечности / Б.В. Протасов. - Саратов : Изд-во Саратовского ун-та, 1979. - 148с.
15. Бершадский Л.И. Масштабное переупорядочение структуры и энтропийные эффекты при трении и износе металлов / Л.И. Бершадский // Физика износостойкости поверхности металлов: сб. науч. трудов. - Л. : ФТИ, 1988. - С. 166 - 182.
16. Машков Ю.К. Трение и модифицирование материалов трибосистем: учеб. пособие / Ю.К. Машков, К.Н. Полещенко К.Н., Поворознюк С.Н. и др. // под ред. Ю.К. Машкова. - М. : Наука, 2000. - 280с.
17. Киндрачук М. В. Трибологические процессы в гетерогенных системах / М.В. Киндрачук, Э.А. Кульгавый // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб. / Нац. авіац. ун-т. - 2007. - Вип. 48. - С. 39 - 53.
18. Запорожец В.В. О некоторых механизмах текстурирования поверхностных слоев при граничном трении / В.В. Запорожец // Проблемы трения и изнашивания. - 1980. - Вып. 18. - С. 3 - 5.
19. Пригожин И. Современная термодинамика: от теплового движения до диссипативных структур / И. Пригожин, Д. Кондепури, Ю.А. Данилов и др. // - М. : Мир, 2002. - 461с.

20. Попов С.М. Кореляційні залежності структури та властивостей сплавів при визначенні зносостійкості / С.М. Попов // *Металознавство та обробка металів*. - 2003. - № 2. - С. 42 - 47.
21. Гершман И.С. Реализация диссипативной самоорганизации поверхностей трения в трибосистемах / И.С. Гершман, Н.А. Буше // *Трение и износ*. - 1995. - Т. 16, № 1. - С. 61 - 70.
22. Гаркунова Д.Н. Избирательный перенос в тяжело нагруженных узлах трения / под. общ. ред. Д.Н. Гаркунова. - М. : Машиностроение, 1982. - 207с.
23. Тихонович В.И. Механика и физика контактного взаимодействия поверхностей трения. Образование вторичных структур / В.И. Тихонович, В.П. Гаврилюк, В.В. Тихонович / *Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб.* // *Нац. авіац. ун-т*. - 2007. - Вип. 45. - С. 31 - 41.
24. Панин В.Е. Физические принципы мезомеханики поверхностных слоёв и внутренних границ раздела в деформируемом твёрдом теле / В.Е. Панин, В.М. Фомин, В.М. Титов // *Физическая мезомеханика*. - 2003. - № 2. - С. 5 - 14.
25. Медеяев И.А. Физические представления о процессах трения и изнашивания при граничной смазке / И.А. Медеяев // *Вестник машиностроения*. - 2005. - № 10. - С. 27 - 38.
26. Ющенко К.А. Інженерія поверхні: підручник / К.А. Ющенко, Ю.С. Борисов, В.Д. Кузнецов та ін. // - К. : Наукова думка, 2007. - 558с.
27. Мірненко В.І. Аналіз стану та перспективи розвитку основних технологічних процесів і методів відновлення та зміцнення конструкційних елементів літальних апаратів військового призначення / В.І. Мірненко, В.Т. Марценківський, О.В. Радько // *Труди академії : зб. наук. пр.* / *Нац. акад. оборони України*. - 2006. - № 68. - С. 230 - 237.
28. Ляшенко Б.А. Тенденция развития упрочняющей поверхностной обработкой и положение в Украине / Б.А. Ляшенко, С.А. Клименко // *Сучасне машинобудування*. - 1999. - № 1. - С. 94 - 104.

29. Лабунець В.Ф. Тенденції створення захисних структур триботехнічного призначення / В.Ф. Лабунець // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. / Нац. авіац. ун-т. - 2006. - Вип. 45. - С. 107 - 118.
30. Лучка М.В. Износостойкие диффузионно-легированные композиционные покрытия / М.В. Лучка, М.В. Кіндрачук, П.И. Мельник и др. // - К. : Техника, 1993. - 143с.
31. Кіндрачук М.В. Трибологія покриттів матрично-наповненого типу / М.В. Кіндрачук, М.В. Лучка, А.О. Корнієнко, Джамаль І. Мансур // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб. / Нац. авіац. ун-т. - 2007. - Вип. 48. - С. 127 - 141.
32. Борисов Ю.С. Теоретические и технологические основы получения плазменных покрытий из композиционных порошковых материалов: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук.: 05.16.01/ КПП. – К., 1982. - 49с.
33. Коваленко В.С. Лазерные и физико-технические методы обработки материалов : материалы конф., 27-29 мая 1997 г., Алушта / [под ред. В.С. Коваленко] / Украинский дом экон. и науч.-техн. знаний. - К., 1997. - 46с.
34. Юркевич С.П. Исследование лазерной наплавки на опорных поверхностях деталей из стали 30ХГСА / С.П. Юркевич, В. Томашевич // Металлообработка. - 2004. - № 4. - С. 38 - 42.
35. Reinhold B. Nitrieren von Aluminiumwerkstoffen im DC-Plus-Plasma / B. Reinhold, J. Naumann, H.-J. Spies, F.Katzer // Harterei-Tech. Mitt. - 1997. - № 6. - P. 350 - 355.
36. Андреев А.А. Осаждение PVD-методами наноструктурных покрытий с высокими механическими параметрами / А.А. Андреев, В.М. Шулаев, С.Н. Григорьев // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов : сб. докл. 6-й Междунар. конф. - Х. : ННЦХФТИ : ИПЦ Контраст, 2005. - С. 144 - 153.
37. Андриевский Р.А. Наноструктурные материалы: учебное пособие / Р.А. Андриевский, А.В. Рагуля. - М. : Академия, 2003. - 179с.

38. Киричок П.О. Зміцнення поверхонь металевих деталей: навч. посіб. / П.О. Киричок, В.Г. Олійник, Т.Ю. Киричок // - К. : Преса України, 2004. - 240с.
39. Астафьев С.С. Электроискровое упрочнение деталей машин. Повышение износостойкости и срока службы машин / С.С. Астафьев. – К.: Изв-во АН УССР, 1960. – С. 28 - 40.
40. Мельник П.И. Технология диффузионных покрытий. / П.И. Мельник – К.: Техніка, 1978. – 150с.
41. Пономаренко Е.П. Поверхностное упрочнение и защита стальных изделий. / Е.П. Пономаренко, В.К. Супрунчук, В.Д. Фоменко // – Днепропетровск: Проминь, 1970. – С.3 - 17.
42. Похмурский В.И. Повышение долговечности деталей машин с помощью диффузионных покрытий. / В.И. Похмурский, В.В. Далисов, В.М. Голубец // – К.: Наук.думка, 1980. – 188с.
43. Карпенко В.Г. Влияние диффузионных покрытий на прочность стальных изделий / В.Г. Карпенко, В.И. Похмурский, В.Б. Далисов и др. // – К.: Наук. думка, 1971. - 168с.
44. Кидин И.Н. Износостойкость борохромированных и боросилицированных диффузионных слоев / И.Н. Кидин, В.А. Волков, А.А. Алиев и др. // Металлы и терм. обработка металлов. – 1977. – № 6. – С.35 - 37.
45. Гуцин Л.К. Исследование износостойкости композиционных боросилицидных покрытий эвтектического типа, полученных при нагреве ТВЧ / Л.К. Гуцин, В.А. Витченко, В.Н. Шалобин // Диффузионное насыщение и покрытие на металлах. – К.: Наук. думка, 1977. – С.108 - 110.
46. Лоскутов В.Ф. Многокомпонентные покрытия на сталях // В.Ф.Лоскутов, В.Г.Хижняк, А.В. Бякова, Е.М. Гриненко // Защитные покрытия на металлах. – К.: Наук. думка, 1985. – Вып.19.– С.46 - 47.
47. Земсков Г.В. Многокомпонентное диффузионное насыщение металлов и сплавов. / Г.В. Земсков, Р.Л. Коган // – М.: Металлургия, 1978. - 207с.

48. Лабунец В.Ф. Износостойкие боридные покрытия. / В.Ф. Лабунец, Л.Г. Ворошнин, М.В. Киндрачук – К.: Техніка, 1989. - 158с.
49. Эпик А.П. Исследования свойств диффузионных карбидных и боридных покрытий на конструкционных сталях / А.П. Эпик, Е.Н. Шавловский, Е.А. Миронов [и др.] // Физико-химическая механика материалов. - 1978. - № 5. - С. 67 - 70.
50. Баева Л.С. Повышение долговечности деталей машин методом нанесения многокомпонентных защитных диффузионных покрытий / Л.С. Баева, Е.К. Медко // Наука - производству. - 2000. - № 2. - С. 29 - 31.
51. Лахтин Ю.М. Теория и технология азотирования / [Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган, Г.И. Шпис и др.]. - М. : Металлургия, 1991. - 320с.
52. Каплун П.В. Вплив покриттів на зносостійкість і довговічність підшипників кочення: Дис. ...канд. техн. наук.: 05.02.01. – К., 2004. - 175с.
53. Елисеев Ю. С. Ионное азотирование при производстве зубчатых передач / Ю. С. Елисеев. // Полет.-1999. -№ 2. -С. 53 - 55.
54. Богуслаев В.А. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора. Ч.1 / В.А. Богуслаев, Ф.М. Муравченко, П.Д. Жеманюк и др. // - З. : Мотор Сич, 2003. - 396с.
55. Reinhold B. Nitrieren von Aluminiumwerkstoffen im DC-Plus-Plasma / V. Reinhold, J. Naumann, H.-J. Spies, F.Katzer // Harterei-Tech. Mitt. -1997. - № 6. - P. 350-355.
56. Caruso R. Ion nitriding of zirconia coated on stainless steel: structure and mechanical properties / R. Caruso, B. Gomes, de O. Sanctis, J. Feugeas // Thin Solid Films. -2004. - № 1-2. - P. 142-148.
57. Бишутин С. Г. Износостойкость стальных цилиндрических поверхностей трения, подвергнутых абразивному шлифованию / С.Г. Бишутин. // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2014. – С. 32–36.

58. Бишутин, С.Г. Влияние режимов финишного шлифования на износостойкость поверхностей трения/ С.Г. Бишутин// Обработка металлов. – 2011. – №2(51). – С.6–7.

59. Экспериментальные исследования характеристик трения при продольном возвратно-поступательном перемещении образцов в среде ТЖМТ / [Ю. Н. Дроздов, А. В. Безносков, Т. А. Бокова та ін.]. // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева. – 203. – №3. – С. 124–138.

60. Безносков А. В. Экспериментальное исследование контактных пар трения в механизмах, работающих в тяжелом жидкометаллическом теплоносителе / А. В. Безносков, Т. А. Бокова, А. И. Шумилков. // Трибология – машиностроению: Труды XI Международной научно-технической конференции, посвящённой 100-летию со дня рождения выдающегося учёного проф. Р. М. Матвеевского 1–3 ноября 2016 года. – 2016. – С. 11–12.

61. Оценка износостойкости при абразивном изнашивании сталей со структурой метастабильного аустенита / М. А. Филиппов, С. В. Буров, В.В. Легчило [и др.] // Инновации в материаловедении и металлургии : материалы I междунар. интерактив. науч.-практ. конф. [13-19 дек. 2011 г., г. Екатеринбург]. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2012. – Ч. 1. – С. 21-29.

62. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / [А. В. Макаров, П.А. Скорынина, А. Л. Осинцева та ін.]. // Обработка металлов. – 2015. – С. 80–92.

63. Скорынина П. А. Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на трибологические свойства аустенитной хромоникелевой стали / П. А. Скорынина // XVI международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов-молодых ученых. Екатеринбург, 7-11 декабря 2015 : сборник научных трудов. — Екатеринбург : Издательство Уральского университета, 2015. — Ч. 1. — С. 297-299.

64. Бараз В.Р., Особенности фрикционного упрочнения аустенитной стали с нестабильной  $\gamma$ -фазой / В.Р. Бараз, Б.Р. Картак, О.Н. Минеева //

Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 10. – С. 20–22.

65. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, А.Л. Осинцева, А.С. Юровских, Р.А. Саврай, С.А. Роговая, А.Е. Киряков // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 11. – С. 16–26.

66. Борисенок Г.В. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / Г.В. Борисенок, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин // Справочник. М.: Металлургия, 1981.- 424с.

67. Knerr C.H. Gas Nitriding / C.H. Knerr, T.C. Rose, I.H. Firowski // Heat Treating. ASM Handbook, International. – 1994. – 14. – P. 387 – 409.

68. Borgioli F. Surface and Coating Technology / F. Borgioli, A.Fossat, E. Galvanetto. – 2005. – 7. – P. 2474 – 2480.

69. Хижняк В.Г. Вплив ступеня дисоціації аміаку на структуру та властивості нержавіючих азотованих сталей / В.Г. Хижняк, Н.А. Курило, О.В. Більченко // Металознавство та обробка металів - 2009. – 2. - С. 31- 34.

70. Хижняк В.Г. Будова та властивості азотованих шарів сталі 12Х28 / В.Г. Хижняк, О.В. Більченко // Металознавство та обробка металів - 2005.- 2.- С. 20 -23.

71. Герасимов С.А. Сопротивление изнашиванию газобарических азотированных слоев на стали 12Х18Н10Т [С.А. Герасимов, М.А. Гресс, В.Г. Лаптева и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов - 2008.- 2 (632) - С. 34 - 37.

72. Чаттерджи-Фишер Р. Азотирование и карбонитрирование / Р. Чаттерджи-Фишер, Ф.В. Эйзелл, Р. Хоффман: Пер. с нем. / Под ред. А.В. Супова. М.: Металлургия, 1990. – 279с.

73. Лахтин Ю.М. Теория и технология азотирования. / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган, Г.И. Шпис – М.: Металлургия, 1991. -319с.



74. Hoffman F. Nitrieren Nitrocarburieren bei erhintern Druck / [F. Hoffman, P. Mayr, F. Preiber, P. Minarski] // HTM. 1991. Bd. 46, No. 6. S. 354 - 360.
75. Коршунов Л.Г. Влияние легирования и термической обработки на структуру и трибологические свойства азотосодержащих нержавеющей аустенитных сталей при абразивном и адгезионном изнашивании / Л.Г. Коршунов, Гщйхенберг, Н.Л. Черненко // *Металловедение и термическая обработка металлов – 2007.* - 5 (623) - С. 9-18.
76. Капуткина Л.М. Структура и свойства нержавеющей стали, легированной азотом и медью [Л.М. Капуткина, В.Г. Прокошкина, А.Г. Свяжин, Д.А. Романович и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов - 2009.* – 6- (648) - С. 23 - 28.
77. Куксенова Л.И. Структура и износостойкость азотированных многокомпонентных ОЦК- и ГЦК- сплавов железа. [Л.И. Куксенова, М.С. Алексеева, В.Г. Лаптева, Н.Г. Герасимова и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов – 2010.* – 6 (660) – С. 37-43.
78. Герасимов С. А. Структура и износостойкость азотированных конструкционных сталей и сплавов / С. А. Герасимов, Л. И. Куксенова, В. Г. Лаптева. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2012. – 518, [2] с. : ил.
79. Титаноалюминидные покрытия на стали 12x18н10т с барьерным слоем нитрида титана / М. В. Аршук, А. В. Микитчик, В. Г. Хижняк, М. В. Карпец. // *Специальнаяэлектротехнология.* – 2011. – №2. – С. 50–55.
80. Хижняк В. Г. Дифузійні покриття за участю титану, алюмінію та кремнію на сталі 12X18H10T / В. Г. Хижняк, М. В. Аршук, О. Е. Дацюк. // *Наукові вісті НТУУ "КПІ".* – 2014. – №5. – С. 84–88.
81. Зносостійкість хромоалітованої сталі 12X18H10T в умовах тертя ковзання без змащування / [В. Г. Хижняк, М. В. Аршук, О. Д. Костенко та ін.]. // *Проблеми тертя та зношування.* – 2011. – №56. – С. 196–205.
82. Константинов В. М. Свойства двухслойных износостойких покрытий «термодиффузионный слой – TiAlN» на сталях / В. М.

Константинов, А. В. Ковальчук, В. Г. Дашкевич. // Журнал фізики та інженерії поверхні. – 2016. – С. 213–224.

83. Свойства нанокристаллических покрытий на основе легированного примесями нитрида титана / [Ф. Ф. Комаров, В. В. Пилько, С. В. Константинов та ін.]. // рикладные проблемы оптики, информатики, радиофізики и фізики конденсированного состояния. Секция 4. Прикладные проблемы фізики конденсированного состояния: материалы второй Междунар. науч.-практ. конф., 27 – 28 фев. 2013 г. – Минск, 2013. – С. 203–207.

84. Константинов В. М. Оценка повышения износостойкости от упрочнения основы систем "конструкционная сталь – нитрид титана" / А. В. Ковальчук, В. М. Константинов // "Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка : сборник докладов Международного симпозиума (Минск, 10-12 апреля, 2013 г.) : в 2 ч. / гл. ред. П. А. Витязь. - Минск : Беларуская навука . – Ч. 2. – С. 106–109.

85. Константинов В. М. Оценка износостойкости покрытия TiN на упрочненной и не упрочненной стальной основе / В. М. Константинов, Ф. Ф. Комаров, А. В. Ковальчук, В. В. Пилько // Вестник БарГУ. Серия: Физико-математические науки. Технические науки научно-практический журнал. – 2013. – № 1. – С. 102 – 107.

86. Использование структурного подхода при оценке эффективности газового и ионного азотирования сталей / [О.В. Соболев, А.А. Андреев, С.В. Шепель та ін.]. // Физическая инженерия поверхности. – 2015. –Т. 13, № 2. – С. 202-208.

87. Скаков М.К. Исследование коррозионной стойкости и фазового состава поверхностных слоев стали 12Х18Н10Т после плазменной нитроцементации и азотирования / М.К. Скаков, Ш.Р. Курбанбеков // Вестник КазНТУ им К.И. Сатпаева. – 2013. – №4 (98). – С. 115-120.

88. Шулаев В.М. Исследование особенностей нанокристаллического строения сверхтвердых покрытий моноснитрида титана / [В.М. Шулаев, А.А.

Андреев, И.М. Неклюдов та ін.]. // Вопросы атомной науки и техники. – 2009. – № 6. – С. 254–261.

89. Курбанбеков Ш. Р. Модификация структуры и механических свойств поверхностных слоев стали 12X18H10T при электролитно-плазменной обработке : дис. канд. техн. наук : 6D072300 / Курбанбеков Шерзод Рустамбекович – Усть-Каменогорск, Республика Казахстан, 2014. – 120 с.

90. Азаренков Н.А. Ионно-плазменное покрытие системы AlN-TiB<sub>2</sub>-TiSi<sub>2</sub>, получение и свойства / [Н.А. Азаренков, В.М. Береснев, И.С. Торяник та ін.] // Вопросы атомной науки и техники. — 2013. — №2 (84). — С. 144-147.

91. Сыздыкова А. Ш. Структура и свойства композиционных покрытий системы 12X18H10T и Zn-Cu-Al / А. Ш. Сыздыкова, Е. Н. Еремин. // Техника и технологии машиностроения. Материалы IV международной студенческой научно-практической конференции (Омск, 25-30 марта 2015). – С. 235–237.

92. Белоцерковский М.А. Повышение работоспособности тяжелонагруженных узлов трения скольжения сельхозмашин нанесением покрытий с последующим трибомодифицированием / М. А. Белоцерковский, А. И. Камко // Конструювання, виробництво та експлуатація сільськогосподарських машин. – 2009. – Вип. 39. – С. 105–110.

93. Евдокимов Ю. А. Планирование и анализ эксперимента при решении задач трения и износа / Ю. А. Евдокимов, В. И. Колесников, А. И. Тетерин. — М. : Наука, 1980. — 228 с.

94. Винер Н. Кибернетика или управление и связь в животном и машине: пер. с англ. / Винер Н. ; под ред. Г. Н. Поварова. — [2-е изд.]. — М. : Наука, 1983. — 343 с.

95. Тихомиров В. Б. Планирование и анализ эксперимента (при проведении эксперимента в лёгкой и текстильной промышленности) / В. Б. Тихомиров. — М. : Легкая индустрия, 1974. — 264 с.

96. Винарский М. С., Лурье М. В. Планирование эксперимента в технологических исследованиях / М. С. Винарский, М. В. Лурье. – К. : Техніка, 1975. – 168 с.
97. Планирование эксперимента в исследовании технологических процессов : пер. с нем. / под ред. Э. К. Лецкого. — М. : Мир, 1977. — 552 с.
98. Барабашук В. И. Планирование эксперимента в технике / Барабашук В. И., Креденцер Б. П., Мирошниченко В. И. — К. : Техніка, 1984. — 200 с.
99. Толбатов Ю. А. Математична статистика та задачі оптимізації в алгоритмах і програмах : навч. посіб. / Ю. А. Толбатов. — К. : Вища школа, 1994. — 399 с.
100. Налимов В. В. Теория эксперимента / В. В. Налимов. — М. : Наука, 1971. — 207 с.
101. Радченко С. Г. Математическое моделирование технологических процессов в машиностроении / С. Г. Радченко. — К. : Укрспецмонтажпроект, 1998. — 274 с.
102. Радченко С. Г. Методология создания новой техники и технологий / С. Г. Радченко, С. Н. Лапач // Технологические системы. — 2003. — № 1. — С. 41—44.
103. Радченко С. Г. Математичне моделювання та оптимізація технологічних систем: навчальний посібник / С. Г. Радченко. — К. : Політехніка, 2001. — 88 с.
104. Лапач С. Н. Статистические методы в фармакологии и маркетинге фармацевтического рынка / Лапач С. Н., Пасечник М. Ф., Чубенко А. В. — К. : Укрспецмонтажпроект, 1999. — 312 с.
105. Соболев И. М. Выбор оптимальных параметров в задачах со многими критериями / И. М. Соболев, Р. Б. Статников. — М. : Наука, 1981. — 111 с.
106. Элементи дослідження складних систем військового призначення / [Загорка О. М., Мосов С. П., Сбитнев А. І., Стужук П. І.]. — К. : НАОУ, 2005. — 100 с.

107. Лапач С. Н. Пакет прикладных программ ПРИАМ : информ. листок о науч.-техн. достижении № 88—007 / Лапач С. Н., Радченко С. Г., Литвинчук Н. И. — К. : УкрНИИНТИ, 1988. — 4 с.
108. Программные продукты Украины. Планирование, регрессия и анализ модели ПРИАМ : каталог / НТУ КПИ ; под ред. Лапач С. Н., Радченко С. Г., Бабич П. Н. — К. : Текпор, 1993. — С. 24—27.
109. Ахтизарова С. Л. Методы оптимизации эксперимента в химической технологии: учеб. пособие [для студ. хим.-технол. вузов] / С. Л. Ахтизарова, В. В. Кафаров. — [ 2-е изд.]. — М. : Высш. шк., 1985. — 337 с.
110. Вучков И. Прикладной линейный регрессионный анализ / Вучков И., Бояджиева Л., Солаков Е. / пер. с болг. и предисл. Ю. П. Адлера. — М. : Финансы и статистика, 1987. — 239 с.
111. Подиновский В. Д. Парето-оптимальные решения многокритериальных задач / В. Д. Подиновский, В. Д. Ногин. — М. : Наука, 1982. — 254 с.
112. Евланов Л. Г. Экспертные оценки в управлении / Л. Г. Евланов, В. А. Кутузов. — М. : Экономика, 1978. — 133 с.
113. Большев Л. Н. Таблицы математической статистики / Л. Н. Большев, Н. В. Смирнов. — [ 3-е изд.]. — М. : Наука, 1983. — 416 с.
114. Жиглявский А. А. Методы поиска глобального экстремума / А. А. Жиглявский, А. Г. Жилинскас. — М. : Наука, 1991. — 248 с.
115. Радченко С. Г. Устойчивые методы оценивания статистических моделей / С. Г. Радченко. — К. : Санспарель, 2005. — 504 с.
116. Похмурский В.И. Повышение долговечности деталей машин с помощью диффузионных покрытий/ В.Б.Далисов, В.М. Голубец. – К.: Наук. думка. 1980.– 188с.
117. Paufler P., X-ray Singl crystal Difraktion Investigation on Ni<sub>1+x</sub> Al<sub>1-x</sub>. Faber I., Zahn G. Acta Crystollogr. A52, C319, 1996.–P.324 – 329.
118. Кіндрачук М.В., Трибологія / М.В.Кіндрачук, В.Ф.Лабунець, М.І.Пашечко, Є.В.Корбут. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2009.– 392с.

119. Костецкий Б.И. Трение, смазка и износ в машинах/ Б.И.Костецкий. – Киев.: Техника. 1970. – 395с.
120. Трибологічні властивості хромоалітованої сталі 12X18H10T в умовах тертя ковзання / В. Г.Хижняк, Р. Г. Мнацаканов, І. А. Гуменюк, Я. В. Богач. // Проблеми тертя та зношування. – 2016. – №3. – С. 52–57.
121. Гуменюк І. А. Зносостійкість сталі 12X18H10T з дифузійно-легованим покриттям системи хром-алюміній / І. А. Гуменюк // Науково-технічна конференція студентів, аспірантів, докторантів та молодих учених «Інноваційні технології», 15-16 листопада 2017, м. Київ: матеріали. – К.: НАУ, 2017. – С. 80.
122. Lazernaya i elektronno-luchevaya obrabotka materialov: Spravochnik / N. N. Ryikalin, A. A. Uglov, I. V. Zuev, A. I. Kokora. – М.: Mashinostroenie. – 1991. – 147р.
123. Vyisokoeffektivnyie lazerno-plazmennyye tehnologii v mashinostroenii / V. A. Barvinok, V. M. Novikovi, G. M. Zmeevskoy i dr. – М.: Mashinostroenie – 1997. – 74 р.
124. Шурин А. К. Износостойкость нержавеющей эвтектических сплавов с фазами внедрения/ А. К. Шурин, В. Е. Панарин, М. В. Киндрачук // Проблемы трения и изнашивания. – К.: Техніка, – 1981. – №19. – С. 65 – 73.
125. Пат. 102244 України. Зносостійкий евтектичний сплав на основі заліза / Кіндрачук М. В., Лабунець В. Ф., Денисенко М. І., Загребельний В. В., Гуменюк І. А., Нечепорук В.В., Добрянський С.С.; № и 2015 03259; заявл. 07.04.2015; опубл. 26.10.2015, Бюл. № 20.
126. Таран Ю. Н., Мазур В. И. Структура эвтектических сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 311 с.
127. Дослідження триботехнічних характеристик електроіскрових покриттів з евтектичного сплаву на сталі 12X18H10T / В. Є.Панарін, І. А. Гуменюк, М. В. Кіндрачук, О. В. Тісов. // Проблеми трибології. – 2017. – №4. – С. 6–11.
128. Сайфулін Р.С. Композиционные покрытия и материалы. – М.: Химия, 1977. – 272с.

129. Кіндрачук М.В. Параметри дискретної структури азотованих покриттів рівної зносостійкості та з підвищеним опором втомному руйнуванню / М.В. Кіндрачук, В.В. Клімін, І.А. Гуменюк, В.В. Загребельний, Є.П. Костюк // Проблеми тертя та зношування. – 2015. - № 4 (69).– С.58 – 62.

130. Пат.100638 України. Спосіб формування дискретних азотованих покриттів рівної зносостійкості / Кіндрачук М.В., Клімін В.В., Гуменюк І.А., Духота О.І., Кіндрачук В.М., Корбут Є.В., Герасимова О.В.; № u 201410961; Заявл.07.10.2014; опубл. 10.08.2015, Бюл. № 15. – 3с.

131. Кіндрачук М.В. Формування триботехнічних властивостей плазмових покриттів на сталі 12Х18Н10Т лазерною обробкою / М.В. Кіндрачук, Р.Г. Мнацаканов, І.А. Гуменюк, Я.В. Богач, Ю.В. Пищенко // Проблеми тертя та зношування. – 2017. – № 2 (75). – С. 72 – 78.

132. Лахтин Ю.М. Комплексная лазерная химико-термическая обработка малоуглеродистых сталей // Методы повышения конструктивной прочности металлических материалов: Материалы семинара. Ю.М. Лахтин, О.В. Чудина, В.С. Крапошин. – М.: МДНТП, 1988. – С.116 –117.

133. Кіндрачук М.В. Механізм зношування аустенітної сталі 12Х18Н9Т в широкому діапазоні зовнішніх навантажень / М.В. Кіндрачук, Р.Г. Мнацаканов, І.А. Гуменюк та ін. // Проблеми тертя та зношування. – 2015. - № 2 (67). – С.18 – 27.

134. Кіндрачук М.В. Роль локалізації напружень і деформацій в перехідній зоні «матриця-наповнювач» в кінетиці руйнування композиційних покриттів під час тертя / М.В. Кіндрачук, М.В. Лучка, В.Я. Лобурак, І.А. Гуменюк // Проблеми тертя та зношування. – 2014. – № 2 (63). – С. 18-29.

135. Костецкий Б. И., Натансон М. Э., Бершадский Л. И. Механохимические процессы при граничном трении. – М.: Наука, 1976. – 170с.

136. Панарин В. Е., Микуляк О. В., Грипачевский А. Н. Исследование поверхностных пленок при трении газотермических эвтектических покрытий // Там же. – 1984. – 5, № 4. – С. 611-616.

137. Триботехнічні характеристики термооброблених композиційних електролітичних покриттів з наповнювачами евтектичного сплаву / А. О. Корнієнко, І. А. Гуменюк, С. В. Федорчук, Ю. В. Пищенко. // Проблеми тертя та зношування. – 2017. – №4. – С. 63–68.

138. Кіндрачук М.В. Перспективність створення заевтектичних сплавів триботехнічного призначення на основі заліза з тугоплавкими боридами / М.В. Кіндрачук, В.Є. Панарін, Р.Г. Мнацаканов, І.А. Гуменюк // 6-та Міжнародна науково – практична конференція «Сучасні енергетичні установки на транспорті і технології та обладнання для їх обслуговування, 24-25 вересня 2015р. – Херсон: Херсонська державна морська академія. – С. 191 – 192.

139. Кіндрачук М.В. Механізм припрацювання в гетерогенних евтектичних системах / М.В. Кіндрачук, І.А. Гуменюк, О.О. Мікосянчик та ін. // Проблеми тертя та зношування. – 2015. – №1 (66). – С. 94 – 101.

140. Закалов О.В. Основи тертя і зношування в машинах: Навчальний посібник / О.В. Закалов, І.О. Закалов. – Тернопіль: Вид-во ТНТУ ім. І. Пулюя, 2011. – 322 с.

141. Попов В.Л. Механика контактного взаимодействия и физика трения. От нанотрибологии до динамики землетрясений / В.Л. Попов. – М. : Физматлит, 2013. – 352 с.

142. Петухов А.Н. Фреттинг-коррозия и фреттинг-усталость малоподвижных соединений ГТД и энергетических машин / А.Н. Петухов // Авиационно-космическая техника и технология. – 2004. – Вып. 15, № 7. – С. 128-134.

143. Крагельский И.В. Трение и износ / И.В. Крагельский. – М: Машиностроение, 1968. – 480 с.

144. Кіндрачук М.В. Механізм припрацювання в гетерогенних евтектичних системах / М.В. Кіндрачук, І.А. Гуменюк, О.О. Мікосянчик та ін. // Проблеми тертя та зношування. – 2015. - № 1 (66). – С. 94 – 101.



145. Громаковский Д.Г. Современные технологии и долговечность поверхностей трения при усталостном механизме изнашивания / Д.Г. Громаковский, В.А. Горохов, Г.А. Кулаков, Л.М. Рыбакова, И.Д. Ибатуллин // Трение и смазка в машинах и механизмах. – Вып. 3. – 2006. – С. 11-20.

146. Федоров В.В. Кинетика повреждаемости и разрушения материалов / В.В Федоров. – Ташкент: ФАН, 1985. – 175 с.

147. Агеев Е.П. Неравновесная термодинамика в вопросах и ответах / Е.П. Агеев. – М: Эдиториал, 2001. – 136 с.

148. Ибатуллин И.Д. Кинетика усталостной повреждаемости и разрушения поверхностных слоев / И.Д. Ибатуллин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2008. – 387 с.

149. Gu X.N. Corrosion fatigue behaviors of two biomedical Mg alloys – AZ91D and WE43 – in simulated body fluid / X.N. Gu, W.R. Zhou, Y.F. Zheng, et al. // Acta Biomater. – 2010. – Vol. 6. – P. 4605-13.

150. Кіндрачук М.В. Зносостійкість як енергетична характеристика міцності матеріалу в зоні тертя / М.В. Кіндрачук, М.В. Лучка, В.Я Лобурак, І.А. Гуменюк: матеріали Міжнародної науково – практичної конференції [«Ольвійський форум – 14: стратегія країн причорноморського регіону в геополітичному просторі»], (Миколаїв, 4-7 червня 2014р) / Міністерство освіти і науки України. – Миколаїв: Вид – во Чорноморський держ. університет ім. Петра Могили, 214. – С. 19 – 22.

151. Ануриев В.И. Справочник конструктора-машиностроителя в 3-х т. Т. 1 / В.И. Ануриев; 8-е изд., перераб. и доп. Под.ред. И.Н. Жестковой – М.: Машиностроение, 2001. – 34 с.

152. Кислый П.С. Карбидокремниевые материалы / П.С. Кислый – М.: Металлургия, 1977. – 34 с.

153. Zhang R. Cohesive energy of elements / R. Zhang // <https://sites.google.com/site/zrftum/home/l/physical-properties/cohesive-energy-of-elements>

154. Harrison W.A., Krant E.A. Energy of substitution and solution in semiconductors / W.A. Harrison, E.A. Krant // Phys. Rev. B. – 1988. – V. 37, № 14. – P. 8244-8248.

155. M. Pashechko Functional Plasma-Deposited Coatings / M. Pashechko, M. Kindrachuk, I. Gumeniuk, O. Tisov, V. Zahrebelniy // Advances in Science and Technology Research Journal. – 2018. – 11(4). – pp. 301-304.

156. Кіндрачук М.В. Характер зниження ефективної межі текучості композиційних покриттів, навантажених силами тертя / М.В. Кіндрачук, Ю.Л. Хлевна, І.А. Гуменюк, В.Я. Лобурак // Тези доповідей Восьмої міжнародної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико – матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів, 23 – 24 квітня 2015р., Київ, Україна. – К. – с. 90.

157. Кіндрачук М.В. Кінетика руйнування композиційних покриттів пар тертя на основі енергетичної моделі / М.В. Кіндрачук, Р.Г. Мнацаканов, І.А. Гуменюк // матеріали 7-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Сучасні енергетичні установки на транспорті, технології та обладнання для їх обслуговування». – Херсон: Херсонська державна морська академія. 2016 р. – С. 184-185.

158. Кіндрачук М. В. Кінетика руйнування композиційного електролітичного покриття на сталі 12X18H10T при терті ковзання / М. В. Кіндрачук, Р. Г. Мнацаканов, І. А. Гуменюк, Н. М. Стебелецька // Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 6» за підтримки «ММАТЕНГ» проекту, інженерно- фізичного факультету НТУУ «КПІ», 1-2 грудня 2016р.- м. Київ. – С. 148 – 152.

159. Хаазе Р. Термодинамика необратимых процессов. М.: Мир, 1967, 543 стр.

160. Gassner E. On the influence of fretting corrosion on the fatigue life of notched specimens of an Al-Cu-Mg 2 Alloy. Fatigue Aircraft Struct. Oxford – L – N – Y – Paris, Pergamon Press, 87-95, 143.

161. Warlow-Davies E.J. Fretting corrosion and fatigue strength: brief results of preliminary experiments. Proc. Inst. Of Mech.Eng. 146, 32, 1941.
162. Pashechko M. Gradient composite coating for working surfaces of braking devices / M. Pashechko, M. Kindrachuk, I. Humeniuk. // Science and Technology Journal. – 2018. - № 1. – pp. 1-8.
163. Пат. 125389 України. Градієнтне покриття з високою припрацьовуваністю і зносостійкістю / Кіндрачук М. В., Мнацаканов Р. Г., Гуменюк І. А., Духота О. І., Харченко В. В.; № ; Заявл. 21.11.2017; опубл. 10.05.2018; Бюл. № 9. – 4с.
164. Зносостійкість виробів. Тертя, зношування та мащення. Терміни та визначення : ДСТУ 2823–94. — [Чинний від 1994—10—31]. — К. : Держстандарт України, 1994. — 32 с. — (Національний стандарт України).
165. Костецкий Б. И. Надежность и долговечность машин / Костецкий Б. И., Носовский И. Г., Бершадский Л. И. — К. : Техніка, 1975. — 408 с.
166. Медеяев И.А. Влияние механических свойств пары "сталь—бронза" на коэффициент трения при граничной смазке / И.А. Медеяев // Вестник машиностроения. — 2006. — № 2. — С. 41—44.
167. Гуменюк І. А. Математичне моделювання формування зносостійких градієнтних покриттів на сталі 12Х18Н10Т / І. А. Гуменюк // Тези доповідей Одинадцятій міжнародній конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико – матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів, 19-20 квітня 2018 р., Київ, Україна. – К. – С. 242-244.
168. Налимов В.В., Голикова Т.И. Логические основания планирования эксперимента. – М.: Наука, 1976. – 128 с.
169. Румшинский Л.З. Математическая обработка результатов эксперимента. – М.: Наука, 1971. – 192 с.
170. Федоров В.В. Теория оптимального эксперимента.– М.: Наука, 1971. – 312 с.

171. Pashechko M. Gradient composite coating for working surfaces of braking devices / M. Pashechko, M. Kindrachuk, I. Humeniuk. // Science and Technology Research Journal. – 2018. – №1. – pp. 1–8.

## ДОДАТОК А. Акти впровадження



Головний інженер ДП  
«Луганське ремонтне підприємство «Мотор»

С.В.Чубинський

2018 р.

### АКТ

виробничих випробувань технологічних процесів зміцнення і відновлення деталей технологічного обладнання дискретно азотованими покриттями

Даний акт складений в тому, що в умовах заводу були проведені роботи по освоєнню технологічних процесів зміцнення і відновлення деталей технологічного обладнання шляхом нанесення дискретно азотованих покриттів, розробленими і захищеними патентом України способом (пат. № 100638).

Покриття наносили на деталі валів насосів, які експлуатуються в корозійно-активному середовищі в умовах тертя без мащення (сталь 12Х18Н10Т).

Випробування у виробничих умовах вказаних деталей з покриттями пройшли без зауважень і показали підвищення довговічності в 1,7-2,5 раз порівняно із заводською технологією виготовлення.

Технологічні процеси признаються такими, що пройшли виробничі випробування і рекомендуються до впровадження для зміцнення і відновлення деталей, що працюють в умовах зношування без мастила.

Статті економії: збільшення терміну служби деталей, зниження енергетичних затрат, можливість їх багаторазового відновлення, економія дефіцитних сталей, зменшення амортизаційних затрат на обладнання.

Головний технолог  
ДП ЛРЗ «Мотор»

Свистюла С.І.

Представники НАУ:

Зав. кафедри машинознавства

Кіндрачук М. В.

Професор кафедри технологій виробництва та відновлення авіаційної техніки

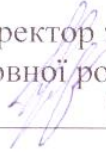
Мнацаканов Р. Г.

Пошукач кафедри технологій виробництва та відновлення авіаційної техніки

Гуменюк І. А.

ПОГОДЖЕНО

Проректор з навчальної та  
виховної роботи

  
Т.Іванова

“02” 03 2018р.

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з наукової  
роботи

  
В.Харченко

“ 5” 03 2018р.



### АКТ

використання в учбовому процесі Національного авіаційного університету  
результатів кандидатської дисертації Гуменюка Ігоря Анатолійовича  
“Триботехнічні властивості аустенітної сталі 12Х18Н10Т, поверхнево-  
модифікованої комбінованими покриттями”

Отримані здобувачем науково-практичні результати використовуються  
у процесі підготовки докторів філософії галузі знань 13 «Механічна  
інженерія» спеціальності 131 «Прикладна механіка» спеціалізації «Тертя та  
зношування в машинах» на кафедрі машинознавства Національного  
авіаційного університету при виконанні лабораторних робіт з курсу  
«Процеси фізико-хімічної механіки в елементах трибологічних систем»

Аспірантів знайомлять з технологіями нанесення композиційних  
електроіскрових та електролітичних покриттів на сталь 12Х18Н10Т з метою  
підвищення її працездатності в умовах тертя ковзанням. У процесі виконання  
лабораторних робіт досліджується вплив параметрів структури покриттів,  
хіміко-термічної обробки та фізико-механічних властивостей на їх  
триботехнічні властивості.

Публікації Гуменюка І. А. рекомендовано аспірантам в якості  
додаткового матеріалу для самостійного опрацювання.

Акт обговорений і схвалений на засіданні кафедри машинознавства  
Навчально-наукового Аерокосмічного інституту (протокол № 3 від 26 лютого  
2018 р.).

Завідувач кафедри  
машинознавства ННАКІ,  
д.т.н., професор



М. В. Кіндрачук

Секретар кафедри, к.т.н.,  
доцент



О. В. Башта



ЗАТВЕРДЖУЮ”

Головний інженер ДП

«Луцький ремонтний завод «Мотор»

С.В.Чубинський

2018 р.

### АКТ

виробничих випробувань технологічних процесів зміцнення і відновлення деталей авіаційних двигунів шляхом нанесення електроіскрового покриття

В умовах ДП «Луцький ремонтний завод «Мотор» в 2018 році були проведені роботи по дослідженню поверхневого зміцнення і відновлення деталей авіаційних двигунів із титанових сплавів ВТ-4-1; ВТ-20; ВТ3-1 та жароміцних сплавів ХН73МБТЮ-ВД (ЭП 741П) шляхом нанесення електроіскрового покриття евтектичним сплавом (пат. № 102244). Покриття наносили на ряд деталей зокрема:

- стулка зовнішня 99.16.16.000;
- лопатка робоча I ступені КНД 99.01.35.118;
- диски 088.24.2458, 088.24.24580.060Р.

Випробування у виробничих умовах вказаних деталей з покриттями пройшли без зауважень і показали підвищення зносостійкості в 1,3 – 1,7 раз у порівнянні з існуючими заводськими технологіями.

Технологічні процеси признаються такими, що пройшли виробничі випробування і можуть бути рекомендовані до впровадження для поверхневого зміцнення і відновлення зношених поверхонь деталей авіаційних двигунів, що працюють в умовах зношування.

Статті економії: підвищення терміну служби деталей, можливість їх багаторазового відновлення, економія витрат на придбання запасних частин.

Головний технолог  
ДП ЛРЗ «Мотор»

Свистюла С.І.

Представники НАУ:

Зав. кафедри машинознавства

Кіндрачук М. В.

Професор кафедри технологій виробництва  
та відновлення авіаційної техніки

Мнацаканов Р. Г.

Пошукач кафедри технологій виробництва  
та відновлення авіаційної техніки

Гуменюк І. А.

«Затверджую»



Заступник генерального директора  
Технічний директор  
ДП «Завод 410 ЦА»  
Натальчук В.В.

«29» 2018 р.

АКТ

виробничих випробувань технологічного процесу зміцнення і відновлення деталей авіаційної техніки шляхом нанесення композиційного електролітичного покриття

Даний акт складений в тому, що в умовах заводу в 2018 році були проведені роботи по дослідженню поверхневого зміцнення і відновлення деталей АТ із сталей типу 12Х18Н10Т шляхом нанесення композиційного електролітичного покриття, розробленого і захищеного патентом України способом (пат. №125389 України)

Покриття наносили на деталі:

- діафрагма 3220.030.01 турбохолод. 3263;
- вал 2323А-0 турбохолод. 3263.

Випробування у виробничих умовах вказаних деталей з покриттями пройшли без зауважень і показали підвищення зносостійкості в 1,4 – 1,7 раз у порівнянні з існуючими заводськими технологіями.

Технологічний процес признається таким, що пройшов виробничі випробування і рекомендується до впровадження для зміцнення і відновлення деталей, що працюють в умовах зношування.

Впровадження покриттів дозволить збільшити термін роботи деталей, знизити енергетичні затрати, економити дефіцитні сталі, зменшити амортизаційні затрати на обладнання та отримати економічний ефект в сумі 75 000 гривень в рік.

Головний конструктор  
ДП «Завод 410 цивільної авіації»

Кіпров О.В.

Представники НАУ:

Завідувач кафедри машинознавства

Кіндрачук М.В.

Професор кафедри технології  
виробництва та відновлення авіаційної техніки

Мнацаканов Р.Г.

Пошукач кафедри технології  
виробництва та відновлення авіаційної техніки

Гуменюк І.А.



## ДОДОТОК Б. РЕЗУЛЬТАТИ МОДЕЛЮВАННЯ ДО РОЗДІЛУ 5

Результаты работы программы преобразований

Количество главных эффектов - 10  
 Количество генерируемых взаимодействий - 120  
 Всего взаимодействий и эффектов - 130  
 Типы генерируемых взаимодействий: 2; 3;

Список эффектов кандидатов

имя/номер коэффициента	коэффициент корелляции	имя/номер коэффициента	коэффициент корелляции
1 - x1	0.967347	2 - x1z2z5	0.204337
3 - x2x3	0.324691	4 - z1z3z5	0.174753
5 - z1z2	0.370195	6 - x3z4x5	0.526304
7 - z2x3	0.250719	8 - x2x4z5	0.118
9 - x4z5	0.335691		

Получена модель:

$$Y = 27.4683 + 10.2644x_1 - 9.64441x_1z_2z_5 - 2.37748x_3z_4x_5$$

где:

$$\begin{aligned} x_1 &= 0.0714286 * (X_1 - 14); \\ z_1 &= 1.63573 * ((x_1^2) - 0.0264085 * x_1 - 0.362245); \\ x_2 &= 0.107962 * (X_2 - 17.5625); \\ z_2 &= 1.57982 * ((x_2^2) + 0.0139965 * x_2 - 0.354015); \\ x_3 &= 0.118756 * (X_3 - 10.3894); \\ z_3 &= 1.57617 * ((x_3^2) - 0.0377848 * x_3 - 0.350483); \\ x_4 &= 5.42373 * (X_4 - 0.295625); \\ z_4 &= 1.73049 * ((x_4^2) - 0.0783315 * x_4 - 0.343798); \\ x_5 &= 0.56899 * (X_5 - 2.9925); \\ z_5 &= 1.55941 * ((x_5^2) - 0.0127463 * x_5 - 0.354374); \end{aligned}$$

### АНАЛИЗ АДЕКВАТНОСТИ МОДЕЛИ

Остаточная дисперсия 0.392752  
 Дисперсия воспроизводимости 1.40187  
 Расчетное значение F-критерия 114.501  
 Уровень значимости F-критерия для адекватности 0.05  
 для степеней свободы  $v_1 = 3$   $v_2 = 12$   
 Табличное значение F-критерия для адекватности 3.49029  
 Табличное значение F-критерия  
 (при отсутствии повторных опытов) 1.49806  
 Стандартная ошибка оценки 0.90812  
 (скоррект. с учетом степеней свободы) 0.975477  
 Модель адекватна

Примечание:

Дисперсия воспроизводимости задана пользователем

### АНАЛИЗ ИНФОРМАТИВНОСТИ МОДЕЛИ

Доля рассеивания объясняемая моделью 0.985329  
 Введено регрессоров (эффектов) 4  
 Коэффициент множественной корреляции 0.992638  
 (скоррект. с учетом степеней свободы) 0.9915  
 F отношение для R 268.654  
 Уровень значимости F-критерия для информативности 0.05  
 для степеней свободы  $v_1 = 3$   $v_2 = 12$   
 Табличное значение F-критерия для информативности 3.49029  
 Модель ИНФОРМАТИВНА  
 Критерий Бокса и Веца для информативности 7  
 Информативность модели ОЧЕНЬ ВЫСОКАЯ

### ТАБЛИЦА СТАТИСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

имя/номер коэффициента	коэффициент регрессии	станд.ошиб. коэф.регр.	вычислен. t знач.	доля участия

x1	10.2644	0.260821	23.686	0.93576
x1z2z5	-9.64441	0.264843	-6.14905	0.0478206
x3z4x5	-2.37748	0.358456	-1.19608	0.00174899

свободный член 27.4683

Таблица мультиколлинеарности

имя/номер регрессора	МАХ коэф-ент корреляции	с каким регрессором	коэф. корреляции с откликом
x1	0.0390204	x1z2z5	0.967347
x1z2z5	0.103601	x3z4x5	0.204337
x3z4x5	0.103601	x1z2z5	0.526304

Число обусловленности COND = 1.66706

Таблица остатков (по обучающей матрице)

номер	Отклик по эксперименту	Отклик по модели	Остаток	Процент отклонения
1	27.4	27.9886	-0.588625	-2.14827
2	22.3	22.4316	-0.131608	-0.590168
3	34	33.3627	0.637335	1.87451
4	20.8	21.1216	-0.321603	-1.54617
5	29.5	30.1858	-0.685849	-2.32491
6	24.3	24.3925	-0.0925145	-0.380718
7	39.1	38.7106	0.389395	0.995895
8	20.1	20.4213	-0.321298	-1.5985
9	29.3	29.5313	-0.23134	-0.789557
10	23.9	23.1848	0.715205	2.99249
11	37.2	36.9779	0.222098	0.597037
12	21.9	22.3654	-0.465394	-2.12509
13	30.3	31.1506	-0.850635	-2.80738
14	25.9	25.7059	0.194112	0.749467
15	40.8	40.4482	0.351825	0.862315
16	21.8	20.6211	1.1789	5.40778

Средняя абсолютная погрешность аппроксимации - 0.461108

Средняя погрешность аппроксимации в процентах - 1.73689

Количество главных эффектов - 10

Количество генерируемых взаимодействий - 120

Всего взаимодействий и эффектов - 130

Типы генерируемых взаимодействий: 2; 3;

Получена модель:

$$Y = 0.455106 + 0.237014x_1 - 0.0653093x_1x_4z_5 + 0.0572851z_2x_3x_5$$

где:

$$x_1 = 0.0714286 * (X_1 - 14);$$

$$z_1 = 1.63573 * ((x_1^2) - 0.0264085 * x_1 - 0.362245);$$

$$x_2 = 0.107962 * (X_2 - 17.5625);$$

$$z_2 = 1.57982 * ((x_2^2) + 0.0139965 * x_2 - 0.354015);$$

$$x_3 = 0.118756 * (X_3 - 10.3894);$$

$$z_3 = 1.57617 * ((x_3^2) - 0.0377848 * x_3 - 0.350483);$$

$$x_4 = 5.42373 * (X_4 - 0.295625);$$

$$z_4 = 1.73049 * ((x_4^2) - 0.0783315 * x_4 - 0.343798);$$

$$x_5 = 0.56899 * (X_5 - 2.9925);$$

$$z_5 = 1.55941 * ((x_5^2) - 0.0127463 * x_5 - 0.354374);$$

АНАЛИЗ АДЕКВАТНОСТИ МОДЕЛИ

Остаточная дисперсия 0.000298804  
 Дисперсия воспроизводимости 0.0229687  
 Расчетное значение F-критерия 84.3573  
 Уровень значимости F-критерия для адекватности 0.05  
 для степеней свободы  $\nu_1 = 3$   $\nu_2 = 12$   
 Табличное значение F-критерия для адекватности 3.49029  
 Табличное значение F-критерия  
 (при отсутствии повторных опытов) 1.49806  
 Стандартная ошибка оценки 0.0179749  
 (скоррект. с учетом степеней свободы ) 0.0193082  
 Модель адекватна

Примечание:

Дисперсия воспроизводимости задана пользователем

#### АНАЛИЗ ИНФОРМАТИВНОСТИ МОДЕЛИ

##### Основные характеристики

Доля рассеивания объясняемая моделью 0.989745  
 Введено регрессоров (эффектов) 4  
 Коэффициент множественной корреляции 0.99486  
 (скоррект. с учетом степеней свободы) 0.994066  
 F отношение для R 386.071  
 Уровень значимости F-критерия для информативности 0.05  
 для степеней свободы  $\nu_1 = 3$   $\nu_2 = 12$   
 Табличное значение F-критерия для информативности 3.49029  
 Модель ИНФОРМАТИВНА  
 Критерий Бокса и Веца для информативности 9  
 Информативность модели ОЧЕНЬ ВЫСОКАЯ

#### ТАБЛИЦА СТАТИСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

имя/номер коэффициента	коэффициент регрессии	станд.ошиб. коэф.регр.	вычислен. t знач.	доля участия
x1	0.237014	0.00543963	26.2244	0.981296
x1x4z5	-0.0653093	0.00447587	-2.70779	0.00568368
z2x3x5	0.0572851	0.00598725	1.79901	0.00276567

свободный член 0.455106

#### Таблица мультиколлинеарности

имя/номер регрессора	МАХ коэф-ент корреляции	с каким регрессором	коэф. корреляции с откликом
x1	0.303499	z2x3x5	0.990604
x1x4z5	0	со всеми	0.587493
z2x3x5	0.303499	x1	0.345174

Число обусловленности COND = 2.13032

#### Таблица остатков (по обучающей матрице)

номер	Отклик по эксперименту	Отклик по модели	Остаток	Процент отклонения
1	0.48	0.472095	0.00790466	1.6468
2	0.35	0.335042	0.0149579	4.27367
3	0.6	0.588372	0.0116278	1.93797
4	0.25	0.262907	-0.0129066	-5.16265
5	0.55	0.550844	-0.00084376	-0.153411
6	0.4	0.391609	0.00839103	2.09776
7	0.68	0.673553	0.00644657	0.948024
8	0.2	0.229499	-0.0294988	-14.7494
9	0.5	0.517695	-0.017695	-3.53901
10	0.38	0.366282	0.013718	3.61001
11	0.65	0.667808	-0.0178079	-2.73968

12	0.3	0.311715	-0.0117152	-3.90506
13	0.58	0.564306	0.0156936	2.70579
14	0.45	0.458964	-0.00896445	-1.9921
15	0.7	0.705753	-0.00575318	-0.821883
16	0.28	0.253555	0.0264454	9.44478

Средняя абсолютная погрешность аппроксимации - 0.0131481  
Средняя погрешность аппроксимации в процентах - 3.733

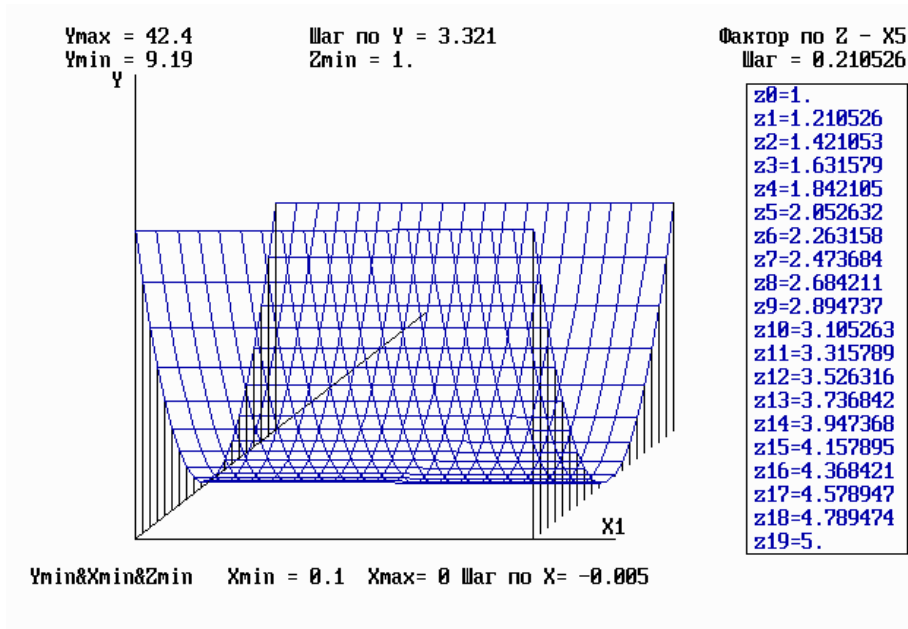


Рисунок 10. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_1 = f(X_1, X_5)$  в тривимірному просторі при  $X_2 = 28 \%$ ;  $X_3 = 20$  мкм;  $X_4 = 0,5$  м/с.

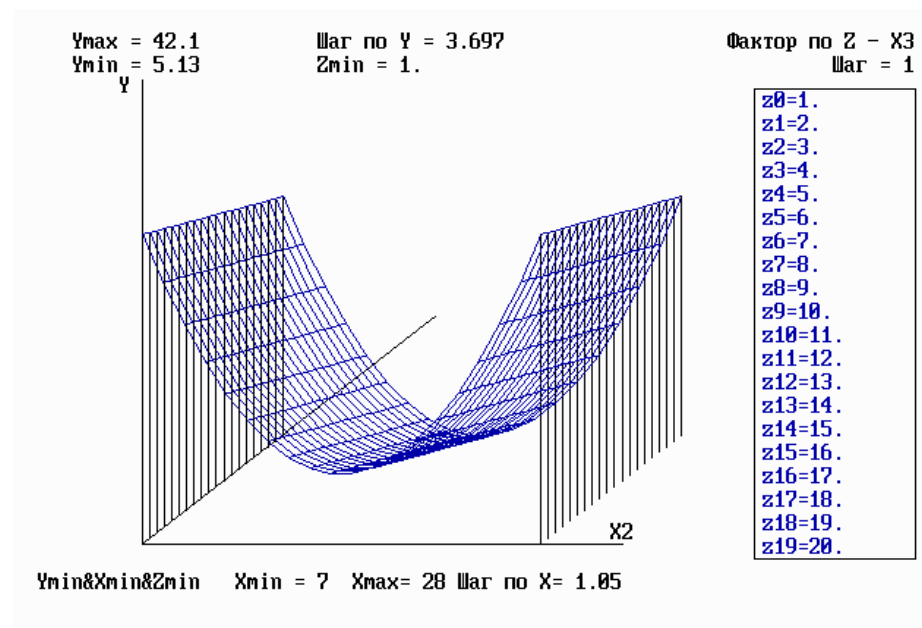


Рисунок 11. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_1 = f(X_2, X_3)$  в тривимірному просторі при  $X_1 = 0,1$  мкм;  $X_4=0,5$  м/с;  $X_5 = 5$  МПа.

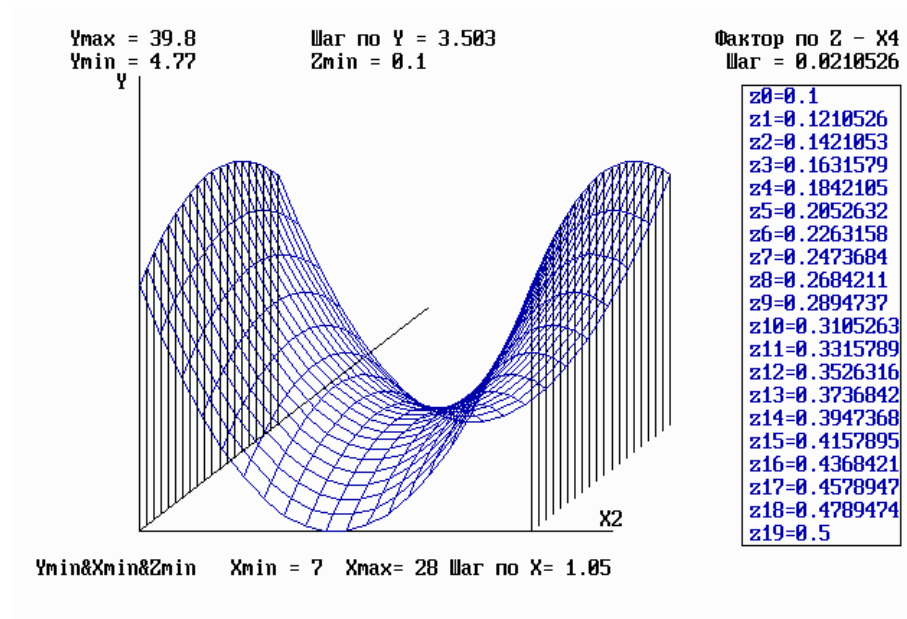


Рисунок 12. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_1 = f(X_2, X_4)$  в тривимірному просторі при  $X_1 = 0,1$  мкм;  $X_3=20$  мкм;  $X_5 = 5$  МПа.

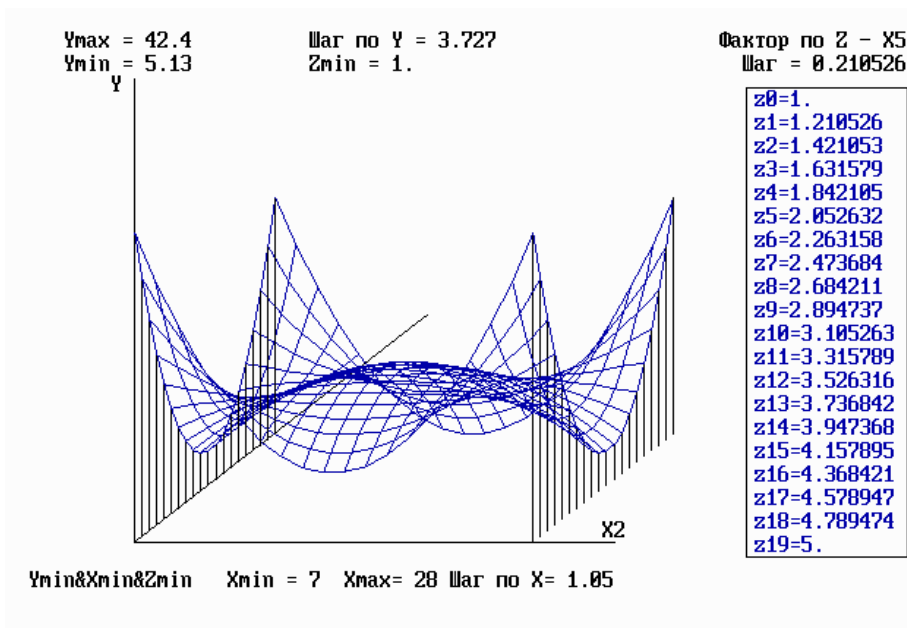


Рисунок 13. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_1 = f(X_2, X_5)$  в тривимірному просторі при  $X_1 = 0,1$  мкм;  $X_3=20$  мкм;  $X_4 = 0,5$  м/с.

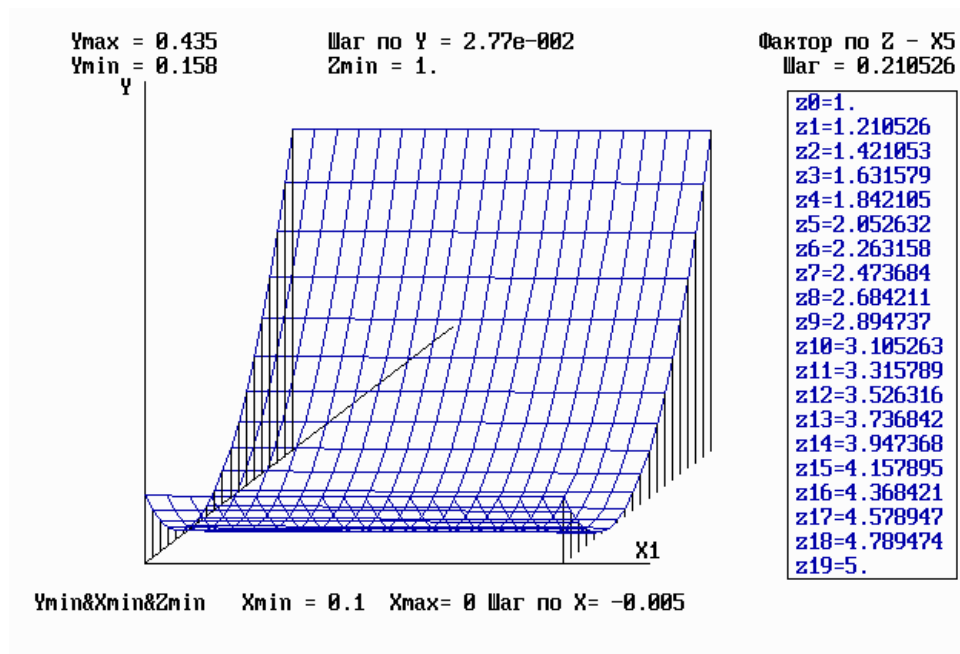


Рисунок 17. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_2 = f(X_1, X_5)$  в тривимірному просторі при  $X_2 = 28 \%$ ;  $X_3 = 20$  мкм;  $X_4 = 0,5$  МПа.

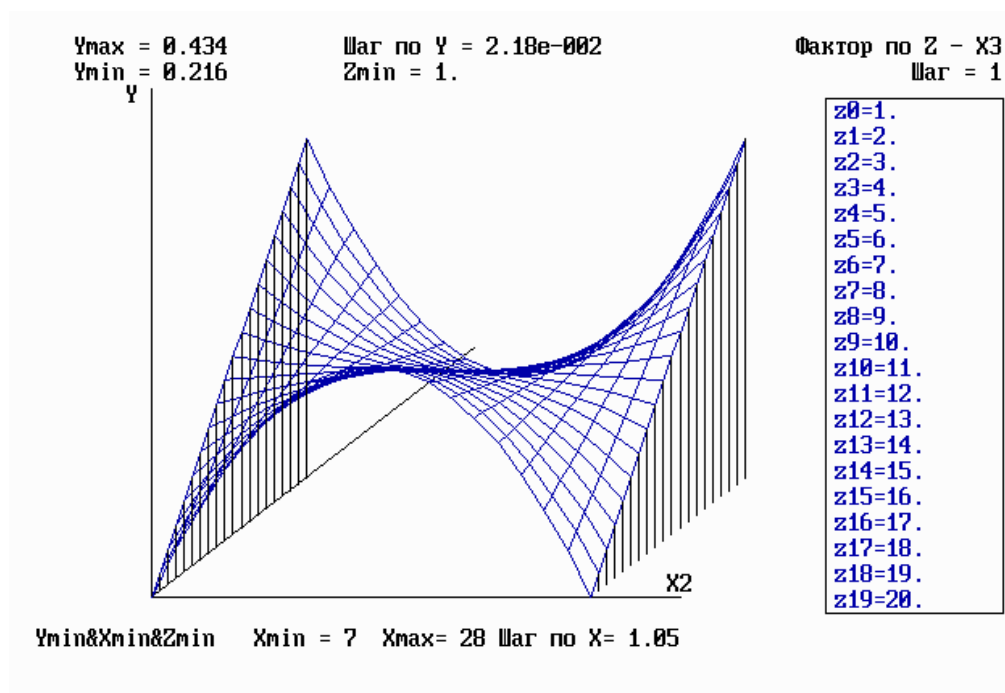


Рисунок 18. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_2 = f(X_2, X_3)$  в тривимірному просторі при  $X_1 = 0,1$  мкм;  $X_4 = 0,5$  м/с;  $X_5 = 5$  МПа.

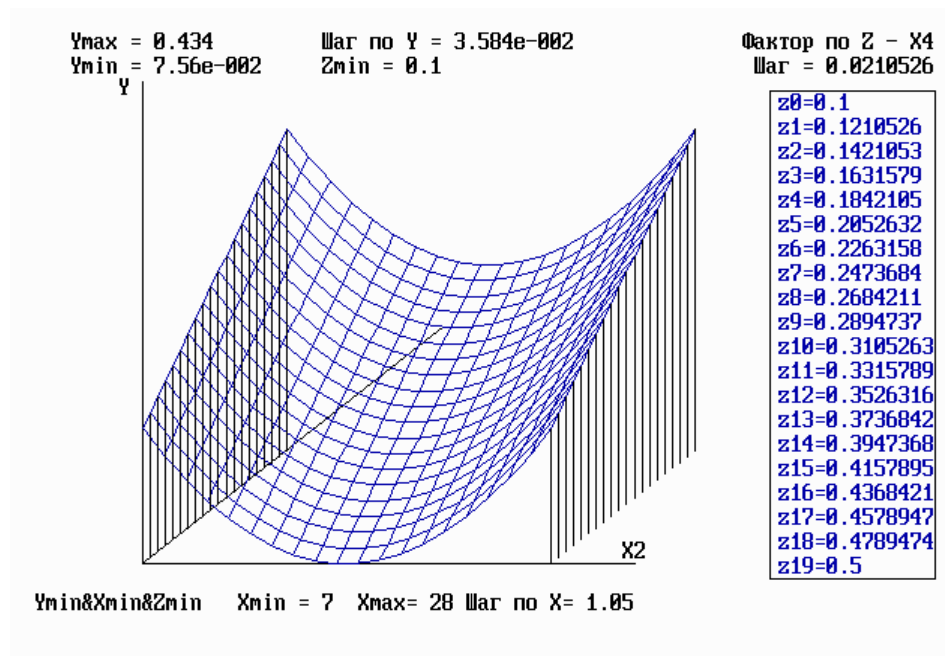


Рисунок 19. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_2 = f(X_2, X_4)$  в тривимірному просторі при  $X_1 = 0,1$  мкм;  $X_3=20$  мкм;  $X_5 = 5$  МПа.

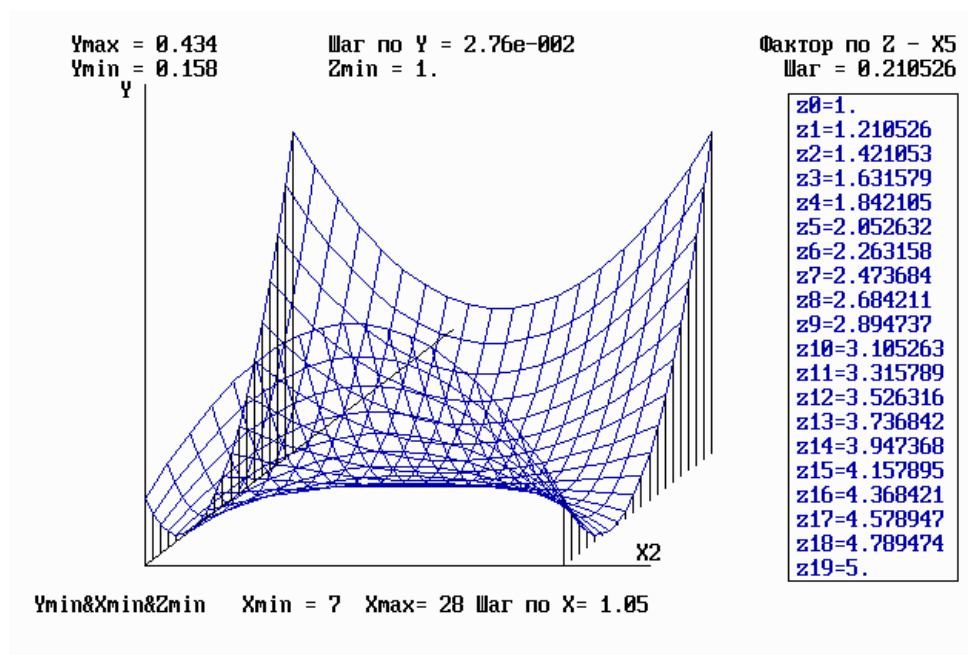


Рисунок 20. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_2 = f(X_2, X_5)$  в тривимірному просторі при  $X_1 = 0,1$  мкм;  $X_3=20$  мкм;  $X_4 = 0,5$  м/с.

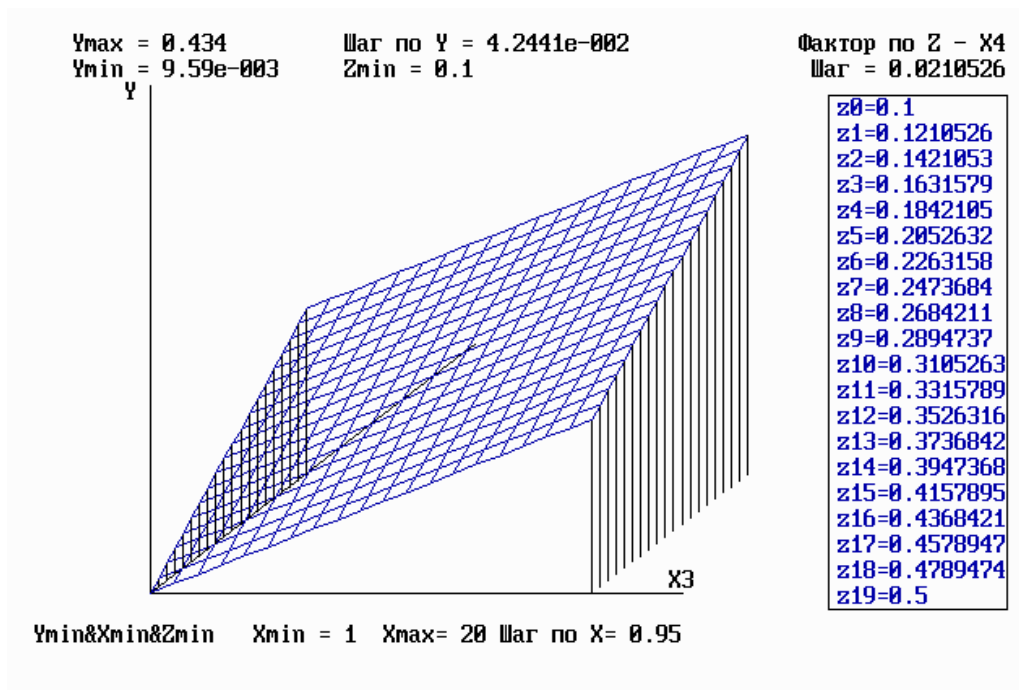


Рисунок 21. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_2 = f(X_3, X_4)$  в тривимірному просторі при  $X_1 = 0,1$  мкм;  $X_2=28$  %;  $X_5 = 5$  МПа.

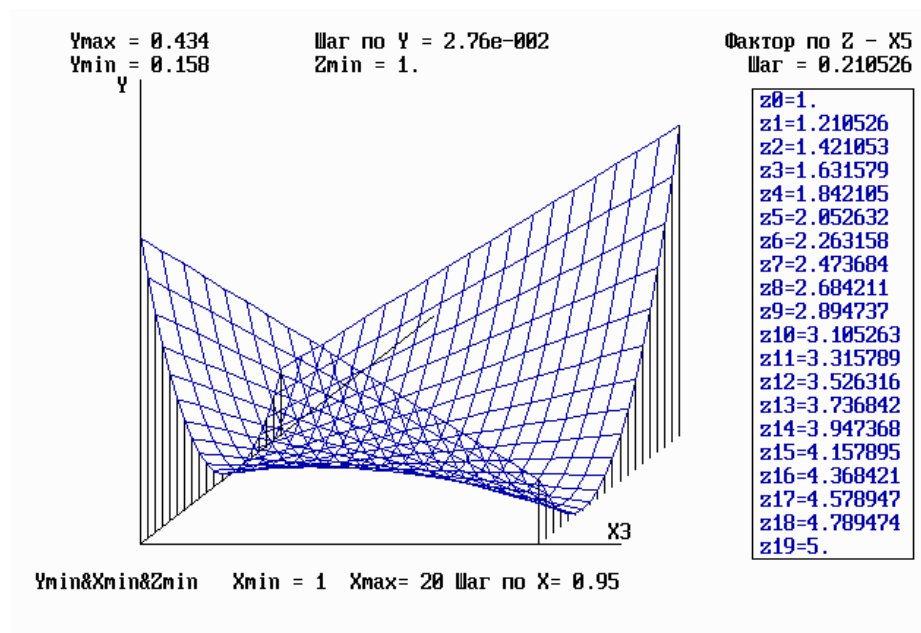


Рисунок 22. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_2 = f(X_3, X_5)$  в тривимірному просторі при  $X_1 = 0,1$  мкм;  $X_2=28$  %;  $X_4 = 0,5$  м/с.



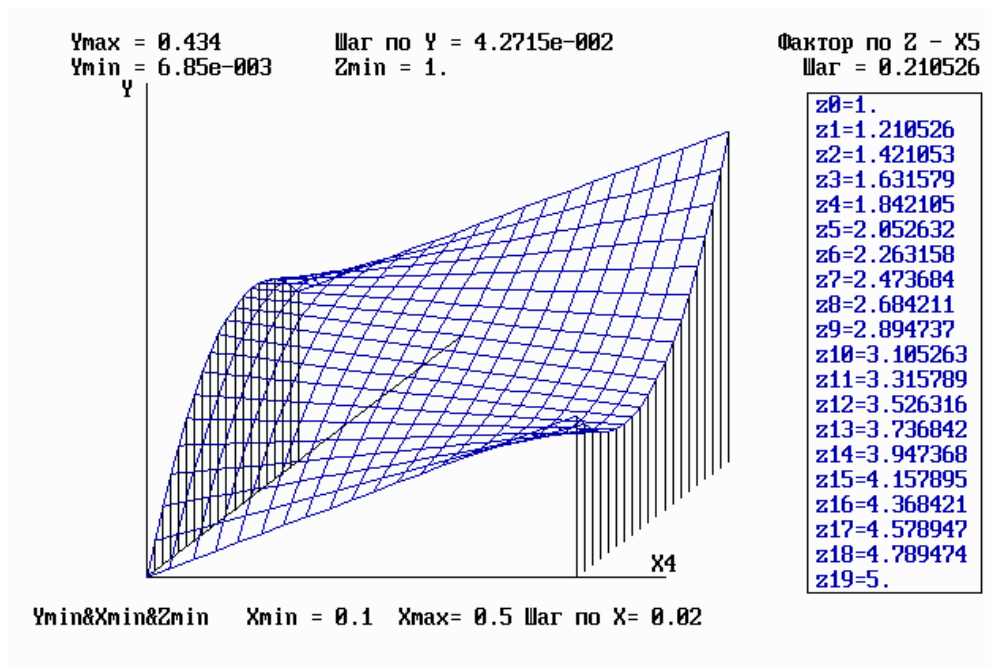


Рисунок 23. – Графік дослідження поверхні відгуку  $Y_2 = f(X_4, X_5)$  в тривимірному просторі при  $X_1 = 0,1$  мкм;  $X_2 = 28\%$ ;  $X_3 = 20$  мкм.