

НАЦІОНАЛЬНИЙ АВІАЦІЙНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна
праця на правах рукопису

Духота Олександр Іванович

УДК 620.194; 621.891

ДИСЕРТАЦІЯ

**«НАУКОВО-ТЕХНІЧНІ ОСНОВИ ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ
ДЕТАЛЕЙ АВІАЦІЙНИХ ТРИБОМЕХАНІЧНИХ СИСТЕМ ЗА УМОВ ЇХ
ФРЕТИНГ-КОНТАКТНОЇ ВЗАЄМОДІЇ»**

Спеціальність 05.02.04 – тертя та зношування в машинах

Галузь знань 13 – механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

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

О. І. Духота

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

Київ – 2019

АНОТАЦІЯ

Духота О.І. Науково-технічні основи підвищення довговічності деталей авіаційних трибомеханічних систем за умов їх фретинг-контактної взаємодії. – Кваліфікаційна праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.04 «Тертя та зношування в машинах» (13 – Механічна інженерія). – Національний авіаційний університет, Київ, 2019.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню актуальної науково-технічної проблеми – розробці науково-обґрунтованих підходів до забезпечення високого і прогнозованого рівня довговічності деталей авіаційних трибомеханічних систем, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії, шляхом створення методів формування функціональних поверхонь і матеріалів з необхідними керованими властивостями та методів оцінювання і прогнозування фретинг-корозійної сумісності та зносостійкості елементів трибосистем.

На основі аналізу стану конструктивно-технологічного забезпечення зносостійкості деталей авіаційних трибомеханічних систем обґрунтовано актуальність досліджень, спрямованих на вирішення завдань підвищення довговічності деталей, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії.

Триботехнічні дослідження проводились за методикою, визначеною стандартом «Метод випробування матеріалів на зношування при фретингу і фретинг-корозії», та за спеціально розробленими методиками на оригінальних установках, що моделюють роботу трибоспряжень в умовах малих тангенціальних вібропереміщень та нормальному до контактної поверхні динамічному навантаженні. Якісні зміни поверхонь тертя, мікроструктуру, склад і властивості матеріалів досліджували методами оптичної та електронної растрової мікроскопії, мікродюретрії, трибоспектральним методом, методами мікрорентгеноспектрального та рентгено-фазового аналізів, Оже-спектроскопії з використанням сучасного вітчизняного та закордонного устаткування.

Математичне планування експериментів і обробка результатів експериментальних досліджень виконувались із застосуванням комп'ютерних технологій методами математичної статистики та математичного аналізу.

Визначено вплив природи матеріалів контактної пари, геометрії контакту і параметрів фретингу на закономірності перебігу процесів фретинг-корозійного зношування та статистичні характеристики величини зносу.

Для трибосистем, втрата працездатності яких пов'язана з розклинюючою дією продуктів зношування, запропоновано критерій та розрахунково-аналітичний метод оцінювання фретинг-корозійної сумісності матеріалів.

Встановлено, що незалежно від природи матеріалу і амплітудно-силового режиму фретингу, розподіл випадкових похибок величини зносу підпорядковується нормальному статистичному закону розподілу. Статистичні характеристики розсіювання величин зносу більш чутливі до амплітудно-силових параметрів фретингу, ніж до природи і фізико-механічних властивостей матеріалу і зростають із збільшенням амплітуди фретингу та питомого контактного навантаження. За умови постійної амплітуди величина зносу зростає із збільшенням відношення амплітуди до розміру ділянки контакту у напрямку вібропереміщення. Одночасно збільшується дисперсія величини зносу.

Для різних схем контакту визначені критичні значення амплітуд відносних переміщень поверхонь, вище яких інтенсивність зношування різко зростає. Встановлено, що місцеположення перехідної області від малих до високих значень інтенсивності зношування визначається умовами формування фізичного контакту елементів трибопари і відповідає області переходу від фрикційної взаємодії переважно через прошарок продуктів зношування до безпосередньої фрикційної взаємодії поєднаних в парі тертя матеріалів.

Визначено закономірності та механізм зношування матеріалів при одночасній дії тангенціальних вібраційних мікропереміщень і нормальних до поверхні контакту динамічних навантажень. Встановлено, що інтенсивність зношування найбільш суттєво зростає при поєднанні фретингу з динамічним

контактним навантаженням в режимі удару з проковзуванням. Взаємодія ударних деформаційних хвиль з хвилями деформації від тангенціальних вібропереміщень обумовлює більш інтенсивне накопичення в матеріалі дефектів структури і, як наслідок, пришвидшує розвиток процесу зношування за механізмом втомного руйнування.

Визначено та теоретично обґрунтовано загальні принципи керування зносостійкістю елементів динамічно навантажених трибомеханічних систем, які ґрунтуються на енергетичній моделі трибологічних процесів та структурно-реологічних механізмах дисипації енергії у фрикційному контакті. З урахуванням специфіки фретинг-корозійного зношування розроблено алгоритм створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної зносостійкості.

Визначено закономірності впливу технологічних параметрів формування і параметрів фретингу на фракційно-зносні властивості трибосистем з дискретно-текстурованими мастилоємними поверхнями у вигляді регулярно розташованих мікрозаглиблень. В умовах граничного тертя найбільший ефект з підвищення зносостійкості досягається за сферичного профілю мікрозаглиблень у парах, де мікрозаглиблення формувались на поверхні з більшою твердістю, ніж твердість поверхні контртіла. На основі аналізу перебігу трибологічних процесів на ділянках контакту в зоні окремого мікрозаглиблення, розроблено модель розвитку фретинг-корозійного зношування трибосистем з дискретно-текстурованою поверхнею за умов граничного тертя.

Для різного класу захисних покриттів, сформованих методами електроіскрового легування, газотермічного напилювання та комбінованими методами за участю додаткового лазерного оброблення, встановлено закономірності, що визначають взаємозв'язки складу вихідного матеріалу, технологічних режимів та схем формування, структурно-фазового складу покриття і параметрів фретингу на триботехнічні характеристики та кількісні показники зносостійкості покриттів порівняно із конструкційними металічними сплавами.

Експериментально доведено, що для поверхневого зміцнення титанових сплавів методом електроіскрового легування перспективними електродними матеріалами є композиційні керамічні матеріали на основі ZrB_2 . Факторами, що сприяють досягненню високої зносостійкості електроіскрових ZrB_2 – вмісних покриттів є їх здатність до формування дискретно-глобулярної структури поверхні підвищеної твердості та утворення в зоні трибоконтакту в результаті трибоокиснення нанорозмірних захисних поліоксидних структур у складі твердої оксидної матриці на основі оксидів цирконію і титану та легкоплавкої боросілікатної зв'язуючої фази $B_2O_3+SiO_2$.

Встановлено, що однією із важливих умов забезпечення високого рівня контактної міцності і опору фретинг-корозійному зношуванню газотермічних покриттів, є формування гетерогенних композиційних структур з оптимальним співвідношенням включень твердих зносостійких фаз і м'якої металічної матричної фази з високою когезійно-адгезійною міцністю. У структур такого типу контактні фрикційні навантаження сприймаються головним чином твердою складовою, зменшуючи цим глибину і ступінь деформації поверхневих шарів. Одночасно пластична матриця забезпечує перерозподіл і релаксацію напружень в зоні фрикційного контакту. Запропоновані механізми фізико-хімічних процесів, що відповідають за зносостійкість різного класу газотермічних покриттів за різних умов фретингу.

На прикладі трибосистеми, де функції зовнішньої робочої поверхні виконує шар захисного зносостійкого покриття системи WC-Co, методом скінчено-елементного аналізу отримані закономірності розподілу напружень, що виникають від дії температур фрикційного нагріву. Встановлено, що внаслідок фрикційного нагріву в трибосистемі можуть виникати додаткові напруження, які перевищують когезійну міцність покриття.

Розроблено еволюційну модель трибосистеми, яка встановлює закономірності зміни стану елементів трибосистеми при розвитку високотемпературної фретинг-корозії і визначає умови переходу від нормального зношування до недопустимого глибинного руйнування поверхонь

тертя. Теоретично обґрунтовано та експериментально доведено перспективність застосування в якості матеріалів, стійких до високотемпературного фретинг-корозійного зношування з робочою температурою до 1273К, евтектичних сплавів системи Co (Cr;Al;Fe)-TiC та порошкових гарячепресованих псевдосплавів систем Co (Cr; Al;Fe)-TiC, Ni (Cr; Al;Fe)-TiC.

Розроблено аналітично-розрахунковий метод оцінювання зносостійкості поверхневих шарів, який дозволяє на єдиній теоретичній основі із застосуванням загальних понять і законів термодинаміки незворотних процесів відкритих нерівноважних систем описувати і аналізувати зміну фізичного стану матеріала поверхневого шару і визначати енергетичну умову його фрикційного руйнування за умов фретинг-контактної взаємодії.

Розроблено та запропоновано для практичного використання ряд технологічних заходів, спрямованих на підвищення довговічності деталей авіаційних трибомеханічних систем. Експериментально доведено, що одним із ефективних шляхів досягнення високих експлуатаційних властивостей поверхонь трибоелементів за умови їх фретинг-контактної взаємодії є створення робочого шару з градієнтною макрогетерогенною структурою та структурою дискретного типу. Формування градієнтних структур зменшує опір зсувним напруженням та, відповідно, знижує рівень фрикційного навантаження поверхневих шарів. Структури дискретного типу за рахунок обмеження в межах окремої дискретної ділянки нормальних напружень і напружень, що діють в площині адгезійного контакту, дозволяють досягти більш високої контактної міцності поверхні.

Наукова новизна одержаних результатів полягає в наступних основних положеннях.

Для умов фретинг-корозійного зношування розроблено аналітично-розрахунковий метод оцінювання зносостійкості поверхневих шарів, який дозволяє описувати і аналізувати зміну фізичного стану матеріалу поверхневого шару та визначати енергетичну умову його руйнування.

Вперше для трибосистем, втрата працездатності яких пов'язана з накопиченням в зоні трибоконтакту продуктів зношування, запропоновано розрахунково-аналітичний метод оцінювання фретинг-корозійної сумісності матеріалів.

Встановлено закономірності і механізми трибологічних процесів, що визначають зміну інтенсивності фретинг-корозійного зношування залежно від природи матеріалів контактної пари, схеми контакту, параметра відносного зміщення поверхонь та параметрів фретингу. Розкрито механізм інтенсифікації зношування матеріалів при поєднанні фретингу з дією нормальних до поверхні контакту динамічних навантажень.

Вперше встановлено підпорядкованість розподілу випадкових похибок величин фретинг-корозійного зносу нормальному статистичному закону розподілу. Встановлено закономірність та механізми впливу природи матеріалів та амплітудно-силових параметрів фретингу на статистичні характеристики розсіювання величини зносу.

Розроблено загальну концепцію та структурно-реологічні принципи керування зносостійкістю динамічно-навантажених трибосистем, які ґрунтуються на енергетичній моделі трибопроцесів та структурно-реологічних механізмах дисипації енергії у трибологічному контакті і є теоретичною основою для створення поверхневих структур та матеріалів з підвищеним опором фретинг-корозійному зношуванню.

Вперше, методом скінченно-елементного аналізу, встановлено закономірності розподілу додаткових напружень, що виникають в системі «зносостійке покриття – металева основа» від дії температур фрикційного нагріву та визначені шляхи їх мінімізації.

Закладено наукові основи створення матеріалів, стійких до зношування в умовах високотемпературного фретингу з робочою температурою до 1273 К.

Практичне значення отриманих результатів полягає у тому, що одержано нові наукові положення, які дозволяють науково-обґрунтовано підходити до розробки та впровадженню конструктивно-технологічних заходів з підвищення

довговічності деталей трибомеханічних систем, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії, а також оцінювати і прогнозувати фретинг-корозійну сумісність матеріалів і зносостійкість поверхневих шарів. Розроблені в роботі функціональні зносостійкі матеріали і способи формування зносостійких поверхонь пройшли виробничу апробацію і рекомендовані до впровадження на підприємствах авіапромислового комплексу та підприємствах споріднених галузей.

Ключові слова: авіаційна техніка, трибомеханічна система, фретинг, фретинг-корозія, зносостійкість, довговічність, методи інженерії зносостійких поверхонь.

Основні результати дисертаційних досліджень опубліковано у 56 наукових працях.

У монографіях:

1. Організація і триботехнології авіаремонтного виробництва / А.П. Кудрін, О. І. Духота, М. В. Кіндрачук, Г. М. Зайвенко. – К. : НАУ, 2015. – 212 с.
2. Analysis of the fretting process of surface layers based on the energy model of triboprocess/ M. Kindrachuk, V. Kramar, O. Dukhota, V. Loburak// Study of problems in modern science: new technologies in engineering, advanced management, efficiency of social institutions: [collective monograph]; edited by Y. Shalapko, Z. Wyszowska, J. Musial, O. Paraska.- Bydgoszcz : University of Technology and Life Sciences, 2015. – P. 396-403.

У фахових виданнях:

3. Духота А. И. Изнашивание деталей авиационной техники в условиях динамического контактного нагружения / А. И. Духота, В. Б. Сидоров, В. В. Малышкин // Проблемы експлуатації та надійності авіаційної техніки : зб. наук. пр. – К. : КМУЦА, 1998. – С. 82-84.
4. Методологія оцінювання ремонтпридатності для вибору методу відновлення зношених деталей / В. Б. Сидоров, В. О. Краля, О. І. Духота, Д. О. Пугачевський // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип.45 – К. : НАУ, 2006. – С. 47-53.

5. Особенности технологии восстановления изношенных деталей из титановых сплавов / А. П. Кудрин, А. И. Духота, В. В. Готун, В. В. Жигинас // Проблемы тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип. 47 – К. : НАУ, 2007. – С. 197-206.

6. Абразивная стойкость электроискровых и комбинированных лазерно-электроискровых покрытий на легких сплавах / А. И. Духота, В. Ф. Лабунец, В. В. Жигинас и др. // Проблемы тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип. 48 – К. : НАУ, 2007. – С. 185-195.

7. Духота О. І. Проблемні питання використання титанових сплавів у вузлах тертя авіаційної техніки / О. І. Духота, М. В. Кіндрачук, В. Ф. Лабунец // Проблемы тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип. 49 – К. : НАУ, 2008. – Т. 1. – С. 14-26.

8. Духота О. І. Технологічні аспекти забезпечення працездатності циклічно-навантажених деталей вузлів тертя з газотермічними покриттями / О. І. Духота, М. В. Кіндрачук, В. Ю. Потягов // Проблемы трибології. – 2009. - № 1 (51). – С. 81-84.

9. Фретингостійкість дискретних поверхонь в умовах граничного тертя / В. Є. Марчук, О. І. Духота, Ю. О. Градинський, О. М. Єнін // Вісник Харківського НТУСГ ім. Петра Василенка. Вип. 100. – Харків : Вид-во Харківського НТУСГ ім. Петра Василенка, 2010. – С. 147-152.

10. Духота О. І. Дослідження зносостійкості композиційних сплавів на основі кобальту в умовах високотемпературного фретингу / О. І. Духота, О. В. Тісов // Проблемы тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип. 53. – К. : НАУ, 2010. – С. 195-200.

11. Композиційні сплави для зміцнення контактних поверхонь бандажних полиць газотурбінних двигунів / О. І. Духота, М. В. Кіндрачук, О. В. Тісов, Т. С. Черепова // Проблемы трибології. – 2010. - №4. – С. 101-104.

12. Марчук В. Е. Дослідження зносостійкості електроіскрових покриттів в умовах фретинг-зношування / В. Е. Марчук, О. І. Духота, Н. О. Науменко //

Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. Вип. 56. – К. : НАУ, 2011. – С. 84-93.

13. Прогнозування високотемпературного окиснення жароміцних сплавів системи Co-TiC / О. В. Тісов, О. І. Духота, Т. С. Черепова та інш. – Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. Вип. 57. – К. : НАУ, 2012. – С. 163 – 169.

14. Фретинг-втома сталі 30ХГСА з дискретно-структурованою лунковою поверхнею / Г. В. Цибаньов, В. Е. Марчук, О. І. Духота, Ю. О. Градинський // Вопросы проектирования и производства конструкций летальных аппаратов: сб. науч. тр. / Нац. Аэрокосм. ун-т им. Н. Е. Жуковского “ХАИ”. Вып. 3 (71). – 2012. – С. 124 – 127.

15. Марчук В. Є. Вплив параметрів дискретно-лункових поверхонь контакту на фретингостійкість конструкційної сталі в умовах граничного навантаження / В. Є. Марчук, А. П. Кудрін, О. І. Духота // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. Вип. 58. – К. : НАУ, 2012. – С. 58 – 64.

16. Кинетика и механизм фретинг-корозии электроискровых Zr В₂ – содержащих покрытий на сплаве ВТЗ-1. / И. А. Подчерняева, А. И. Духота, В. М. Панашенко и др. // Проблеми трибології. – 2012. - №1. – С. 62 -71.

17. Особенности формирования и трибологического поведения износостойких Zr В₂ – содержащих электроискровых и лазерно-электроискровых покрытий на титановом сплаве. / И. А. Подчерняева, В. М. Панашенко, А. И. Духота, А. Д. Панасюк, // Проблеми трибології. – 2012. - №4. – С. 53 – 57.

18. Духота О. І. Зносостійкість матеріалів трибомеханічних систем при динамічному контактному навантаженні / О. І. Духота, Н. О. Науменко, В. І. Костючек // Проблеми тертя та зношування. Вип. 59. – 2013. – С. 30 – 35.

19. Захист поверхонь тертя дискретними поверхнями / В. Є. Марчук, Б. А. Ляшенко, М. В. Кіндрачук, О. І. Духота // Проблеми тертя та зношування. – 2013. – №2 (61). – С. 80 – 87.

20. Сучасні тенденції в дослідженнях та розробленні матеріалів для використання в умовах високотемпературної фретинг-корозії / М. В. Кіндрачук,

О. І. Духота, О. В.Тісов, Т. С. Черепова // *Машинознавство*. – 2013. - № 3-4 (189-190). – С. 40 – 43.

21. Комплексний підхід до вибору матеріалів пар тертя, що піддаються фретинг-корозійному зношуванню / О. І. Духота, М. В. Кіндрачук, Н. О. Науменко та інші. // *Проблеми тертя та зношування*. – 2014. - №4 (65). – С. 19 – 28.

22. Духота О. І. Еволюційна модель трибосистеми та загальні принципи забезпечення зносостійкості матеріалів в умовах високотемпературного фретингу / О. І. Духота // *Проблеми тертя та зношування*. – 2015. - №4 (69). – С. 10 – 20.

23. Духота О. І. Концептуальний підхід до створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної зносостійкості/ О. І. Духота // *Проблеми тертя та зношування*. – 2017. – №1 (74). – С. 97 – 103.

24. Триботехнічні дослідження високотемпературних зносостійких матрично- наповнених сплавів / О. І. Духота, О. В. Тісов, Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва // *Проблеми тертя та зношування*. – 2017. – №3 (76). – С. 60-66.

25. Дослідження впливу геометрії контакту елементів трибопари на фретинг-корозійне зношування /О. І. Духота, А. О. Корнієнко, В. В. Харченко та інші.// *Проблеми тертя та зношування*. – 2018. - № 1(78). – С. 50 – 66.

26. Дослідження впливу технологічних параметрів формування дискретно- текстурованих мастилоємних поверхонь на фретингостійкість трибосистем / М. В. Кіндрачук, О. І. Духота, В. Є. Марчук та інші. // *Проблеми тертя та зношування*. – 2018. – № 2(79). – С. 4-15.

**У іноземних спеціалізованих виданнях і виданнях України, які
внесені до реєстру міжнародних наукометричних баз даних:**

27. Ильинский И. И. Исследование вероятностных характеристик величины фретинг-износа / И. И. Ильинский, А. И. Духота, А. П. Круглик // *Трение и износ*. – 1989. – Т. 10, № 6. – С. 1066 – 1069. [Trenie I Iznos, 1989, 10(6), С. 1066-1069].

28. Электроискровое упрочнение титанового сплава BT3-1 безвольфрамовой композиционной керамикой / И. А. Подчерняева, В. М. Панашенко, А. Д. Панасюк, О. Н. Григорьев, А. И. Духота та інш. // Порошковая металлургия. – 2007. - № 9/10. – С. 36 – 44. [Powder Metallurgy and Metal Ceramic, 2007, 46 (9-10), С. 442-448].

29. Закономерности абразивного изнашивания ZrB_2 – содержащих электроискровых и комбинированных покрытий на титановом сплаве . П. Абразивное изнашивание нежестко закрепленным абразивом ZrB_2 – содержащих покрытий / И. А. Подчерняева, А. Д. Панасюк, В. М. Панашенко, О. П. Григорьев, А. И. Духота и др. // Порошковая металлургия. – 2009. - № 7/8. – С. 87-94. [Powder Metallurgy and Metal Ceramic, 2009, 48 (7-8), С. 435-440].

30. Структурно-фазовые превращения на поверхности лазерно-электроискрового покрытия в условиях фреттинг-коррозии на воздухе / В. М. Панашенко, И. А. Подчерняева, А. И. Духота и др. // Порошковая металлургия. – 2012. - № 1/2. – С. 142 – 152. [Powder Metallurgy and Metal Ceramic, 2012, 51 (1-2), С. 112-120].

31. Вплив низькотемпературного оксидування та оксидонітрування на фреттинг-корозію титанового сплаву BT22 / О. І. Духота, І. М. Погрелюк, О. Г. Моляр та інш. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – Т. 48, № 2. – С. 85 – 90. [Material Science, 2012, 48(2), С. 213-218].

32. Властивості нікелевих порошкових сплавів, зміцнених карбідом титану / Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва, О. І. Духота, М. В. Кіндрачук // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2016. – Т. 52, № 2. – С. 29 – 34. [Material Science, 2015, 52(2), С. 173-179].

33. Властивості порошкових сплавів ЖС32-ВИ з карбідом титану / Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва, О. І. Духота, В. І. Нечипоренко // Порошковая металлургия. – 2017. - № 11/12. - С. 68-75. [Powder Metallurgy and Metal Ceramic, 2017, 56 (11-12), С. 664-669].

34. Термодифузійне насичення поверхні титанового сплаву BT22 з контрольованого кисеньазотовмісного газового середовища на стадії старіння /

В. М. Федірко, І. М. Погрелюк, О. Г. Лук'яненко, С. М. Лаврись, М. В. Кіндрачук, О. І. Духота та інш. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2017. – Т. 53, № 5. – С. 100-109. [Material Science, 2018, 53(5), С. 691-701].

Матеріали та тези конференцій:

35. Краля В. А. Восстановление бандажных полок лопаток компрессоров ГТД / В. А. Краля, В. Б. Сидоров, А. И. Духота // Динамика роторных систем : сб. тр. II Международной конф., 24-26 июня 1998 г. – Хмельницкий: – ХТУ, 1998. – С. 125 – 128.

36. Підвищення фретингостійкості робочих лопаток турбін ГТД / В. В. Шевеля, Г. А. Калда, О. І. Духота, В. Б. Сідоров // Динамика роторних систем : сб.тр. II Международной конф., 24-26 июня 1998 г. – Хмельницкий : ХТУ, 1998. – С. 129 - 132.

37. Повышение износостойкости титанового сплава ВТЗ-1 в условиях фреттинг-коррозии электроискровым упрочнением композиционной керамикой / И. А. Подчерняева, А. Д. Панасюк, В. М. Панашенко, А. И. Духота и др. // Авіа-2007: матеріали VIII міжнар. наук.-техн. конф., 25-27 квітня 2007. Т. 2. – К. : НАУ, 2007. – С. 32.52 – 32.56.

38. Духота О. І. Вплив напружено-деформованого стану на зношуваність композиційних матеріалів / О. І. Духота, О. В. Тісов, Г. А. Волосович // Авіа-2009: матеріали IX міжнар. наук.-техн. конф. 21-23 вересня 2009. – К. : НАУ, 2009. – С. 14.13 – 14.16.

39. Закономерности фреттинг-коррозии $ZrBr_2$ – содержащих электроискровых покрытий на титановых сплавах / И. А. Подчерняева, А. И. Духота, В. М. Панашенко, А. Д. Панасюк // Материаловедение тугоплавких соединений : труды II-ой Междунар. Самсоновская конф., 18-20 мая 2010 г. – К. : НТУУ “КПИ”, 2010. – С. 100.

40. Системний підхід до оцінки ремонтпридатності та вибору метода відновлення деталей, що пошкоджуються фреттинг-корозією / А. П. Кудрін, О. І. Духота, В. В. Жигінас, О. В. Мельник // Сучасні проблеми трибології : тези доп.

Міжнар. наук. - техн. конф., 19-21 травня 2010. – К.: ІВЦ АЛКОН НАН України, 2010. – С. 149.

41. Перспективні напрями забезпечення працездатності деталей авіаційних трибосистем, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії / М. Кіндрачук, О. Духота, О. Тісов, С. Клопенко // 11-й Міжнародний симпозиум українських інженерів-механіків у Львові, 15-17 травня 2013 р. : тези доп. – Львів : КІНПАТРИ ЛТД, 2013. – С. 7.

42. Процеси зношування у трибосистемах з дискретно-текстурованою поверхнею / В. Є. Марчук, Б. А. Ляшенко, О. І. Духота та інші. // Авіа-2013 : матеріали XI Міжнар. наук.-техн. конф., 21–23 травня 2013 р. Т 3. – К. : НАУ, 2013. – С. 15.45 – 15.46.

43. Wear resistant protective material for rotor blades of aircraft turbine engines / T. Cherepova, G. Dmitrieva, A. Dukhota et al. // Aviation in the XXI-st. century: Safety in aviation and Space technologies : proceedings Sixth world congress, 23–25 September/ Vol. 1. – К. : NAU, 2014. – P. 1.1.26 – 1.1.30.

44. Кіндрачук М. Трибологічні аспекти інженерії фретингостійких поверхонь / М. Кіндрачук, О. Духота, Н. Науменко // тези допов. 12-й Міжнародний симп. інженерів-механіків у Львові, 28–29 травня 2015 р.: – Львів : КІНПАТРИ ЛТД. – 2015. – С. 130.

45. Духота О. І. Зносостійкість композиційних газотермічних покриттів за умов фретинг-корозійного зношування / О. І. Духота, Н. О. Науменко, Л. В. Богач // Матеріали для роботи в екстремальних умовах : матеріали V Міжнар. наук. конф., 3 – 5 грудня 2015 р. – К.: НТУУ “КПІ”. – 2015. – С. 148 – 150.

46. Аналіз фретингового руйнування поверхневих шарів на основі енергетичної моделі трибопроцесу/ М. Кіндрачук, В. Крамар, О. Духота, В. Лабурак // VI Ukrainian-Polish Scientific Dialogues : The International scientific and technical conference, 21–24 October 2015 year, Khmelnytsky. – KNU, 2015. – P. 87 – 88.

47. Критерії оцінювання працездатності та вибору матеріалів пар тертя за умов зношування при фретинг-корозії і динамічному ударному контактному

навантаженні / О. Духота, Н. Науменко, М. Кіндрачук, А. Кудрін // Теорія і практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій: матеріали 5 Міжнар. наук.-техн. конф., 27–28 жовтня 2016 р. – Львів : КІНПАТРИ ЛТД, 2017. – С. 7 – 9.

48. Зносостійкі порошкові сплави на основі кобальту і нікелю з карбідним зміцненням / Т. Черепова, Г. Дмитрієва, М. Кіндрачук, О. Духота та інш. // 13-й Міжнародний симпозиум українських інженерів механіків у Львові, 18-19 травня 2017 р.: матеріали симп. – Львів : Львівська політехніка, 2017. – С. 16.

Патенти та свідоцтва:

49. А. с. № 1283608. Устройство для испытания материалов на фреттинг-коррозию / Н. С. Кулагин, В. В. Волков, А. И. Духота; заявл. 23.07.1985 ; опубл. 15.01.1987, Бюл. № 2. – 3с.

50. Пат. 45548. Україна, МПК С 23 С4/18. Спосіб формування зносостійкого дискретного плазмового покриття / Кіндрачук М. В., Духота О. І., Шевченко О. Л., Тісов О. В., Потягов В. Ю., Корбут Є. В. - № и2009 06957; заявл. 03.07.2009 ; опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21. – 6 с.

51. Пат. 45549. Україна, МПК С 23 С 8/80. Спосіб дискретної обробки азотованих сталевих виробів / Кіндрачук М. В., Духота О. І., Шевченко О. Л., Головка Л. Ф., Корбут Є. В., Кіндрачук В. М. - № и2009 06958 ; заявл. 03.07.2009 ; опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21. – 6 с.

52. Пат. 89119, МПК С04В 35/58. Керамічний антифрикційний високотемпературний матеріал на основі диоксида цирконію / Подчерняєва І. О., Панасюк А. Д., Понашенко В. М., Григорьев О. М., Лабунець В. Ф., Духота О. І., Супрунович О. С. - № а2008 06545 ; заявл. 15.05.2008 ; опубл. 25.11.2009, Бюл. № 24. – 6 с.

53. Пат. 65209, МПК С23С 4/18 (2006.01). Спосіб формування зносостійких газотермічних покриттів термоциклюванням лазером / Кіндрачук М. В., Духота О. І., Головка Л. Ф., Тісов О. В., Шевченко О. Л., Хагерізаде Рудан Мейсам Хабіб. - № и2011 06509 ; заявл. 24.05.2011 ; опубл. 25.11.2011, Бюл. № 22. – 6 с.

54. Пат. 69065, МПК с22с 19/07 (2006.01), с22с 29/10 (2006.01). Зносостійкий композиційний сплав на основі кобальту / Черепова Т. С., Кіндрачук М. В., Духота О. І., Тісов О. В.. - № и201109497; заявл. 28.07.2011, опубл. 25.04.2012, Бюл. № 8. – 3 с.

55. Пат. 98452, МПК с23с 14/00 (2015.01). Спосіб отримання твердого покриття з підвищеним опором втомному руйнуванню на поверхні металевого виробу / Кіндрачук М. В., Духота О. І. Кудрін А. П., Тісов О. В., Мікосянчик О. О., Науменко Н. О. - № и2014 12654 ; заявл. 25.11.2014 ; опубл. 27.04.2015, Бюл. № 8. – 6 с.

56. Пат. 111036, МПК а2015 01039. Зносостійкий нікелевий сплав / Черепова Т. С., Дмитрієва Г. П., Духота О. І., Кіндрачук М. В. - № а2015 1039 ; заявл. 10.02.15; опубл. 10.07.2015, Бюл. № 13. – 4 с.

SUMMARY

Dukhota O.I. Scientific and technical bases for durability increasing of elements of aviation tribomechanical systems in the conditions of fretting-contact interaction. - Qualification work on the rights of the manuscript.

Thesis for the degree of Doctor of Technical Sciences in specialty 05.02.04 "Friction and wear in machines" (13 - Mechanical engineering). - National Aviation University, Kyiv, 2019.

The dissertation is devoted to the solution of the actual scientific and technical problem - the development of scientifically grounded approaches to ensuring a high and predicted level of durability of elements of aviation tribomechanical systems operating in the conditions of fretting-contact interaction, by creating methods for the functional surfaces and materials formation with necessary controllable properties and methods for estimating and predicting fringing-corrosion compatibility and wear resistance of tribosystem elements.

It is substantiated the relevance of research aimed at solving the problems of durability increasing of elements operating in the conditions of fringing-contact interaction on the basis of analysis of the condition of structural and technological wear-resistance support of aviation tribomechanical systems elements.

Tribotechnical investigations were carried out according to the procedure defined by the standard "Method of wearing test of materials in the conditions of fretting and fretting-corrosion" and specially developed techniques on original installations that simulate the operation of tribocouplings in the conditions of small tangential vibratory displacements and normal to the contact surface dynamic loads. Qualitative changes of friction surfaces, microstructure, composition and properties of materials were investigated by methods of optical and electronic raster microscopy, microdourmetry, tribospectral method, methods of electron microprobe and X-ray phase analysis, Auger spectroscopy. Mathematical simulation of tribological processes and processing results of experimental investigations were performed using computer technology, mathematical statistics method and the finite element method.

It is determined the influence of contact pair materials, a contact geometry and parameters of fretting on the patterns of fretting corrosion wear processes and statistical characteristics of wear rate.

It is proposed the criterion and calculation and analytical method of evaluation of fringing-corrosion compatibility of materials for tribosystems broken down due to the disruptive effect of degradation products.

It is established that regardless of the material nature and the amplitude-force mode of fringing, the distribution of random errors of wear rate is subjected to normal statistical distribution law. The statistical characteristics of magnitudes of wear distribution increase with an increase in the amplitude of fretting and specific contact load and are more sensitive to amplitude-force parameters of fretting, than to the nature and physical and mechanical properties of the material. Under constant amplitude, the magnitude of wear increases with an increase in the ratio of amplitude to the size of the contact area in the direction of vibration displacement. At the same time, the variance of the magnitude of wear increases.

Critical values of the amplitudes of relative displacements of surfaces for various contact schemes are determined, above which the intensity of deterioration sharply increases. It is found that the transition region position from low to high magnitudes of wear is determined by the conditions of physical contact formation of tribocontact elements and corresponds to the transition region from the frictional interaction through wear products layer to the direct friction interaction of friction pair materials.

The regularities and mechanism of materials wear are determined at the simultaneous action of tangential vibrational micro-displacements and normal to the contact surface dynamic loads. It has been established that the wear intensity is most significantly increased when a combination of fretting with a dynamic contact load in the mode of impact with a slip takes place. The interaction of shock deformation waves with deformation waves from tangential vibrational displacements causes more intensive accumulation of structural defects in the material and, as a

consequence, accelerates the development of wear process according to the mechanism of fatigue failure.

It is determined and theoretically grounded the general principles of wear resistant manage of elements of dynamically loaded trybomechanical systems based on energy model of tribological processes and structural and rheological mechanisms of energy dissipation in the frictional contact. It is developed the algorithm for creating surface-modified layers and protective wear resistant coatings taking into account the specific of fretting-corrosion wear.

The regularities of influence of technological parameters and parameters of fretting on the fractional wear properties of tribosystems with discrete textured oil-containing surfaces in the form of regularly located microcavities are defined. In the boundary friction conditions the greatest effect of wear resistance increasing is achieved for pairs with spherical profile of microcavities, where the microcavities are formed on a surface with higher hardness than the hardness of the counterbody surface. The model of fretting-corrosive wear evolution in the conditions of boundary friction of tribosystems with a discrete-textured surface is developed on the basis of the analysis of tribological processes course in a contact zone of a separate micropit.

The regularities of the influence of initial material compounds, technological schemes and modes of formation, structure and phase compositions and fretting parameters on tribotechnical characteristics and quantitative values of wear resistance for different classes of protective coatings formed by electric-doping, gas-thermal spraying and combined with laser treatment methods in comparison with structural metallic alloys are established.

It has been experimentally proved that the composite ceramic materials based on ZrB_2 are advanced as electrode materials for superficial strengthening of titanium alloys by the method of electroscop doping. The factors contributing to the high wear resistance of the electrosread ZrB_2 -containing coatings are the abilities to form discrete-globular surface structure of high hardness and formation in the tribocontact zone as a result of the oxidation of nanosized protective polyoxide structures in the

solid oxide matrix based on zirconium and titanium oxides and the low-melt borosilicate binder phase $B_2O_3+SiO_2$.

It is established that one of the important conditions for ensuring a high level of contact strength and resistance to fringing-corrosion wear of gas-thermal coatings is the formation of heterogeneous composite structures with optimal ratios of inclusion of solid wear-resistant phases in a soft metallic matrix phase with high cohesive-adhesion properties. In structures of this type, contact friction loads are perceived mainly by a solid component, reducing the depth and degree of deformation of the surface layers. At the same time, the plastic matrix provides the redistribution and relaxation of stresses in the zone of frictional contact. The mechanisms of physical and chemical processes responsible for wear resistance of different classes of gas-thermal coatings under different conditions of fretting are proposed.

For a tribosystem, where the functions of the external working surface are performed by the layer of protective wear-resistant coating of the system WC-Co, the method of finite-element analysis gives the patterns of distribution of stresses arising from the effect of frictional heating temperatures. It is established that due to frictional heating in the tribosystem, additional stresses may occur, as well as exceed the cohesive strength of the coating.

The evolutionary model of the tribosystem is developed. The model determines the regularities of the state of tribosystem elements in the development of high-temperature fretting-corrosion and determines the conditions for the transition from normal wear to an unacceptable deep damage of friction surfaces. Theoretically substantiated and experimentally proved promising use of eutectic alloys of system Co (Cr; Al; Fe)-TiC and powdered hot-pseudoalloys of systems Co (Cr; Al; Fe)-TiC, Ni (Cr; Al; Fe)-TiC as materials resistant to high temperature fretting-corrosion wear with working temperature up to 1273.K

An analytical method for the wear resistance estimation of the surface layers is developed. The method allows to describe and analyze the change in the physical state of the material surface layer and to determine the energy criteria of its frictional destruction under the conditions of fretting-contact interaction using the general

theoretical basis, concepts and laws of the thermodynamics of non-equilibrium systems.

A number of technological practices aimed at increasing the durability of elements of aviation tribomechanical systems have been developed and proposed for practical use. It has been experimentally proved that one of the effective ways to achieve high operational properties of triboelements surfaces operating under conditions of fretting-contact interaction is to create a working layer of a gradient macroheterogeneous structure and a discrete-type structure. Formation of gradient structures reduces the resistance to shear stress and, accordingly, reduces the level of frictional load of the surface layers. The discrete type structures allow achieving higher surface contact strength by means of limiting of normal stresses and stresses operating in the plane of adhesion contact within a discrete region.

The scientific novelty of the obtained results consists in the following main statements.

For conditions of fretting-corrosion wear, an analytical and calculated method for wear resistance evaluation of surface layers is developed. The method allows to describe and analyze the change in the physical state of the material of the surface layer and determine the energy condition for its destruction.

An analytical method for evaluating the fretting-corrosion material compatibility is proposed for tribosystems the loss of function of which is associated with the accumulation of wearing products in the tribocontact zone.

The regularities and mechanisms of tribological processes determining the change in the intensity of fretting-corrosion wear depending on the nature of the contact pair materials, contact patterns, the parameter of relative displacement of surfaces and parameters of fretting are established. The mechanism of wear intensification of materials in the combination of fretting with the action of dynamic loads normally to the contact surface is disclosed.

For the first time, the dependence of the random error distribution of the fretting-corrosion wear to the normal statistical distribution law has been established. The regularity and mechanisms of the influence of the materials nature and the

amplitude-force parameters of fretting on the statistical characteristics of the scattering of the wear rate are established.

The general concept and structural-rheological principles of wear-resistance control of dynamically loaded tribosystems based on the energy model of triboprocesses and structural-rheological mechanisms of energy dissipation in tribological contact are developed and are the theoretical basis for the creation of surface structures and materials with increased resistance to fringing-corrosion wear.

For the first time, by using the method of finite element analysis the regularities of the additional stresses distribution due to the effect of the frictional heating in the system "wear resistant coating - metal base" and the ways of their minimization are determined.

The scientific basis for the creation of materials resistant to wear in the conditions of high-temperature fretting with working temperature up to 1273 K is laid.

The practical significance of the results obtained is that new scientific provisions have been obtained that allow us to scientifically substantiate approach to the development and implementation of structural and technological measures to improve the durability of elements of tribomechanical systems operating in the conditions of fretting-contact interaction, as well as to evaluate and predict the fretting-corrosion compatibility of materials and wear-resistance of the surface layers. The functional wear-resistant materials and methods of wear-resistant surfaces formation developed in this work have been tested and recommended for implementation at the enterprises of the aviation industry and enterprises of related industries.

Key words: aviation technology, tribomechanical system, fretting, fretting-corrosion, wear resistance, durability, methods of wear-resistant surfaces engineering.

The main results of the dissertation research are published in 60 scientific works.

In the monographs:

1. Organization and tribotechnology of aircraft repair / A.P. Kudrin, O. I. Dukhota, M.V. Kindrachuk, G. M. Zayvenko. - K.: NAU, 2015. - 212 p.
2. Analysis of the fretting process of surface layers based on the energy model of triboprocess / M. Kindrachuk, V. Kramar, O. Dukhota V. Loburak // Study of problems in modern science: new technologies in engineering, advanced management, efficiency of social institutions: [collective monograph]; edited by Y. Shalapko Z. Wyszowska J. Musial O. Paraska.- bydgo szcz: University of Technology and Life Sciences, 2015. - P. 396-403.

In professional editions:

3. Dukhota A. I. Wear of aircraft equipment parts under conditions of dynamic contact loading / A.I. Dukhota, V. B. Sidorov, V. V. Malyshkin // Problems of operational use and control technology: Collection of scientific papers. - K.: KIUCA, 1998. - P. 82-84.
4. Methodology for assessing the reparability for choosing a method for the restoration of worn elements / V.B. Sidorov, V.O. Kralya, O.I. Dukhota, D. O. Pugachevskiy // Problems of friction and wear: Science.-tech. compilation. No. 45 - K.: NAU, 2006. - P. 47-53.
5. Features of the technology of restoring parts from titanium alloys / A. P. Kudrin, A. I. Dukhota, V. V. Gotun, V. V. Zhiginas // Problems of friction and wear: Science.-tech. compilation. No. 47 - K.: NAU, 2007. - P. 197-206.
6. Abrasive durability of electric-spark and combined laser-electric-spark coatings on light alloys / A. I. Dukhota, V. F. Labunetz, V. B. Zhyhynas et al. // Problems of friction and wear: Science.-tech. compilation. No. 48 - K.: NAU, 2007. - P. 185-195.
7. Dukhota O. I. Problematic Issues of Use of Titanium Alloys in Friction Units of Aviation Engineering / O. I. Dukhota, M. V. Kindrachuk, V. F. Labunets // Problems of friction and wear: Science.-tech. compilation. No. 49 - K.: NAU, 2008. - Vol. 1. - P. 14-26.

8. Dukhota O. I. Technological aspects of ensuring the performance of cyclically-loaded elements of friction units with gas-thermal coatings / O. I. Dukhota, M. V. Kindrachuk, V. Yu. Potyagov // Problems of tribology. - 2009. - No. 1 (51). - P. 81-84.

9. 1. Fretinstability of discrete surfaces in conditions of boundary friction / V. E. Marchuk, O. I. Dukhota, Yu. O. Gradinsky, O. M. Yenin // Bulletin of Kharkov State Technical University named after. Petr Vasilenko. No. 100. - Kharkiv: View of Kharkiv National Technical University named after. Petr Vasilenko, 2010. - pp. 147-152.

10. Dukhota O.I. Investigation of wear resistance of composite alloys based on cobalt in conditions of high temperature fretting / O. I. Dukhota, O. V. Tisov // Problems of friction and wear: Science.-tech. compilation No. 53.- K.: NAU, 2010. - P. 195-200.

11. Composite alloys for strengthening of contact surfaces of turbine engine turbine racks / A. I. Dukhota, M. V. Kindrachuk, O. V. Tisov, T. S. Cherepova // Problemy of tribology. - 2010. - Vol 4. - P. 101-104.

12. Marchuk B. Investigation of wear and tear strength of electric and hardboard coatings under friction-wearing conditions / V. E. Marchuk, O. I. Dukhota, N. O. Naumenko // Problems of friction and wear. No. 56. - K.: NAU, 2011. - P. 84-93.

13. Forecasting of high-temperature oxidation of heat-resisting alloys of the Co - Ti C / O system. V. Tisov, O. I. Dukhota, T. S. Cherepova and others. - Problems of friction and wear. No. 57. - K.: NAU, 2012. - P. 163 - 169.

14. 1. Fretting-fatigue of a steel 30HGSA with a discretely structured hollow surface / G.V. Tsybanov, V. E. Marchuk, O. I. Dukhota, Yu. O. Gradinsky // Problems of designing and production of structures of lethal devices: Collection of scientific papers/ National Aerospace University named after. N. Zhukovsky "KhAI". No. 3 (71). - 2012. - P. 124 - 127.

15. V. Marchuk. Influence of the parameters of the discrete-hole surfaces of the contact on the fretting stability of the structural steel under conditions of boundary

envelopment / V. E. Marchuk, A. P. Kudrin, O.I. Dukhota // Problems of friction and wear: Sci.-Tech. collection. No. 58. -K: NAU, 2012. - P. 58 - 64.

16. Kinetics and mechanism of fretting corrosion of electro-sparkling ZrB₂-containing coatings on the alloy BT3-1/ I. A. Podchernyayeva, A. I. Dukhota, V. M. Panashenko et al. / Problems of friction and wear. - 2012. - No. 1. - P. 62-71.

17. Features of the formation and tribological behavior of wear-resistant ZrB₂-containing electro-spark and laser-electric-spark coatings on a titanium alloy. / I. A. Podchernyayeva, V. M. Panashenko, A. I. Dukhota, A. D. Panasyuk // Problems of tribology. - 2012. - Vol 4. - P. 53 - 57.

18. Dukhota O. I. Wear-resistance of materials of tribomechanical systems under dynamic contact loaded / O. I. Dukhota, N. O. Naumenko, V. I. Kostiuchek // Problems of friction and wear. No. 59. - 2013. - pp. 30 - 35.

19. Protection of the surfaces of friction by discrete surfaces / V. E. Marchuk, B. A. Lyashenko, M. V. Kindrachuk, A. I. Dukhota // Problems of friction and wear. - 2013. - №2 (61). - P. 80 - 87.

20. Modern trends in research and development of materials for use in high-temperature fretting corrosion / M.V. Kindrachuk, O. I. Dukhota, O. V. Tisov, T. S. Cherepova // Machine Science. - 2013. – No. 3-4 (189-190). - P. 40 - 43.

21. Comprehensive approach to the selection of materials for friction pairs subjected to fretting-corrosion wear / O. I. Dukhota, M. V. Kindrachuk, N. O. Naumenko and others. // Problems of friction and wear. - 2014 - No. 4 (65). - P. 19 - 28.

22. Dukhota OI I. Evolutionary model of tribosystem and general principles of ensuring wear resistance of materials in high temperature fretting / O. I. Dukhota // Problems of friction and wear. - 2015 - No. 4 (69). - P. 10 - 20.

23. Dukhota O. I. Conceptual approach to the creation of surface-modified layers and protective coatings of high wear resistance / O. I. Dukhota // Problems of friction and wear. - 2017 – No. 1 (74). - P. 97 - 103.

24. Tribotechnical studies of high-temperature wear-resistant matrix- filled alloys / O. I. Dukhota, O. V. Tisov, T. S. Cherepova, G. P. Dmitrieva // Problems and friction and wear. - 2017 – No. 3 (76). - P. 60-66.

25. Investigation of the influence of the contact geometry of the tribopair elements on fretting-corrosion wear / O. I. Dukhota, A.O. Kornienko, V.V. Kharchenko and others.// Problems of friction and wear. - 2018 – No. 1 (78). - P. 50 - 66.

26. Investigation of the influence of technological parameters of the formation of discrete-textured lubricating surfaces on the fretting resistance of tribosystems / M.V. Kindrachuk, O. I. Dukhota, V. Ye. Marchuk and others. // Problems of friction and wear. - 2018 – No. 2 (79). - pp. 4-15.

In foreign specialized editions and editions of Ukraine, which are included into the register of international scientific-metric databases:

27. Ilyinsky I.I. Investigation of probabilistic characteristics of the fretting-wear rate / I. I. Ilyinsky, A. I. Dukhota, A. P. Kruglik // Friction and wear. - 1989. - Vol. 10, Issue 6. - P. 1066 - 1069. [Trenie I Iznos, 1989, 10(6), C. 1066-1069].

28. Electrospray hardening with tungstenless composite ceramics of the titanium alloy VTZ-1 / I. A. Podcherniaeva, V. M. Panashenko, A. D. Panasyuk, A. N. Grigoriev, A. I. Dukhota and others. // Powder metallurgy. - 2007. – No. 9/10. - P. 36-44. [Powder Metallurgy and Metal Ceramic, 2007, 46 (9-10), C. 442-448].

29. The regularities of abrasive wear of ZrB_2 - containing electro-spark and combined coatings on a titanium alloy. II. Abrasive wear of ZrB_2 -containing coatings with a loosely connected abrasive / I. A. Podchernyayeva, A. D. Panasyuk, V. M. Panashenko, A. P. Grigoriev, A. I. Dukhota and others // Powder Metallurgy. - 2009. – No. 7/8. - P. 87-94. [Powder Metallurgy and Metal Ceramic, 2009, 48 (7-8), C. 435-440].

30. Structural-phase transformations on the laser-electrospray coating surface in the conditions of fretting-corrosion in the air / V. M. Panashenko, I. A.

Podchernyayeva, A. I. Dukhota and others // Powder metallurgy. - 2012. – No. 1/2. - P. 142 - 152. [Powder Metallurgy and Metal Ceramic, 2012, 51 (1-2), C. 112-120].

31. Effect of low temperature oxidation and oxinitration to fretting corrosion of titanium alloy VT22 / O. I. Dukhota, I. M. Polglyuk, O. G. Molary and others. // Physical-chemical mechanics of materials. - 2012. - Issue 48, Vol. 2. - P. 85 - 90. [Material Science, 2012, 48(2), C. 213-218].

32. Properties of nickel powder alloys reinforced with titanium carbide / T. S. Cherepova, G. P. Dmitrieva, O. I. Dukhota, M. V. Kindrachuk // Physical-chemical mechanics of materials. - 2016. - Issue 52, Vol. 2. - P. 29 - 34. [Material Science, 2015, 52(2), C. 173-179].

33. Investigation of properties of powdered alloys GS32 VI with titanium carbide / T. S. Cherepova, G. P. Dmitrieva, O. I. Dukhota, V. I. Nechiporenko // Powder metallurgy. - 2017 – Issue. 11/12. - P. 68-75. [Powder Metallurgy and Metal Ceramic, 2017, 56 (11-12), C. 664-669].

34. Thermodiffusion surface saturation of titanium alloy VT22 from a controlled oxygen-containing gas medium at an aging stage / V. M. Fedirko, I. M. Pohreliuk, O. G. Lukyanenko, S. M. Lavris, M.V. Kindrachuk, O. I. Dukhota and others. // Physical-chemical mechanics of materials. - 2017. - Issue 53, Vol. 5. - P. 100-109. [Material Science, 2018, 53(5), C. 691-701].

Conference materials and theses:

35. Kralya V.A. Restoration of bandages of blades of compressors GTE / V.A. Kralya, V.B. Sidorov, A.I. Dukhota // Dynamics of rotary systems: collection of scientific papers of Second International Conference, June 24-26, 1998 - Khmelnytsky: - KhTU, 1998. - P. 125 - 128.

36. Increase of fretting stability of working blades of turbines GTE / V.V. Shevelya, G.A. Kalda, O.I. Dukhota, V.B. Sidorov // Dynamics of rotor systems: collection of scientific papers of II International Conf., June 24-26, 1998 - Khmelnytsky: HUT, 1998. - P. 129 - 132.

37. Increase of wear resistance of titanium alloy VTZ-1 in conditions of fretting-corrosion by electrospray reinforcement with composite ceramics / I. A. Podchernyaeva, A. D. Panasyuk, V. M. Panashenko, A. I. Dukhota and others // Avia-2007: materials of VIII International Conf., April 25-27, 2007. Vol. 2. - K.: NAU, 2007. - P. 32.52 - 32.56.

38. Dukhota O.I. Influence of the stress-strain state on the wear of composite materials / O. I. Dukhota, O. V. Tisov, G.A. Volosovich // Avia-2009: Materials of IX International Conf., 2009. - K.: NAU, 2009. - P. 14.13 - 14.16.

39. Regularities of fretting corrosion of $ZrBr_2$ - containing electrospark coatings on titanium alloys / I. A. Podchernyaeva, A. I. Dukhota, V. M. Panashenko, A. D. Panasyuk // Materials science of refractory compounds: proceedings of the II-nd International. Samsonov conf., May 18-20, 2010 - K.: NTUU "KPI", 2010. - P. 100.

40. A systematic approach to the assessment of repairability and the choice of the method of restoring elements damaged by fretting corrosion / A.P. Kudrin, O. I. Dukhota, V.V. Zhiginas, O.V. Melnik // Modern problems of tribology: theses of International. Tech. conf., May 19-21, 2010. - K.: IPC ALCON NAS of Ukraine, 2010. - P. 149.

41. Perspective directions of maintenance of workability of details of aviation tribosystems operating in the conditions of fretting-contact interaction / M.Kindrachuk, O. Dukhota, O. Tisov, S.Klopenko // 11th International Symposium of Ukrainian Mechanical Engineers in Lviv, May 15-17 2013: Theses Add. - Lviv: KINPATRI LTD, 2013. - P. 7.

42. The processes of wear in tribosystems with a discretely textured surface / V. E. Marchuk, B. A. Lyashenko, O. I. Dukhota and others. // Air Aviation 2013: Materials of the XI Intern. sci - tech Conf., 21-23 May 2013 T 3. - K.: NAU, 2013. - P. 15.45 - 15.46.

43. Wear resistant protective material for rotor blades of aircraft turbine engines / T. Cherepova, G. Dmitrieva, A. Dukhota et al. // Aviation in the XXI century. century: Safety in aviation and Space technologies: proceedings Sixth world congress, 23-25 September / Issue 1. - K.: NAU, 2014. - P. 1.1.26 - 1.1.30.

44. Kinradechuk M. Tribological aspects of engineering of fretting-resistant surfaces / M. Kindrachuk, O. Dukhota, N. Naumenko // Theses of Papers. 12th International symp. Mechanical engineers in Lviv, May 28-29, 2015: - Lviv: KINPATRY LTD. - 2015. - P. 130.

45. Dukhota OI I. Wear-resistance of composite gas-thermal coatings under friction-corrosion wear / O. I. Dukhota, N. O. Naumenko, L. V. Bogach // Materials for work in extreme conditions: metrics of V International. sciences Conf., December 3 - 5, 2015 - K.: NTUU "KPI". - 2015. - pp. 148-150.

46. Analysis of fretting destruction of surface layers on the basis of the energy model of tribo-contact / M. Kindrachuk, V. Kramar, O. Dukhota, V. Laburak // VI Ukrainian - Polish Scientific Dialogues: The International scientific and technical conference, 21-24 October 2015, Khmelnytsky. - KhNU, 2015. - P. 87 - 88.

47. Criteria for the assessment of performance and the choice of materials for friction pairs in conditions of wear on fretting corrosion and dynamic impact load contact / O. Dukhota, N. Naumenko, M. Kindrachuk, A. Kudrin // The theory and practice of rational design, manufacturing and operation of machine-building constructions: materials 5 International Sci.-Tech. Conf., 2016 October 27-28. - Lviv: KINPATRI LTD, 2017. - P. 7 - 9.

48. Wear-resistant powder alloys based on cobalt and nickel with carbide reinforcement / T. Cherepova, G. Dmitryeva, M. Kindrachuk, O. Dukhota and others. // 13th International Symposium of Mechanical Engineers Ukrainian Lviv, 18-19 May 2017: Materials Symposium. - Lviv, Lviv Polytechnic National University, 2017. - P. 16.

Patents and certificates:

49. Inventor's certificate no. 1283608. Device for testing materials for fretting corrosion / N. S. Kulagin, V. V. Volkov, A. I. Dukhota; stated. Jul 23, 1985; has published 15.01.1977, Bul. 2. – 3 p.

50. Patent UA no. 45548. Method of formation of wear-resistant discrete plasma coating / Kindrachuk M.V., Dukhota O. I. Shevchenko O. L., Tisov O. V.,

Potyagov V. Yu., Korbut E. V. - №u2009 06957; stated. July 3, 2009; has published Nov 10, 2009, Bul. 21. - 6 p.

51. Patent UA no. 45549. Method discrete processing nitrated steel products / Kindrachuk M. V., Dukhota O.I., Shevchenko O. L., Golovko L. F., Korbut Ye. V., Kinradechuk V. M. - №u2009 06958; stated. July 3, 2009 ; publ. Nov 10, 2009, Bul. 21. - 6 p.

52. Patent UA no. 89119. Ceramic antifriction high temperature material based on zirconium dioxide / Podchernyayeva I.O., Panasyuk A.D., Ponashenko V.M., Grigoriev O.M., Labunets V.F., Dukhota O.I., Suprunovich O.S. - №u2008 06545 ; stated. May 15, 2008 ; has published Nov 25, 2009, Bul. 24. - 6 p.

53. Patent UA no. 65209. A method for the formation of wear-resistant gas-thermal coatings by thermocycling laser / Kinradechuk M.V., Dukhota O.I., Golovko L.F., Tysov O.V., Shevchenko O. L., Hagerizade Rudan Maysam Khabib. - № u02011 06509 ; stated. May 24, 2011 ; has published Nov 25, 2011, Bul. 22. - 6 p.

54. Patent UA no. 69065. Wear-resistant composite alloy on the basis of cobalt / Cherepova T. S., Kindrachuk M.V., Dukhota OI, Tisov O. V. - № u201109497; stated. July 28, 2011, published 04/25/2012, Bul. 8. - 3 s.

55. Patent UA no. 98452. A method of obtaining a hard coating with a high resistance to fatigue fracture on the surface of a metal product / Kinrachuk MV, Dukhota O. I., Kudrin A.P., Tisov O.V., Mikosiyanchik O.O., Naumenko N.O. - № u2014 12654; stated. November 25, 2014; has published Apr 27, 2015, Bul. 8. - 6 p.

56. Patent UA no. 111036. Wear-resistant nickel alloy / Cherepova T. S., Dmitrieva G.P., Dukhota O.I., Kindrachuk M.V. - № u0101 1039; stated. 10.02.15; has published Jul 10, 2015, Bul. 13. - 4 s.

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ.....	35
ВСТУП.....	36
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ ПРОБЛЕМИ ТРИБОЛОГІЧНОГО ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ НАДІЙНОСТІ АВІАЦІЙНИХ ТРИБОМЕХАНІЧНИХ СИСТЕМ ТА ПОСТАНОВКА ЗАВДАНЬ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	48
1.1 Структура, основні функції та критерії надійності трибомеханічних систем.....	48
1.2 Сучасні уявлення щодо природи зовнішнього тертя та механізму зношування металів за умов тертя ковзання.....	56
1.3 Кількісний аналіз експлуатаційних дефектів деталей авіаційних трибомеханічних систем.....	62
1.4 Аналіз стану досліджень з проблематики зношування металів при фретинг-корозії.....	66
1.5 Огляд конструктивно-технологічних заходів боротьби з фретинг-корозією та прогресивних методів інженерії зносостійких поверхонь.....	76
Висновки до розділу 1. Мета та завдання дослідження.....	89
РОЗДІЛ 2. ОСНОВНІ МЕТОДИ І МЕТОДИКИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	93
2.1 Методика і устаткування з випробувань на зношування при фретинг-корозії.....	93
2.2 Методика і установка з випробувань на зношування в умовах динамічного контактного навантаження.....	103
2.3 Методика і устаткування з випробувань на втому.....	105
2.4 Металофізичні методи дослідження	107
2.5 Методика математичного планування експериментів і	

оброблення експериментальних результатів.....	109
Висновки до розділу	113
2.....	
РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФРЕТИНГ-КОРОЗІЙНОГО ЗНОШУВАННЯ МЕТАЛІВ ТА РОЗРОБКА КОНЦЕПЦІЇ ІНЖЕНЕРІЇ ФРЕТИНГОСТІЙКИХ ПОВЕРХОНЬ.....	115
3.1 Дослідження впливу природи матеріалів контактної пари, геометрії контакту та параметрів фретингу на закономірності зношування металів при фретинг-корозії.....	115
3.1.1 Експериментальні і аналітичні дослідження з встановлення фретинг-корозійної сумісності матеріалів пар тертя.....	115
3.1.2 Дослідження впливу природи матеріалів і амплітудно-силових параметрів фретингу на величину і статистичні характеристики фретинг-зносу.....	128
3.1.3 Дослідження впливу геометрії контакту елементів трибопари на фретинг-корозійне зношування.....	133
3.2 Дослідження процесів фрикційно-контактної взаємодії і зношування матеріалів трибомеханічних систем в умовах динамічного і ударно-динамічного фретингу.....	145
3.3 Загальна концепція та структурно-реологічні принципи створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної фретингостійкості	152
Висновки до розділу	160
3.....	
РОЗДІЛ 4. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СПОСОБУ І ТЕХНОЛОГІЇ ФОРМУВАННЯ ДИСИПАТИВНИХ ПОВЕРХНЕВО-МОДИФІКОВАНИХ ШАРІВ І ЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ НА ФРЕТИНГОСТІЙКІСТЬ ТРИБОСИСТЕМ.....	165
4.1 Дослідження впливу технологічних параметрів	

формування і параметрів фретингу на процеси фрикційно-контактної взаємодії та фретингостійкість трибосистем з дискретно-текстурованими	маслоємними	165
поверхнями.....		
4.2 Дослідження фретингостійкості	поверхнево-модифікованих шарів, сформованих електроіскровим легуванням	177
.....		
4.2.1 Обґрунтування вибору матеріалів та технологічних схем формування електроіскрових поверхнево-модифікованих шарів.....		177
4.2.2 Експериментальні дослідження закономірностей фретинг-корозійного зношування композиційних електроіскрових покриттів на основі тугоплавких сполук.....		183
4.2.2.1 Одно- та багат шарові покриття		183
.....		
4.2.2.2 Покриття, сформовані методом комбінованої обробки...		195
4.3 Дослідження впливу матеріалу і технології формування на фретингостійкість покриттів, сформованих газотермічним напиленням...		200
4.3.1 Покриття, сформовані детонаційно-газовим напиленням.		201
4.3.2 Покриття, сформовані методами плазмового, газополуменевого і електродугового напилення		214
.....		
4.3.3 Чисельне моделювання напружено-деформованого стану системи «покриття-основа».....		225
Висновки до розділу		236
4.....		

РОЗДІЛ 5. РОЗРОБКА НАУКОВИХ ПРИНЦИПІВ СТВОРЕННЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ ЗНОСОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ТРИБОСПРЯЖЕНЬ ДЕТАЛЕЙ ГАРЯЧОЇ ЧАСТИНИ ГТД.....	243
5.1 Еволюційна модель трибосистеми та загальні принципи забезпечення зносостійкості матеріалів в умовах високотемпературного фретингу.....	243
5.2 Теоретичне обґрунтування вибору складу компонентів та способу формування високотемпературних зносостійких матеріалів.....	258
5.3 Термодинамічний аналіз композиційних матеріалів систем Co (Cr; Al; Fe) – TiC, Ni (Cr; Al; Fe) – TiC.....	266
5.4 Дослідження впливу структурно-фазового складу та температури на зносостійкість композиційних евтектичних і порошкових матрично-наповнених сплавів систем Co (Cr; Al; Fe)- TiC. Ni (Cr; Al; Fe)-TiC, ЖС32-TiC в умовах фретингу.....	276
Висновки до розділу 5.....	295
РОЗДІЛ 6. ПОБУДОВА МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ ПРОГНОЗУВАННЯ ФРЕТИНГОСТІЙКОСТІ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ ТА РОЗРОБКА ПРАКТИЧНИХ ЗАХОДІВ З ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ДЕТАЛЕЙ АВІАЦІЙНИХ ТРИБОМЕХАНІЧНИХ СИСТЕМ.....	299
6.1 Прогнозування фретингостійкості поверхневих шарів металів на основі енергетичної моделі фретинг-процесу	299
6.2 Розробка технологічних заходів з підвищення довговічності елементів трибомеханічних систем.....	306

6.2.1 Розробка методів формування захисних покриттів підвищеної зносостійкості і контактної міцності.....	306
6.2.2 Підвищення контактної міцності і зносостійкості робочих поверхонь гвинтів кульково-гвинтових механізмів.....	320
6.2.3 Підвищення довговічності деталей із високоміцних титанових сплавів методом комбінованої термічної та термодифузійної обробки.....	328
6.2.4 Технологічні заходи з підвищення втомно-циклічної міцності деталей з газотермічними покриттями.....	336
6.2.5 Технологічні рекомендації з відновлення зношених деталей із титанових сплавів.....	340
Висновки до розділу 6.....	345
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	349
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	356
ДОДАТКИ.....	394

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

1. АД-авіційні двигуни
2. АТ-авіційна техніка
3. ГТД-газотурбінні двигуни
4. ГСП-геометрична структура поверхонь
5. ГТН-газотемічне напилення
6. ГТП-газотермічне покриття
7. КГМ-кульковогвентовий механізм
8. ЛО-лазерне оброблення
9. ПС-повітряне судно
10. СКВ-середнє квадратичне відхилення
11. ТО-термічне оброблення
12. ТЦО-термоциклічне оброблення

ВСТУП

Актуальність теми. На сучасному етапі розвитку технічного прогресу за загальної тенденції до зниження матеріалоемності, зменшення жорсткості конструкцій, зростання робочих навантажень та вимог до економічної ефективності використання машин, питання підвищення їх надійності і довговічності набувають виключно важливого значення. У вирішенні цієї фундаментальної загальнотехнічної проблеми одне із ключових місць належить забезпеченню високого рівня зносостійкості та терміну безвідказного функціонування деталей і вузлів трибомеханічних систем. За різними оцінками від 60% до 90% несправностей і відказів у роботі машин і механізмів виникає унаслідок зносу і пов'язаних з ним руйнуванням деталей.

Серед трибомеханічних систем найбільш обмеженої довговічності в конструкції повітряних суден (ПС) і авіаційних двигунів (АД) виділяють трибосистеми малорухомих і номінально-нерухомих вузлів і з'єднань, деталі яких зазнають малих відносних вібраційних переміщень. Такий вид фрикційної взаємодії тіл отримав назву “фретинг” або “фретинг-процес”, а відповідний йому вид зношування, що розвивається на поверхні металів в окиснювальному середовищі – “фретинг-корозія”. В інженерній практиці і практиці трибологічних досліджень фретинг-корозія розглядається як один із найбільш руйнівних, важкопередбачуваних і небезпечних проявів поверхневого руйнування деталей. Проблема боротьби з фретинг-корозією уже на протязі багатьох років знаходиться в центрі уваги фахівців різних галузей машинобудування, проте і на тепер вона залишається не в повній мірі вирішеною.

Необхідність підвищення довговічності деталей і вузлів авіаційної техніки (АТ), що піддаються фретинг-корозійному зношуванню, постійно виникає у зв'язку із освоєнням випуску нових типів ПС і АД з більш високими тактико-технічними характеристиками і строками служби, застосуванням в їх конструкції нових технічних рішень та матеріалів, при вирішенні завдань відновлення при ремонті та продовження ресурсу. В той же час, існуючі

методи поверхневого зміцнення і відновлення деталей, що застосовуються в практиці авіабудування і ремонту АТ, в багатьох випадках уже вичерпали свої можливості і не задовольняють все більш зростаючим вимогам до забезпечення високого рівня експлуатаційної надійності авіаційних трибомеханічних систем.

Складність захисту від фретинг-корозії значною мірою обумовлена відсутністю достатньо повного розуміння щодо механізмів керування процесами зношування, критеріїв та методів оцінювання та прогнозування працездатності трибосистем з урахуванням різних форм прояву фретинг-корозії і умов фретинг-контактної взаємодії деталей. Традиційні підходи загальних теорій тертя та зношування до забезпечення зносостійкості деталей і спряжень для умов фретинг-корозії не завжди дають позитивний результат. У зв'язку з цим актуальною науково-технічною проблемою, на вирішення якої спрямоване дослідження дисертаційної роботи, є розробка науково обґрунтованих підходів до забезпечення високого і прогнозованого рівня довговічності деталей авіаційних трибомеханічних систем шляхом створення методів формування функціональних поверхонь і матеріалів з необхідними керованими властивостями та методів оцінювання і прогнозування фретинг-корозійної сумісності та зносостійкості елементів трибосистем.

Вирішення цього складного завдання потребує всебічного аналізу причино-наслідкових зв'язків пошкодження деталей авіаційних конструкцій фретинг-корозією, глибокого експериментального вивчення закономірностей і механізмів фретинг-корозійного зношування, встановлення та теоретичного обґрунтування принципів створення поверхнево-модифікованих шарів, матеріалів і захисних покриттів підвищеної фретингостійкості.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконувалась на кафедрі Технологій виробництва та відновлення авіаційної техніки Національного авіаційного університету. Дослідження за темою дисертації проводились в рамках держбюджетних науково-дослідних робіт: №386-ДБ07 (0107U002739) «Розробка науково-технічних основ формування покриттів триботехнічного призначення на сплавах

титану і алюмінію». Автором проводились дослідження впливу технологічних факторів на формування структурно-фазового складу і триботехнічні властивості покриттів трибологічного призначення на сплавах титану; №718-ДБ11 (0111U01639) «Науково-методологічні основи підвищення довговічності і ресурсу деталей, що працюють в умовах контактної взаємодії». Автором розроблено аналітично-розрахунковий метод оцінювання фретинг-корозійної сумісності матеріалів пар тертя, структурно-реологічні принципи створення дисипативних зносостійких поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів. Теоретично обгрунтовано вибір складу і способу формування високотемпературних зносостійких матеріалів для трибовузлів деталей гарячої частини ГТД, виконано дослідження з встановлення закономірностей і механізмів зношування матеріалів в умовах високотемпературної фретинг-корозії; №947-ДБ14 (0114U001604) «Фізико-технологічні основи комбінованих методів формування зносостійких покриттів на титанових сплавах деталей авіаційної техніки». Автором виконано дослідження з визначення триботехнічних властивостей в умовах фретинг-корозії покриттів, сформованих методами газотермічного напилювання та комбінованими методами; №008-ДБ92 (01930017660) «Разработка метода выбора покрытий и справочных данных о триботехнических свойствах покрытий, применяемых с целью упрочнения и восстановления элементов машин и механизмов, работающих в условиях фреттинг-коррозии». Автором розроблено критерії оцінювання працездатності та методика вибору захисних покриттів для деталей трибовузлів, що пошкоджуються фретинг-корозією; №620ГА-95 (0195U0028595) «Разработка информационного комплекса износостойкости конструкционных материалов и покрытий, работающих в условиях фреттинг-коррозии». Автором виконана систематизація деталей авіаційних трибомеханічних систем за умовами виникнення фретинг-пошкоджень та визначені їх діагностичні ознаки. Дисертаційні дослідження проводились також при виконанні науково-дослідних робіт за госпрозрахунковими договорами та договорами про науково-технічну співпрацю з ДП «Антонов», ДП «Завод 410

цивільної авіації», ДП «Конотопський авіапемонтний завод «Авіакон», ДП «Луцький авіаремонтний завод «Мотор» та за планами держбюджетних науково-дослідних робіт кафедри. У зазначених роботах здобувач приймав безпосередню участь як виконавець та відповідальний виконавець.

Мета і завдання дослідження.

Мета дослідження: на підставі експериментальних досліджень закономірностей зношування та фізичного моделювання трибологічних процесів розробити наукові засади керування зносостійкістю та практичні рішення щодо формування зносостійких поверхонь для підвищення довговічності деталей авіаційних трибомеханічних систем, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії.

Для досягнення поставленої мети визначені наступні основні завдання:

- на основі аналізу стану конструктивно-технологічного забезпечення зносостійкості деталей авіаційних трибомеханічних систем обґрунтувати актуальність досліджень, спрямованих на вирішення проблеми підвищення довговічності деталей, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії.

- для різного класу конструкційних сплавів встановити вплив природи матеріалів контактної пари, геометрії контакту, параметрів і схем віброконтактного навантаження на закономірності перебігу процесів фретинг-корозійного зношування. Розкрити механізми трибологічних процесів, що відповідають за інтенсивність поверхневого руйнування матеріалів та визначити критерії оцінювання їх фретинг-корозійної сумісності і зносостійкості.

- розробити концепцію формування поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної зносостійкості. Експериментально встановити закономірності впливу хімічного, структурно-фазового складу, фізико-механічних характеристик, технологічних параметрів і схем їх формування на триботехнічні властивості.

- теоретично обґрунтувати підхід до вибору складу компонентів і принципу конструювання зносостійких сплавів для трибовузлів, що працюють

в екстремально високих температурних умовах. Для визначеного класу сплавів встановити закономірності впливу їх хімічного, структурно-фазового складу і температури на зносостійкість в умовах високотемпературного фретингу.

- на основі експериментальних досліджень та фізичного моделювання процесів, що розвиваються в зоні трибологічного контакту, сформувані системні уявлення щодо механізмів забезпечення підвищеної зносостійкості сплавів в умовах високотемпературного фретингу.

- для умов фретинг-корозійного зношування розробити аналітично-розрахунковий метод оцінювання зносостійкості поверхневих шарів.

- на основі результатів досліджень розробити і рекомендувати для підприємств авіапромислового комплексу і підприємств споріднених галузей машинобудування практичні рішення щодо підвищення довговічності деталей трибомеханічних систем.

Об'єкт дослідження – процеси фретинг-контактної взаємодії та зношування у трибомеханічних системах та механізми керування цими процесами.

Предмет дослідження – закономірності та механізми зношування, критерії і прогнозуючі моделі оцінювання працездатності та методи підвищення довговічності деталей авіаційних трибомеханічних систем за умов їх фретинг-контактної взаємодії.

Методи дослідження. При виконанні дисертаційної роботи використовувались методи триботехнічних досліджень, методи випробувань на втому, металографічні та металофізичні методи досліджень, методи фізичного, математичного та чисельного комп'ютерного моделювання.

Аналіз і обґрунтування результатів досліджень виконувались на основі сучасних положень трибології, фізики міцності твердих тіл, термодинаміки незворотних процесів відкритих систем, інженерії поверхні та матеріалознавства.

Результати експериментів обробляли і узагальнювали методами математичної статистики та математичного аналізу.

Наукова новизна одержаних результатів.

1. Для умов фретинг-корозійного зношування розроблено аналітично-розрахунковий метод оцінювання зносостійкості поверхневих шарів, який дозволяє описувати і аналізувати зміну фізичного стану матеріалу поверхневого шару та визначати енергетичну умову його руйнування.

2. Вперше для трибосистем, втрата працездатності яких пов'язана з накопиченням в зоні трибоконтакту продуктів зношування, запропоновано розрахунково-аналітичний метод оцінювання фретинг-корозійної сумісності матеріалів.

3. Встановлено закономірності і механізми трибологічних процесів, що визначають зміну інтенсивності фретинг-корозійного зношування залежно від природи матеріалів контактної пари, схеми контакту, параметра відносного зміщення поверхонь та параметрів фретингу. Розкрито механізм інтенсифікації зношування матеріалів при поєднанні фретингу з дією нормальних до поверхні контакту динамічних навантажень.

4. Вперше встановлено підпорядкованість розподілу випадкових похибок величин фретинг-корозійного зносу нормальному статистичному закону розподілу. Встановлено закономірність та механізми впливу природи матеріалів та амплітудно-силових параметрів фретингу на статистичні характеристики розсіювання величини зносу.

5. Розроблено загальну концепцію та структурно-реологічні принципи керування зносостійкістю динамічно-навантажених трибосистем, які ґрунтуються на енергетичній моделі трибопроцесів та структурно-реологічних механізмах дисипації енергії у трибологічному контакті і є теоретичною основою для створення поверхневих структур та матеріалів з підвищеним опором фретинг-корозійному зношуванню.

6. Вперше методом скінченно-елементного аналізу встановлено закономірності розподілу додаткових напружень, що виникають в системі «зносостійке покриття – металева основа» від дії температур фрикційного нагріву та визначені шляхи їх мінімізації.

7. Закладено наукові основи створення матеріалів, стійких до зношування в умовах високотемпературного фретингу з робочою температурою до 1273 К.

Практичне значення одержаних результатів.

Одержані в дисертаційній роботі теоретичні і експериментальні результати дозволяють цілеспрямовано, на основі встановлених закономірностей і принципів керування зносостійкістю, розробляти та впроваджувати конструктивно-технологічні заходи з підвищення довговічності деталей та вузлів авіаційних трибомеханічних систем, що піддаються фретинг-корозійному зношуванню.

За комплексом виконаних досліджень запропоновано аналітично-розрахунковий метод оцінювання фретинг-корозійної сумісності матеріалів контактних пар, розроблено концептуальний підхід до створення трибологічно ефективних технологій формування фретингостійких поверхонь. Розроблено та захищено деклараційними патентами України зносостійкий антифрикційний керамічний матеріал на основі ZrB_2 для поверхневого зміцнення деталей методом електроіскрового легування (Пат. 89119, опубл. 25.11.2009, Бюл. №24), високотемпературні зносостійкі сплави для трибовузлів гарячої частини ГТД (Пат. 69065, опубл. 25.04.2012, Бюл. № 8, Пат. 111036, опубл. 10.07.2015, Бюл. № 13), способи отримання захисних функціональних покриттів з підвищеними експлуатаційними властивостями (Пат. 45548, опубл. 10.11.2009, Бюл. №21; Пат. 45549, опубл. 10.11.2009, Бюл. №21; Пат. 65209, опубл. 25.11.2011, Бюл. №22; Пат. 98452, опубл. 27.04.2015, Бюл. №8).

Результати дисертаційної роботи використані при розробці технологічних рекомендацій по відновленню і підвищенню зносостійкості контактних поверхонь робочих лопаток турбіни ГТД, технологічних рекомендацій по відновленню рейок механізацій крила літаків, рекомендацій з розширення ремонтних допусків на знос отворів розкосів підредукторних рам гелікоптерів, а також сприяли впровадженню сучасних високоефективних технологій інженерії поверхні та матеріалів триботехнічного призначення для вирішення практичних завдань підвищення надійності і довговічності об'єктів АТ.

Розроблені матеріали, способи формування зносостійких функціональних поверхонь та технологічні рекомендації щодо підвищення експлуатаційних властивостей і довговічності деталей трибомеханічних систем пройшли апробацію і використані на підприємствах авіапромислового комплексу та споріднених галузей: ДП «Антонов», ДП «Луцький авіаремонтний завод «Мотор», ОАО «Мотор Січ», ДП «Завод 410 цивільної авіації», ДП «Конотопський авіаремонтний завод» «Авіакон», ПрАТ «ОТІС». Ефективність і практичну цінність розробок підтверджено актами виробничих випробувань.

Особистий внесок здобувача. Всі експериментальні дослідження з визначення закономірностей і механізмів фретинг-корозійного зношування, основні наукові і теоретичні положення та практичні результати дисертаційної роботи, які виносяться на захист, виконані здобувачем самостійно. У публікаціях, написаних у співавторстві, особистий внесок здобувача такий: [1] - одержані кількісні показники розподілу деталей об'єктів АТ за видами експлуатаційних дефектів, виконано аналіз причинно-наслідкових зв'язків втрати працездатності деталей авіаційних трибомеханічних систем; [2] - обгрунтовано доцільність застосування енергетичної моделі трибопроцесу до аналізу фретинг-корозійного руйнування поверхневих шарів, отримані аналітичні розрахункові залежності оцінювання їх зносостійкості; [3] - обгрунтовано актуальність дослідження зносостійкості деталей авіаційних трибомеханічних систем в умовах динамічного контактного навантаження, проаналізовано причини, що обумовлюють високу інтенсивність зношування таких деталей; [4] - розроблено алгоритм проведення досліджень з оцінювання ремонтпридатності зношуваних деталей; [5] - визначені умови щодо формування оптимальних властивостей систем «покриття-основа» та вимоги до складу газотермічно-напилених покриттів для забезпечення їх високої фретингостійкості; [6] - проведені випробування на зношування електроіскрових та комбінованих лазерно-електроіскрових покриттів сформованих із композиційних керамічних матеріалів на сплавах ВТ20 і АЛ-25, проаналізовані кореляційні зв'язки між структурно-фазовим складом покриттів

і їх зносостійкістю; [7] - проаналізовано причини низької зносостійкості та втрати працездатності деталей із титанових сплавів в вузлах тертя АТ; [8] - виконано аналіз експериментальних результатів з встановлення ефективності досліджуваних технологічних заходів запобігання втомному руйнування деталей з газотермічними покриттями; [9] - проведені експериментальні дослідження з визначення триботехнічних властивостей трибосистем з дискретно-текстурованими мастилоємними поверхнями при фретинг-корозії за умов граничного тертя; [10;11] - прийнято участь в проведенні досліджень і аналізі результатів з визначення триботехнічних властивостей композиційних високотемпературних сплавів на основі Со в умовах високотемпературного фретингу ; [12] - прийнято участь в проведенні експериментальних досліджень і аналізі результатів з визначення впливу технології формування електроіскрових твердосплавних покриттів на їх зносостійкість при фретинг-корозії; [13] - проаналізовано результати термодинамічного аналізу процесів високотемпературного окислення сплавів системи $Co(Cr;Al;Fe)TiC$; [14] - прийнято участь в аналізі результатів досліджень впливу формування дискретно-текстурованої поверхні на фретинг-втомну міцність сталі 30ХГСА; [15] - виконані дослідження впливу параметрів дискретно-структурованих мастилоємних поверхонь на фретингостійкість сталі 30ХГСА в умовах граничного тертя ; [16;17] - проведені випробування на зношування при фретинг-корозії електроіскрових та комбінованих лазерно-електроіскрових ZrB_2 –вмістних покриттів на титановому сплаві ВТЗ-1, запропоновано механізм розвитку трибологічних процесів, що забезпечує їх високу фретингостійкість; [18] - розроблено програму досліджень та проведено аналіз отриманих результатів випробувань; [19] - прийнято участь в проведенні огляду розвитку методів формування дискретно-текстурованих поверхонь та ефективність їх застосування в трибологічних системах; [20] - виконано аналіз проблематики створення високотемпературних матеріалів для трибовузлів гарячої частини ГТД та визначенні завдання, які потрібно вирішити при розробленні таких матеріалів; [21] - визначені кількісні показники фретинг-зносу для різного

поєднання матеріалів пар тертя, розроблено аналітично-розрахунковий метод оцінювання фретинг-корозійної сумісності матеріалів; [24] - проведені експериментальні дослідження з визначення впливу пористості, вмісту карбідної фази і температури на зносостійкість композиційних порошкових сплавів систем Co-TiC, Ni-TiC, ЖС32-TiC в умовах фретинг-корозії ; [25] - прийнято участь у виконанні експериментальних досліджень та аналізі отриманих результатів; [26] - проведено експериментальні дослідження впливу технологічних параметрів формування дискретно-текстурованих мастилоємних поверхонь на фретингостійкість трибосистем, запропоновано механізм руйнування поверхонь при фретингу в умовах граничного тертя; [27] - проведено експериментальні дослідження з визначення статистичних характеристик величини фретинг-зносу та прийнята участь в аналізі результатів дослідження; [28-31;37;39] - проведені випробування на зношування покриттів при та прийнята участь в аналізі результатів дослідження; [32;33] - встановлено взаємозв'язок фретингостійкості досліджуваних композиційних сплавів з їх хімічним і структурно-фазовим складом; [34] - прийнята участь в аналізі результатів дослідження впливу режиму хіміко-термічної обробки на поверхневу міцність титанового сплаву VT22; [35] - проведено дослідження триботехнічних властивостей і циклічної міцності зразків сплаву VT8 з детонаційним покриттям системи WC-Co; WC-Ni; [36] - виконано аналіз експлуатаційних пошкоджень контактних поверхонь робочих лопаток турбін ГТД, прийнято участь в аналізі результатів дослідження з визначення зносостійкості при високих температурах жароміцних сплавів; [38] - встановлено взаємозв'язок вмісту карбідної фази, параметрів напружено-деформованого стану поверхневого шару та зносостійкості матрично-наповненого композиційного матеріалу; [40] - запропоновано системний підхід до вибору матеріала і методу нанесення покриттів для відновлення і захисту деталей, що пошкоджуються фретинг-корозією; [41] - сформульовані принципи керування зносостійкістю матеріалів за умов розвитку фретинг-процесів та визначені перспективні напрями створення фретингостійких поверхонь; [42] -

запропоновано механізм регенерації граничних мастильних шарів в трибосистемах з дискретно-текстурованою поверхнею; [43] - проведені експериментальні дослідження з визначення зносостійкості матеріалів наплавок в умовах високотемпературного фретингу; [44] - проаналізовано напрямки практичної реалізації технологій створення фретингостійких поверхонь; [45] - проведено дослідження з визначення триботехнічних властивостей композиційних газотермічних покриттів в умовах фретинг-корозії; [46] - виконано аналітичне дослідження процесу фретингового руйнування поверхневих шарів; [47] - визначені критерії оцінювання працездатності та сформульовані принципи вибору матеріалів пар тертя; [48] - запропоновано принципи керування зносостійкістю і конструювання матеріалів стійких до зношування в умовах високотемпературного фретингу; [49] - прийнято участь в розробці конструктивної схеми випробувального устрою; [50] - запропоновано спосіб підвищення зносостійкості плазмового покриття та сформульована формула корисної моделі; [51] - запропоновано спосіб підвищення зносостійкості азотованих сталевих виробів, сформульована формула корисної моделі; [52] - прийнято участь у визначенні складу композиту та виконанні досліджень триботехнічних властивостей електроіскрових покриттів, сформованих із матеріалу, що заявляється; [53] - запропоновано спосіб підвищення зносостійкості газотермічних покриттів термоциклічним лазерним оброблянням; [54;56] - приймав участь у визначенні складу сплавів, що заявляються та виконано дослідження з визначення їх триботехнічних властивостей; [55] - виконано дослідження контактно-втомної міцності і фретингостійкості покриттів.

Апробація результатів дисертації. Основні положення і результати дисертаційної роботи доповідались й обговорювались на науково-технічних конференціях і симпозіумах: II Міжнародній конференції «Динаміка роторних систем» (Кам'янець-Подільський, 1998р.); VIII, IX, XI Міжнародних науково-технічних конференціях «Авіа-2007», «Авіа-2009», «Авіа-2013» (Київ, 2007 р., Київ 2009 р., Київ 2013 р.); Міжнародних науково-технічних конференціях

«Сучасні проблеми машинознавства» (Київ, 2008 р., Київ, 2013 р.); II Міжнародній Самсоновській конференції «Материаловедение тугоплавних соединений»; (Київ, 2010 р.); Міжнародній науково-технічній конференції «Сучасні проблеми трибології» (Київ, 2010) 3-й, 5-й Міжнародних науково-технічних конференціях «Теорія і практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій» (Львів, 2012 р., Львів, 2015 р.); 11-му, 12-му, 13-му Міжнародному симпозиумі українських інженерів механіків у Львові (Львів, 2013 р., Львів, 2015 р., Львів, 2017 р.); The Sixth world congress «Aviation in the XXI-st century: safety in aviation and Space technologies» (Київ, 2014); V Міжнародній науково-технічній конференції «Материали для роботи в екстремальних умовах» (Київ, 2015 р.); The International scientific and technical conference «VI Ukrainian-Polish Scientific Dialogues» (Khmelnitsky, 2015 р.).

Публікації. За темою дисертаційної роботи опубліковано 56 наукових праць, у тому числі: 1 монографія, 1 колективна монографія, 32 статей у фахових виданнях переліку МОН України, з них 8 у виданнях, що входять до міжнародних наукометричних баз; 14 матеріалів та тез доповідей на науково-технічних конференціях, 1 авторське свідоцтво та 7 патентів на винахід.

Структура і обсяг дисертації. Дисертаційна робота викладена на 402 сторінках машинописного тексту, складається із анотації, вступу, 6 розділів, загальних висновків, списку використаних джерел та додатків. Обсяг основного тексту дисертації складає 284 сторінок друкованого тексту. Робота ілюстрована 34 таблицями та 122 рисунками. Список використаних джерел містить 355 найменувань, з них 314 кирилицею та 41 латиницею.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ ПРОБЛЕМИ ТРИБОЛОГІЧНОГО ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ НАДІЙНОСТІ АВІАЦІЙНИХ ТРИБОМЕХАНІЧНИХ СИСТЕМ ТА ПОСТАНОВКА ЗАВДАНЬ ДОСЛІДЖЕННЯ

1.1 Структура, основні функції та критерії надійності трибомеханічних систем

Сучасні машини є складними технічними системами найважливішою складовою якості яких є надійність.

В більшості випадків надійність складних механічних систем регламентується не оборотними процесами зношування деталей внаслідок їх фрикційно-контактної взаємодії. В сучасній інженерній практиці і практиці наукових досліджень процеси, пов'язані із тертям і зношуванням тіл, називають трибологічними процесами (від грецького “tribos” - тертя), а системи, де відбуваються такі процеси – трибологічними системами (спрощено - трибосистеми).

Процеси, що відбуваються в трибосистемах, можна відобразити структурною схемою, показаною на рис. 1.1 [1]. У загальному випадку трибосистема характеризується такими компонентами: технічною функцією TF , структурою S , сукупністю вхідних X та вихідних Y параметрів, параметрами збурення T та параметрами втрати ($Q; \Delta m$).

Структура S трибосистеми включає: сукупність елементів трибосистеми, їх властивості, взаємозв'язок між елементами.

Вхідні параметри X трибосистеми відображають спектр діючих на трибосистему зовнішніх факторів, які задаються: характером взаємного руху елементів трибосистеми, параметрами фрикційно-контактного навантаження чи його похідними (тиском, силою тертя, швидкістю ковзання, шляхом тертя), умовами експлуатації, умовами мащення, зовнішнім середовищем тощо.

Вихідні параметри Y визначають експлуатаційні характеристики, які для кожної трибосистеми можуть бути як загальними, так і специфічними.

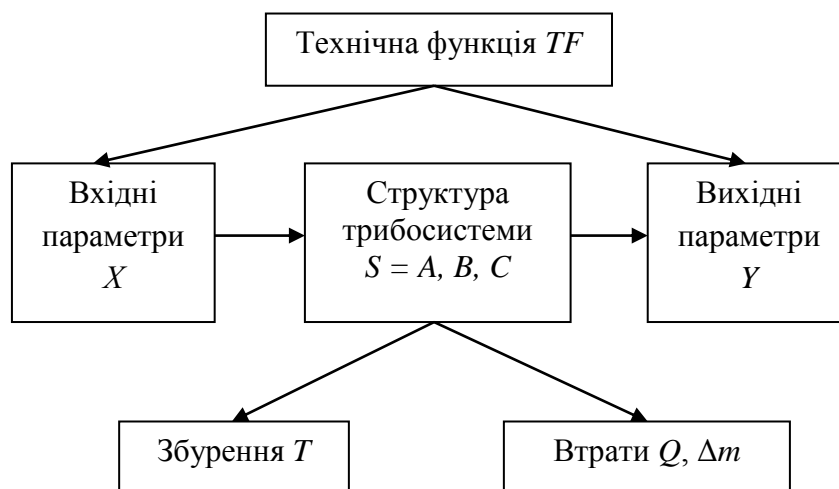


Рис. 1.1 Структура трибосистеми [1].

Збурення T у трибосистемах виникають унаслідок тепловиділення в умовах тертя, фрикційних коливань та коливань, зумовлених зміною умов контактування, унаслідок пошкодження поверхонь, накопичення в зоні тертя продуктів зношування тощо.

Втрати в трибосистемі пов'язані із двома чинниками: із втратою енергії Q унаслідок тертя та втратою маси Δm , що спричиняє зміну розмірів та геометричної форми елементів трибосистеми в результаті зношування.

Тертя, що здійснюється в трибосистемах за наявності відносного переміщення тіл, поділяють на тертя спокою і тертя руху.

За місцем локалізації процесу тертя розрізняють зовнішнє тертя, що виникає в зоні дотику зовнішніх поверхонь твердих тіл, внутрішнє тертя, що виникає між шарами оливи, рідини, рідкого металу та внутрішнє тертя в металах під час їх деформування. Останній вид тертя пов'язаний з явищем недосконалої пружності поверхневих шарів металу при поширенні в них генерованих в зоні дискретного фрикційного контакту хвиль деформацій і є

одним з основних джерел дисипації (розсіювання) підведеної до трибосистеми механічної енергії [2].

У класичних трибосистемах (окрім трибосистем фрикційного призначення – гальмівних трибосистем, трибосистем фрикційної передачі руху і т. ін.) нормальний режим роботи пар тертя забезпечується мащенням. Як мастильні матеріали використовують мінеральні і синтетичні оливи, консистентні мастила, покриття м'якими металами (міддю, кадмію) та покриття на основі графіту, дисульфиду молібдену, антифрикційні полімерні покриття тощо.

Залежно від умов утворення і властивостей прошарку мастильного матеріалу в трибоспряженні розрізняють рідинне, граничне тертя і тертя поверхонь, змащених твердими мастильними матеріалами. Як проміжні види тертя за наявності мастильного матеріалу інколи виділяють напіврідинне і напівграничне тертя.

Тертя поверхонь, змащених твердими мастильними матеріалами застосовують у випадках, коли умови роботи вузла тертя, або його конструктивне виконання, не дозволяють використовувати рідкі і консистентні мастильні матеріали або реалізувати ефективний режим рідинного чи граничного мащення. До таких трибосистем, наприклад, належать важконавантажені вузли, що працюють при низьких і підвищених температурах, низьких швидкостях ковзання, коли несуча здатність рідкого або межового прошарку мастильного матеріалу може бути недостатньою, та інших специфічних умовах роботи трибоспряжень [3].

В авіаційних трибосистемах найбільшого поширення набули твердомастильні покриття на основі графіту, дисульфиду молібдену, фторопласту, які отримують із суспензій та електролітичні покриття м'якими металами – сріблом, кадмієм, міддю.

Суспензії у складі графіту, дисульфиду молібдену, фторопласту або їх комбінацій у певному поєднанні зв'язуючого та розчинника наносять розпиленням стисненим повітрям, кісточкою чи зануренням деталі з наступним

сушінням і твердінням. Такі технології застосовують для нанесення покриттів з метою запобігання схопленню і забезпечення надійного змащування з'єднань з гарантованим натягом, а також для просочування пористих матеріалів для зниження коефіцієнта тертя. Як зв'язуючі компоненти використовують органічні смоли і неорганічні матеріали – селікат натрію, фосфати і борати металів.

Для таких же цілей, що і твердомастильні покриття на основі твердомастильних матеріалів із зв'язуючим, використовуються покриття із м'яких металів.

Трибологічні системи (трибосистеми), як складові частини складних технічних систем, можуть перебувати як у справному, так і несправному стані, бути працездатними і непрацездатними, а також переходити у граничний стан. Взаємозв'язок технічних станів елементів трибосистем (деталей трибоспряжень) та подій, що зумовлюють перехід їх з одного стану в інший, можна зобразити схемою, показаною на рис. 1.2 [4;5].

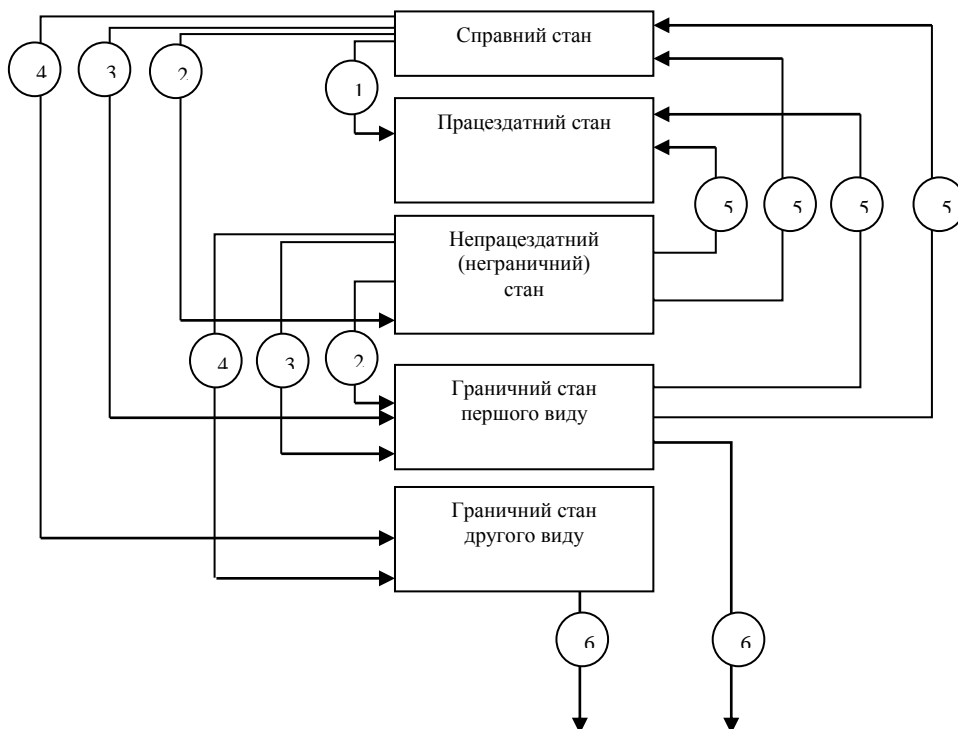


Рис. 1.2 Взаємозв'язок технічних станів елементів (деталей) трибосистем та подій, що зумовлюють перехід їх з одного стану в інший (події): 1 – пошкодження; 2 – відмова; 3 – перехід у граничний стан першого виду; 4 –

перехід у граничний стан другого виду; 5 – відновлення працездатного стану; 6 – списання та утилізація деталі [4; 5].

Втрата працездатності елементів трибосистем та перехід їх зі справного стану в несправний та граничний стан під час експлуатації зумовлені небажаними змінами деяких установлених параметрів та властивостей робочих поверхонь унаслідок розвитку процесу зношування. У загальному випадку знос розглядається як один із проявів поверхневого руйнування деталей, що відбувається під дією сил тертя. У цьому розумінні термін «поверхневе руйнування» означає не стільки переважну локалізацію руйнування в поверхневому шарі деталі, скільки те, що в основі такого руйнування лежать механізми контактної взаємодії поверхонь елементів трибоспряжень.

До поверхневого руйнування деталей можуть також призводити корозійні процеси, електрична ерозія, дефекти хіміко-термічного оброблення тощо. Але відмінною ознакою, що відрізняє знос від корозії та деяких інших процесів поверхневого руйнування, є наявність силового впливу на поверхню деталі.

Зовнішній силовий вплив у процесі тертя може здійснюватися декількома способами. Найбільш поширеним у авіаційних трибосистемах є безпосередня фрикційно-контактна взаємодія поверхонь деталей під час їх відносного переміщення. На поверхню деталей можуть діяти також потоки газів або рідин окремо, або при їх поєднанні з дією твердих абразивних частинок. Незалежно від характеру силового впливу за певних умов контактного навантаження і дії робочого середовища поверхневий шар матеріалу деталей поступово руйнується.

Критерій граничного стану елементів трибосистем може бути технічним і економічним.

Технічний критерій граничного стану визначається зміною розмірів і геометричної форми деталей, втратою міцності, жорсткості, зміною умов тертя і зношування, механічними пошкодженням робочих поверхонь тощо.

За економічний критерій граничного стану приймаються, наприклад, такі показники: збільшення питомих витрат на підтримання працездатності об'єкта (деталі, вузла, агрегату) шляхом впливів, що здійснюються під час технічного обслуговування: зниження загальної економічної ефективності

експлуатації машини внаслідок надмірного підвищення витрат паливно-мастильних матеріалів.

Для спряжень технічним критерієм граничного стану є граничний зазор або гранична величина натягу, які утворюються деталями з граничним зносом.

У багатьох дослідженнях встановлено, що інтенсивність зростання зносу деталей і зміна зазорів у рухомих і номінально-нерухомих трибоспряженнях залежно від тривалості їх роботи відбуваються з певною закономірністю. У загальному випадку динаміку зростання зносу деталей і збільшення зазору у трибоспряженні можна подати закономірністю, яку показано на рис. 1.3.

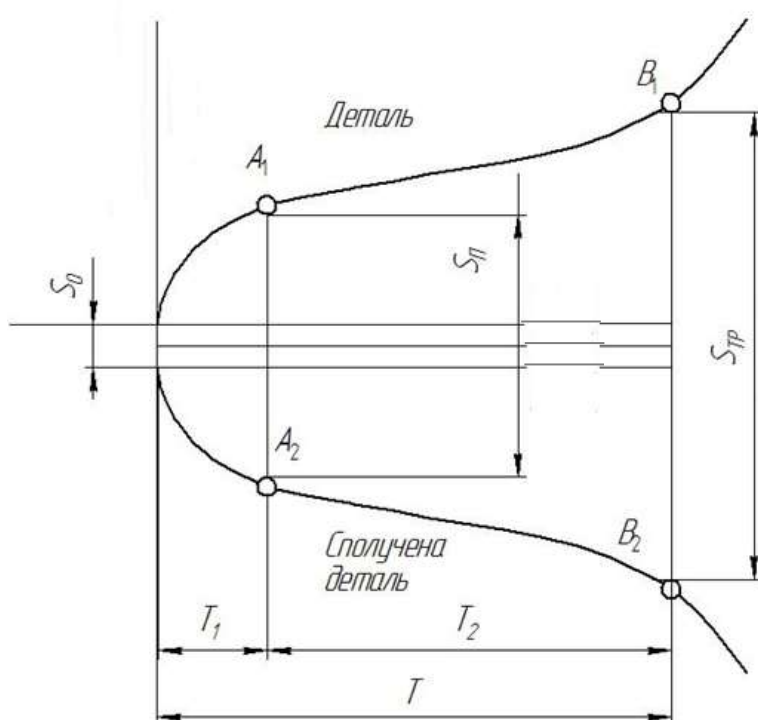


Рис. 1.3 Динаміка зростання зносу деталей і зміни зазору у трибоспряженні:

S_0 – початковий зазор;

$S_п$ – зазор припрацювання;

$S_{гр}$ – граничний зазор;

T_1 – тривалість періоду припрацювання;

T_2 – тривалість періоду усталеного зношування;

T – тривалість роботи трибоспряження до настання граничного стану.

Залежності, що відображають зростання зносу деталей і збільшення зазору у трибоспряженні зі збільшенням тривалості напрацювання мають три характерні ділянки.

Перша ділянка (період T_1) характеризує зношування деталей у початковий період, коли відбувається припрацювання третювних поверхонь. Процеси фрикційно-контактної взаємодії на початковій стадії періоду припрацювання характеризуються високою інтенсивністю зношування деталей і, відповідно, високою швидкістю зростання зазору (або втрати натягу) у трибоспряженні. У цей період в результаті інтенсивної пластичної деформації і фізико-хімічної взаємодії металу з активними компонентами навколишнього середовища поступово трансформуються поверхні контакту, знижується інтенсивність зношування. Основним наслідком такої трансформації, що визначає перехід роботи пари тертя в режим усталеного зношування (період T_2), є формування оптимальної для заданих умов тертя фактичної площі контакту і утворення захисних поверхневих плівок вторинних структур за механізмами явища структурного пристосування [6].

Третя ділянка (ділянка, що лежить за точками B_1 і B_2 кривих зносу) характеризується різким підвищенням інтенсивності зношування деталей і збільшенням зазору (зменшенням натягу) у трибоспряженні. Зазор (натяг) і знос деталей, що відповідають точкам B_1 і B_2 називають граничними.

Досягнення граничної величини зазору (натягу) супроводжується порушенням умов нормальної роботи трибовузлів і часто закінчується відмовою та аварійним руйнуванням деталей. Деталі із граничним зносом підлягають вибракуванню і заміні на деталі першої категорії або відновлюють.

З огляду на можливість відновлення розрізняють граничний стан (граничний знос) деталі першого і другого виду. Із досягненням граничного стану першого виду деталь може бути відновлена. У разі досягнення граничного стану другого виду відновлення деталі неможливо. Наприклад, відновлення деталі технічно неможливе в результаті неприпустимої втрати міцності у випадку нагромадження незворотних явищ циклічної або термічної

втомленості, старіння, міжкристалічної корозії, втрати міцності зі зменшенням робочого перерізу через надмірний знос тощо.

Граничні зазори (зноси) призначаються на основі теоретичних розрахунків, а також досвіду експлуатації попередніх конструктивних аналогів. Існують аналітичні методи розрахунку граничного зазору, міжремонтного і загально-технічного ресурсів спряжень, що працюють в умовах рідинного і напіврідинного тертя, а також граничного натягу для нерухомих з'єднань [7]. Аналіз цих методів показує, що теоретично можливо визначити граничний зазор або натяг, необхідний для нормального функціонування трибоспряження. Але швидкість (інтенсивність) зношування, необхідна для оцінювання як міжремонтного, так і загального ресурсу відповідно до встановленого граничного зносу чи гранично допустимого розміру деталі, залежить від умов роботи трибоспряження і не може бути визначена суто теоретичним шляхом [8].

Швидкість (інтенсивність) зношування в реальних умовах роботи трибоспряжень не є сталою величиною і являє собою складну багатофункціональну залежність, особливо у випадку динамічно навантажених трибосистем, що властиво авіаційним конструкціям. Для встановлення закону зміни інтенсивності зношування потрібні експериментальні дані, які можуть бути отримані на основі лабораторних досліджень, або за результатами визначення зносу деталей безпосередньо в процесі експлуатації чи під час поточних та капітальних ремонтів із залученням статистичних методів оброблення даних.

Граничний зазор або граничний знос і гранично-допустимий розмір елементів (деталей) трибоспряжень є основними, але не вичерпними критеріями їх граничного стану. У ряді випадків перехід у граничний стан може визначатись наявністю інших ініційованих процесами фрикційно-контактної взаємодії деталей дефектів (утомні тріщини, викришування, задир, корозія і т.п.).

Практика вітчизняного і закордонного машинобудування показує, що надійність і довговічність складних механічних систем в переважній більшості залежить від технічної досконалості конструкції і технологічного забезпечення зносостійкості деталей вузлів тертя. За різними оцінками [1; 9] від 60% до 90% несправностей і відмов у роботі машин і механізмів виникає унаслідок зносу і пов'язаних з контактною взаємодією руйнувань деталей. У зв'язку з цим проблема забезпечення високих показників зносостійкості деталей і елементів конструкції машин є невід'ємною складовою підвищення їх експлуатаційної надійності і ресурсу. Особливо великого значення надавалось [10-13] і продовжує надаватись [14; 15] вирішенню завдань трибологічного забезпечення надійності АТ.

1.2 Сучасні уявлення щодо природи зовнішнього тертя та механізму зношування металів за умов тертя ковзання

У загальному розумінні поняття зовнішнього тертя розглядається як явище опору відносному переміщенню, що виникає між двома тілами в зонах дотику їх поверхонь по дотичних до них і супроводжується дисипацією енергії.

Дисипативність процесу тертя характеризується перетворенням зовнішньої роботи, що здійснюється силами тертя, у теплову, хімічну, електричну та деякі інші види енергії. Частина цієї роботи витрачається на збільшення внутрішньої енергії поверхневого шару матеріалів трибопари.

Згідно з уявленнями молекулярно-механічної теорії тертя [16; 17], яка на тепер є найбільш теоретично і експериментально обґрунтованою, сила тертя подається як сума молекулярної (адгезійної) і механічної (деформаційної) складових:

$$F_{\text{тр}} = F_A + F_D \quad (1.1)$$

Молекулярна складова (F_A) зумовлена опором розриву при зсуві молекулярних або міжатомних зв'язків, які виникають між контактними поверхнями тіл. Це явище властиве всім без винятку твердим тілам і зумовлено

наявністю на їх поверхні атомів з ненасиченими зв'язками. Механізм руйнування адгезійних зв'язків для твердих кристалічних тіл таких, як метали розглядається як механізм, аналогічний руйнуванню кристалічної ґратки при зсуві.

Взаємодія газів та рідин з поверхнями твердих тіл у процесі тертя формує «третє тіло», що істотно змінює молекулярну складову сили тертя. Ця взаємодія може мати характер або фізичної адсорбції, або хімічної адсорбції.

Механічна складова F_D викликана опором пружному і пластичному відтисненню матеріалу при взаємному або односторонньому впровадженні мікронерівностей поверхонь тіл у процесі їх відносного переміщення.

Наслідком і зовнішнім проявом тертя твердих тіл є їх поверхневе руйнування та зношування. В умовах тертя металів зношування супроводжується утворенням дефектів кристалічної ґратки, фазовими і структурними перетвореннями, окисненням, корозією та іншими фізико-хімічними процесами. У зв'язку з цим, а також з огляду на специфіку схеми напружено-деформованого стану поверхневого шару, що формується під дією сил тертя, спроби описати поверхневе руйнування лише з використанням уявлень об'ємної міцності не мають достатньої правомірності [6; 18].

Одним із найбільш важливих положень, що лежать в основі уявлень про тертя та зношування, є врахування дискретності контакту реальних поверхонь твердих тіл [16; 17]. Згідно з цим положенням, силова взаємодія між поверхнями тіл, що піддаються тертю, здійснюється на плямах фактичного контакту і реалізується шляхом утворення та руйнування фрикційних зв'язків. Залежно від характеру взаємодії поверхонь розрізняють п'ять основних видів фрикційних зв'язків: пружне відтиснення матеріалу, пластичне відтиснення матеріалу, мікрорізання, адгезійне руйнування і когезійний відрив.

За умови моделювання мікровиступів шорсткості поверхні у вигляді жорсткого сферичного виступу від фрикційного зв'язку визначається відношенням глибини впровадження h мікровиступу поверхні одного тіла в інше до радіуса кривизни виступу R , а також градієнтом механічних

властивостей $d\tau/dh$, що характеризує різницю міцності (опору зсуву) адгезійного зв'язку і міцності розміщених нижче приповерхневих шарів матеріалів контактної пари.

Реалізація того чи іншого виду фрикційних зв'язків та відповідного механізму зношування залежить від природи матеріалів контактної пари, геометрії контакту, виду тертя, параметрів фрикційно-контактного навантаження та багатьох інших факторів, які впливають як на сам процес тертя, так і формування властивостей поверхневого шару.

На основі положення про дискретність контакту і циклічний пружно-пластичний характер деформування поверхневих шарів, який найбільше відповідає реальним умовам роботи пар тертя, В. І. Крагельським розроблено теорію втомного зношування. Згідно з цією теорією у процесі тертя відбувається багаторазове знакозмінне деформування мікрооб'ємів поверхневого шару більш м'якого матеріалу впровадженими твердими виступами мікронерівностей контртіла. У разі вичерпування матеріалом у локальних мікрооб'ємах запасу міцності утворюються мікротріщини, розвиток яких призводить до відокремлення частинок зносу.

Теорія втомного зношування знайшла підтвердження в багатьох дослідженнях, що проводились на різних матеріалах та в різних умовах тертя. На її основі отримано аналітичні залежності для визначення інтенсивності зношування для випадків пружного і пластичного контактів. Детально ці питання розглянуто у праці [19].

З урахуванням окиснювальних процесів, які, зазвичай, завжди відбуваються в умовах тертя металів у середовищі повітря, та процесів утворення поверхневих плівок хімічних сполук при фрикційно-контактній взаємодії металів у середовищі мастильних матеріалів, Б. І. Костецьким із співробітниками висунуто концепцію структурної пристосованості матеріалів та саморегулювання процесів тертя та зношування [6]. Головна ідея, що покладена в основу механізму структурної пристосованості, полягає в такому: під час тертя під дією пружнопластичної деформації поверхневий шар

матеріалу змінює свою структуру і переходить у термодинамічно нестійкий, активний стан. У результаті структурної і термічної активації та взаємодії матеріалів пари тертя з навколишнім середовищем утворюється нова фаза – вторинні структури.

Автори [6] виділяють нормальні (допустимі) процеси зношування і недопустимі процеси – пошкоджуваність. При нормальному зношуванні об'єктом поверхневого руйнування є вторинні структури. Між руйнуванням і відновленням (регенерацією) вторинних структур існує динамічна рівновага, яка є необхідною умовою нормального режиму тертя та зношування елементів трибосистеми. Порушення такої рівноваги в напрямку переважного розвитку процесу руйнування вторинних структур призводить до виникнення явищ пошкоджуваності, до яких, згідно з запропонованою у працях [6; 20] класифікацією, належать захоплення першого і другого роду, абразивне стирання, фретинг-процес, утомний пітинг при коченні та деякі інші види зношування.

У результаті комплексних досліджень було встановлено, що вторинні структури, що утворюються на металах за нормальних процесів тертя та зношування, являють собою однофазні або гетерофазні тонкоплівкові об'єкти, що мають ультрадисперсну, орієнтовану будову та, як правило, є пересиченими твердими розчинами (вторинні структури першого роду) або хімічними сполуками металів з активними компонентами середовища (пасиваторами) – киснем, азотом, сіркою, фосфором, хлором та інші (вторинні структури другого роду). Загальною властивістю вторинних структур першого та другого роду є їх здатність мінімізувати процеси руйнування поверхневих шарів металів, запобігати розвитку захоплення, втоми, корозії та інших деструктивних процесів, що спричиняють інтенсивне зношування. На підставі аналізу кінетики і механізмів утворення та руйнування вторинних структур розроблено принципи структурної пристосованості і принципи керування поверхневою міцністю матеріалів трибосистеми [6].

Спільним у підходах авторів теорії структурної пристосованості і теорії втомного зношування до процесу поверхневого руйнування матеріалів в умовах тертя є те, що утворення вторинних структур не виключає можливості їх втомного руйнування.

Поверхневі плівки, у тому числі оксидні, не запобігають, а лише вносять специфіку у розвиток деформаційних процесів [6; 18]. Специфіка полягає у тому, що деформуванню і руйнуванню піддаються поверхневі шари з істотно іншими ніж у матеріала основи властивостями. При цьому природа фрикційної втоми поверхневих шарів за своєю суттю має не стільки якісні, скільки кількісні відмінності від природи об'ємної втоми металів [6].

Руйнування плівок вторинних структур в умовах тертя розглядається як процес поступового зростання між матеріалом основи і новою фазою (вторинною структурою) різного роду невідповідностей, таких, як хімічний склад, структура, параметри кристалічної ґратки, щільність, поверхнева енергія тощо. За циклічного навантаження, обумовленого актами взаємодії мікронерівностей, на межі поділу фаз приповерхневих шарів металу і утвореної в результаті зазначеної трансформації поверхневої структури нагромаджуються дефекти та концентруються внутрішні напруження, що викликає утворення підповерхневих тріщин. Їх злиття і розвинення магістральних тріщин до поверхні обумовлює акт руйнування мікрооб'ємів поверхні і утворення частинок зносу. Такий механізм поверхневого руйнування і зношування розглядається, зокрема, у концепції зношування відшаруванням [21].

Зазвичай за “легких” режимів тертя і нормального механоокиснювального зношування процес руйнування локалізується в тонкому поверхневому шарі і розвивається або через руйнування адгезійних зв'язків [22; 23], або в наслідок відшарування плівок поверхневого шару, насамперед плівок вторинних структур [6; 21] при нагромадженні на межі поділу фаз критичної величини напружень. Масштаби руйнування поверхонь трибоконтакту за таких умов, як правило, незначні, а інтенсивність зношування мінімальна.

За «важких» режимів тертя, коли фрикційна взаємодія поверхонь трибоконтакту здійснюється, наприклад, за високих контактних напружень, процесом руйнування охоплюються значні об'єми прилеглих до поверхні шарів матеріалу і, відповідно, збільшуються масштаби руйнування. Такий режим відповідає недопустимим умовам роботи трибопари, а параметри стану трибосистеми, за яких відбувається перехід від одного масштабу руйнування поверхонь до іншого, називають критичними точками.

Останнім часом дедалі більшого поширення набувають дослідження процесів тертя та зношування твердих тіл, які ґрунтуються на енергетичних підходах та підходах термодинаміки незворотних процесів відкритих систем [24-27]. Згідно з уявленнями сучасної фізики міцності, руйнування матеріалів можна розглядати як заключну фазу складного багатоетапного процесу нагромадження пошкоджуваності, що закономірно розвивається на атомарному, нано- та мезоскопічному рівнях [28; 29]. В рамках енергетичної моделі процес тертя та зношування описується рівнянням енергетичного балансу трибосистем, а швидкість деструкції (зношування) контролюється швидкістю виробництва ентропії.

Із позиції уявлення про реологію в'язко-пружного фрикційного контакту механізми, що відповідають за нагромадження матеріалами пари тертя внутрішньої енергії і дисипацію (розсіювання) підведеної до трибосистеми зовнішньої механічної енергії, розглядаються в термінах внутрішнього тертя [2; 30]. Як зазначають автори такого підходу, за динамічного, циклічного характеру навантажень, характерних для зон дискретного фрикційного контакту, дисипативні процеси супроводжуються зміною (нагромадженням) внутрішньої енергії трибосистеми, а більша частка підведеної механічної енергії розсіюється у формі тепла за механізмами внутрішнього тертя [31]. Реологічні властивості фрикційного контакту визначають діючі механізми і рівень внутрішнього тертя та зумовлюють вирішальний вплив на формування напружено-деформованого стану поверхневих шарів металу і в кінцевому підсумку, на зносостійкість трибоспряжень [26].

Узагальнюючи різні підходи до фізичної природи процесів зовнішнього тертя і зношування металів, можна стверджувати, що основною причиною їх фрикційного руйнування є пружно-пластична деформація поверхневих шарів у фрикційному контакті. Саме вона обумовлює як кінетику трансформації структури поверхневого шару, так і кінетику нагромадження різного роду руйнівних пошкоджень. Сам процес зношування необхідно розглядати як кумулятивний стахостичний процес деградації елементів трибосистем, що складається із великої кількості мікроскопічних актів руйнування окремих поверхневих мікрооб'єктів матеріалів пари тертя.

1.3 Кількісний аналіз експлуатаційних дефектів деталей авіаційних трибомеханічних систем

У загальній проблемі забезпечення надійності машин питанням надійності АТ надається особливе значення. Багаторічний досвід експлуатації та аналіз результатів оцінювання технічного стану АТ за останні роки [10; 32-34] свідчить, що серед великої різноманітності дефектів деталей ПС і АД значне місце посідають дефекти трибологічного походження. Такі дефекти притаманні більшості деталей, які під час ремонту підлягають заміні або відновленню, а також складають один із основних видів дефектів, які спричиняють виникнення несправностей і відмов АТ у процесі експлуатації. Тому у дисертаційній роботі було поставлене завдання виконати кількісний аналіз експлуатаційних дефектів деталей авіаційних трибомеханічних систем. Методика проведення та дані, отримані за результатами такого аналізу, опубліковані в працях [35;36].

На рис. 1.4, рис. 1.5 наведено узагальнені дані відсоткового розподілу деталей АТ за видом експлуатаційних дефектів. Аналіз проводиться за результатами визначення технічного стану деталей під час ремонту літаків АН-24, АН-26, АН-32, АН-72, АН-74 та газотурбінного двигуна (ГТД) Д-36. До дефектів трибологічного походження відносились такі дефекти, як випрацювання і знос контактних поверхонь, зменшення натягу чи збільшення

зазору у спряженнях, пошкодження робочих поверхонь від схоплення, контактно-втомного та абразивного руйнування і інші подібні за характерними для зношування ознаками дефекти. Кількісне оцінювання відсоткового розподілу проводилась за коефіцієнтом пошкоджуваності конструкції виробу:

$$K = \frac{\sum_{i=1}^k n_i}{N} \quad (1.2)$$

де, $\sum_{i=1}^k n_i$ - кількість пошкоджених деталей конструкції виробу за i -тим дефектом, N – загальна кількість пошкоджених деталей конструкції виробу.

Як видно із діаграми відсоткового розподілу деталей за видами експлуатаційних дефектів для групи літаків (рис. 1.4), відсоток деталей, пошкодження яких пов'язано з тертям і зношуванням, становить близько 25 % і у загальній кількості дефектних деталей займає третє місце після деталей з такими дефектами як «тріщини», «руйнування» та «корозія». У загальній кількості дефектних деталей ГТД деталі з дефектами від тертя і зношування складають найбільший відсоток, який становить 27 % (рис. 1.5).

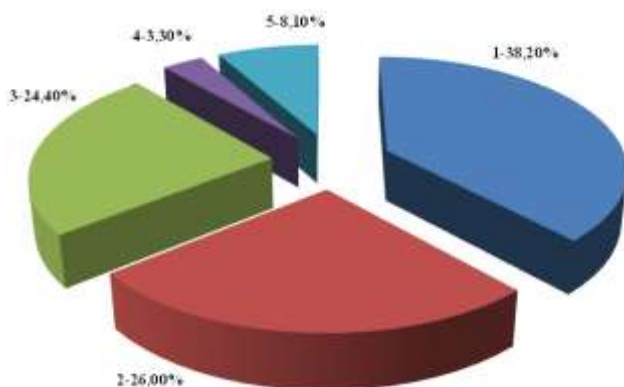


Рис. 1.4 Діаграма кількісного розподілу деталей за видами експлуатаційних дефектів на літаках: 1 – тріщини, руйнування; 2 – корозія; 3 – дефекти зношування; 4 – деформація; 5 – інші

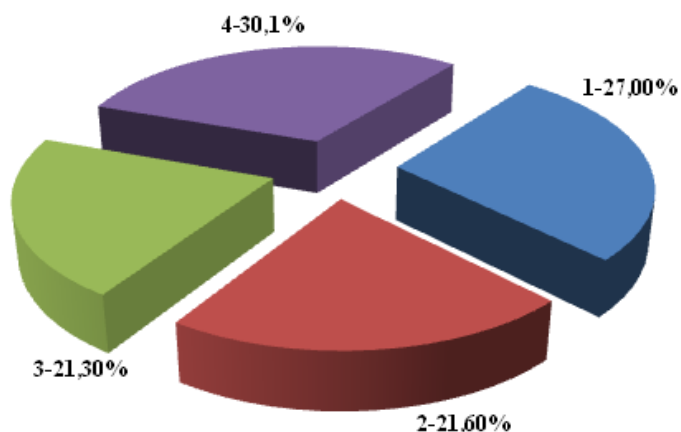


Рис. 1.5 Діаграма кількісного розподілу деталей за видами експлуатаційних дефектів на ГТД: 1 – дефекти зношування; 2 – механічні нагартування, забоїни, сколи; 3 – тріщини руйнування; 4 – інші

Велика різноманітність матеріалів пар тертя, різний характер і рівень діючих контактних та об'ємних навантажень, температур, фізико-хімічних

властивостей робочих середовищ та інших умов роботи деталей трибомеханічних систем ПС і АД призводять до різних трибологічних процесів, що відповідають за механізм їх поверхневого руйнування, характер і інтенсивність зношування. З метою визначення провідного виду зношування, що обумовлює втрату працездатності деталей АТ, було проведено аналіз відсоткового розподілу дефектних деталей за кінематичною ознакою їх відносного переміщення у спряженні.

Аналіз проводився на підставі даних дефектації деталей вузлів тертя трьох типів літаків, трьох типів гелікоптерів і двох типів авіаційних ГТД. Для аналізу відбирались деталі, на яких в процесі дефектації під час ремонту постійно фіксувався знос або інші характерні для вузлів тертя експлуатаційні пошкодження. Результати аналізу наведено в таблиці 1.1.

Таблиця 1.1

Розподіл деталей вузлів тертя авіаційної техніки за характером відносного руху, що спричиняє зношування

Характер відносного руху поверхонь	Частка пошкоджених деталей, %			Провідні види зношування
	Літаки	Гелікоптери	ГТД	
Відносне циклічне мікропереміщення(фретинг)	64,1	51,2	87,8	Фретинг-корозія
Ковзання при обертовому русі	11,4	14,2	8,5	Механо-окиснювальне зношування, абразивне зношування, зношування при схоплюванні
Ковзання при зворотно-обертовому русі	10,3	21,4	2,5	
Кочення	10,3	21,4	2,5	Втомне зношування з викришуванням і відшаруванням
Інші	10,3	1,6	1,2	

Із виділених за характером відносного руху видів тертя, в умовах яких зношуються деталі, для всіх типів АТ переважає тертя ковзання при відносному

циклічному мікропереміщенні. Такому виду тертя відповідає зношування спричинене фретинг-корозією [37;38].

Велику кількість деталей АТ, що пошкоджуються фретинг-корозією, можна пояснити тим, що цей вид зношування розвивається переважно в номінально-нерухомих і малорухомих вузлах і з'єднаннях. Об'єктивні передумови виникнення мікропереміщень у трибоконтакті і розвинення фретинг-корозії створюють циклічні і вібраційні навантаження, які для більшості конструктивних елементів, систем і агрегатів літаків, гелікоптерів і ГТД є постійно діючими факторами. Крім цього фретинг-корозія має прихований, так званий, латентний період розвитку і може бути виявлена лише після певного, часом тривалого періоду напрацювання. З цієї причини на стадії проектування та випродування ПС і АД не завжди можна передбачити можливість розвинення фретинг-корозії і вжити необхідних заходів для захисту деталей від пошкодження.

Особливістю фретинг-корозії є те, що цей вид поверхневого руйнування ініціює не тільки інтенсивне зношування металів, але і істотно знижує їх утомну міцність [39-41]. У результаті дійсна втомна міцність деталі виявляється значно нижчою ніж розрахункова, що може викликати непередбачене передчасне її руйнування. Тому було доцільно поділити дефекти, спричинені фретинг-корозією, на дефекти фретинг-зносу і дефекти фретинг-втоми. Результати такої систематизації, отримані для одного із типів авіаційних ГТД, наведено в табл. 1.2.

Визначаючи вид експлуатаційного дефекту, під фретинг-зносом розуміли будь-яку зміну топографії поверхні деталі за наявності об'єктивних передумов розвитку фретинг-корозії без передумов для виникнення втомного руйнування. Термін «фретинг-втома» відображає характер дефекту, коли в результаті спільної дії фретинг-корозії і циклічного навантаження можливе втомне руйнування деталі.

Таблиця 1.2

Поділ деталей вузлів тертя одного з типів авіаційних ГТД за видом експлуатаційних дефектів, що ініційовані фретинг-корозією

№ з/п.	Вид експлуатаційного дефекту	Частка деталей, що пошкоджуються, %	
		Частка за номенклатурою	Частка за кількістю деталей одного найменування
1	Фретинг-знос	45,2	31,5
2	Фретинг-втома	33,8	68,1
3	Інші дефекти від контактної взаємодії	21,0	0,4

Як видно із даних, наведених в табл. 1.2, з урахуванням загальної кількості деталей одного найменування, які пошкоджуються фретинг-корозією, більш ніж 2/3 припадає на деталі, що працюють в умовах фретинг-втоми. В цілому, враховуючи велику кількість в конструкціях ПС і АД вузлів і з'єднань, деталі яких одночасно зазнають тертя від малих вібраційних переміщень і дії циклічних навантажень, можна констатувати, що пошкодження фретинг-корозією є потенційно небезпечним з огляду фретинг-втомного руйнування.

Таким чином, результати виконаного аналізу свідчать про актуальність і виключно важливе значення завдання підвищення довговічності деталей трибомеханічних систем у вирішенні загальної проблеми забезпечення надійності і збільшення міжремонтних та загальнотехнічних ресурсів АТ. Особливо актуальним це завдання є для вібраційно- і циклічно- навантажених деталей номінально-нерухомих вузлів і з'єднань, довговічність яких обмежується недостатньою зносостійкістю функціональних поверхонь за умов розвитку процесів фретинг-корозії. Складний і важкопередбачуваний характер цього виду фрикційно-контактного руйнування матеріалів і об'єктивно існуюча на сьогодні тенденція до проектування машин за принципом високої живучості та рівноресурсності з мінімально безпечним запасом міцності, ставить проблему забезпечення фретингостійкості елементів конструкції в ряд першочергових і найбільш важливих завдань розвитку трибології як для авіаційного, так і загального машинобудування [10; 42-44].

1.4 Аналіз стану досліджень з проблематики зношування металів при фретинг-корозії

Дослідженню фретинг-корозії присвячено велика кількість праць, опублікованих у багатьох періодичних наукових виданнях, в матеріалах науково-технічних конференцій та у ряді монографій.

Значний внесок у вирішення проблем, пов'язаних із фретинг-корозією, внесли А.Я. Аляб'єв, Б.І. Балацький, М.Л. Голего, Д.Г. Грамаковський, О.П. Дацишин, В.С. Іванова, Л.Й. Івченко, Г.С. Калда, В.В. Ковалевський, І.В. Кудрявцев, В.М. Лозовський, І.А. Одінг, А.М. Петухов, В.І. Похмурський, Л. О. Сосновський, В.М. Степанов, Г.А. Томлінсон, Р.Б. Уотерхауз, Г.М. Філімонов, Г.В. Цибаньов, Ю.І. Шалапко, В.В. Шевеля та інші. У роботах цих авторів висунуто ряд гіпотез щодо природи фретинг-корозії, впливу фретинг-корозії на втомну міцність металів, встановлено закономірності фретинг-корозійного зношування і фретинг-втомного руйнування для різного класу металів і конструкційних сплавів, а також досліджено і запропоновано різноманітні методи боротьби із фретинг-корозією та підвищення фретинг-втомної міцності деталей. Разом з цим, не дивлячись на велику кількість і цінність виконаних досліджень, і натепер достатньо повного розуміння щодо механізмів керування процесами фретинг-корозійного зношування, з огляду на велику різноманітність діючих чинників, немає.

Уперше на особливий вид зношування металів, що виникав унаслідок відносних мікропереміщень деталей, було звернуто увагу і описано Е.М. Іденом, В.Н. Роудом, і Е.Л. Каннінгхеном у 1911 р. [47]. Сам термін «фретинг-корозія» уперше використано у 1927 р. Г.А. Томлінсоном [46] для визначення пошкодження поверхні сталевих деталей в умовах вібраційних малих переміщень, що супроводжувалось утворенням продуктів зношування із характерним для оксидів заліза червоно-коричневим кольором. Перша ґрунтовна робота присвячена фретинг-корозії опублікована Г.А. Томлінсоном, Г.Ж. Гафом і П.З. Торпом у 1939 р. [47].

Натепер загально визнаним вважається той факт, що причиною фретинг-корозії є специфічний характер фрекційної взаємодії металевих поверхонь, які супроводжуються деформацією і окисненням. У більш широкому значенні під фретинг-корозією розуміють явище руйнування контактних поверхонь металів під навантаженням унаслідок коливальних відносних переміщень з малою амплітудою в умовах дії корозійного (окиснювального) середовища. При цьому розрізняються поняття зношування в умовах фретинг-корозії і зношування в умовах фретингу.

Зношування в умовах фретингу – це аналогічний фретинг-корозії за характером фрикційно-контактної взаємодії спряжених поверхонь вид зношування, але на відміну від фретинг-корозії не супроводжується окиснювально-корозійними процесами. Такому виду зношування піддаються неметалеві матеріали, або метали і металеві сплави під час роботи у вакуумі чи атмосфері інертних газів.

Термін «фретинг» або «фретинг-процес» часто застосовують для відображення характеру контактної взаємодії поверхонь, у результаті якого розвивається зношування фретингом або фретинг-корозією, а термін «фретинг-пошкодження» – для характеристики дефектів, що виникають на поверхні деталі як наслідок таких видів зношування.

Існуючі уявлення щодо природи фретинг-корозії в основному ґрунтуються на корозійно-механічному підході до механізму руйнування поверхні металів. Разом з цим щодо ролі механічного і хімічного (корозійного) факторів у розвитку фретинг-корозії існують різні підходи.

У ранніх працях (1939 р. – Г. Томлінсон, 1953 р. – Фенг А.-Мінг, 1954 р. – Д. Годфрі, 1957 р. – Дж. Холлідей) провідна роль у розвитку фретинг-корозії відводилась механічному фактору. Механізм зношування, при цьому, розглядається як послідовність таких процесів:

- відокремлення дрібних частинок вільного металу через руйнування адгезійних зв'язків, що утворились під час тертя, та внаслідок руйнування мікроступів шорсткості поверхні при їх механічній взаємодії;

- окиснення відокремлених частинок металу;
- абразивне стирання поверхонь оксидними продуктами зношування під час їх переміщення у зоні контакту.

Одночасно, а також у більш пізніх працях, розвивались теорії, у яких провідна роль у розвитку процесу фретинг-корозії відводилась хімічному фактору (1954 р. – Х. Уліг, 1961 р. – Р. Уотерхауз). Взаємодія металу з навколишнім середовищем призводить до окиснення і утворення оксидних плівок. Роль механічного фактора, в цьому випадку, зводиться до активації взаємодії металу з киснем, руйнування і видалення продуктів окиснення з поверхні металу.

Важлива роль у розгляді механізму фретинг-корозії відводиться втомним процесам [21; 37; 48; 49]. Вважається, що втомному руйнуванню поверхні металів від фретинг-корозії значною мірою сприяє коливальний циклічний характер тертя. Висувались також теорії фретинг-корозії, в основу яких покладено явища дифузійної взаємодії контактних металів і електроерозії [50; 51]. Проте, ці теорії не набули подальшого розвитку.

Найбільш повне уявлення щодо механізму фретинг-корозії дає теорія, що ґрунтується на стадійності процесів нагромадження і розвитку дефектів поверхневих шарів металу [37]. Комплексний аналіз дозволив авторам цієї теорії виділити три основні стадії розвитку процесу фретинг-корозії .

На першій стадії відбувається пластичне деформування мікронерівностей шорсткості поверхонь. У місцях фактичного контакту по чергово протікають процеси деформаційного зміцнення матеріалів спряжених поверхонь і циклічна текучість підповерхневих шарів. Одночасно руйнуються природні оксидні плівки, утворюються контакти ювенільних поверхонь і виникають вузли схоплення. У наслідок руйнування мікровиступів і вузлів схоплення виникають первинні продукти зношування у вигляді дрібних частинок відокремленого металу, які надалі окиснюються.

На другій стадії швидкості утворення і видалення із зони контакту продуктів зношування зрівноважуються. У зоні тертя формується стійкий

прошарок з окиснених порошкоподібних продуктів зношування, які розділяють спряжені поверхні. Одночасно прошарок продуктів зношування виконує роль корозійно-активного середовища унаслідок адсорбції на оксидах кисню і вологи. Зміцнені на першій стадії поверхневі шари сприймають більш помірні циклічні зусилля. У приповерхневих шарах продовжують нагромаджуватися втомні пошкодження з одночасним підвищенням хімічної активності металу. Інтенсивність зношування на цьому етапі відносно невелика і відбувається здебільшого за рахунок руйнування оксидних плівок, що утворюються на активних поверхнях металу, та абразивної дії окиснених продуктів зношування, які, як правило, мають значно вищу твердість ніж вихідний метал.

Третя стадія характеризується підвищенням інтенсивності зношування. Поверхневі шари металу, які тривалий час сприймали циклічне контактне навантаження з одночасним розвитком окиснювальних і корозійних процесів, остаточно руйнуються і відбувається їх прогресивне відокремлення.

Поданий механізм описує розвиток фретинг-корозії в умовах тертя без мастильного матеріалу за невеликих амплітуд відносного переміщення, помірних питомих контактних навантажень і невисоких температур. За таких умов провідними процесами поверхневого руйнування металів при фретинг-корозії є окиснювально-втомні і корозійно-втомні процеси. За високих контактних навантажень, великих амплітуд відносного переміщення і підвищених температур переважний розвиток в умовах фретинг-корозії можуть набути процеси адгезійної взаємодії і схоплення, а в разі великої твердості продуктів фретинг-корозії – абразивне зношування.

Аналізуючи різні уявлення щодо механізму фретинг-корозії необхідно сказати, що натепер жодна з існуючих теорій не може достатньою мірою описати всю різноманітність процесів і явищ, що відбуваються при фретинг-корозії, та закономірності її розвитку. Разом з цим залежно від умов зовнішнього силового впливу, властивостей матеріалів контактних пар, виду та властивостей речовини навколишнього середовища, переважна роль у розвитку

фретинг-корозії буде належати одному із провідних процесів, який і буде визначати характер і інтенсивність поверхневого руйнування.

Параметрами зовнішнього силового впливу є амплітуда відносного переміщення контактних поверхонь, питома контактне навантаження, частота коливань, тривалість фрикційного навантаження. На основі узагальнення результатів досліджень, поданих у працях [37; 38], можна визначити характерні закономірності впливу параметрів зовнішнього силового навантаження на розвиток фретинг-корозії.

Величина зносу в умовах фретинг-корозії зростає зі збільшенням тривалості віброконтактного навантаження (кількості циклів фретингу), але інтенсивність зношування на різних стадіях процесу може бути непостійною. Найвища інтенсивність зношування, зазвичай, відзначається в початковий період фретингу. Надалі внаслідок окиснення поверхні металу і нагромадження в зоні контакту продуктів зношування інтенсивність зношування знижується. Якщо утворюються тверді продукти зношування і переважний розвиток набувають абразивні процеси, залежність величини зносу від кількості циклів фретингу може набувати іншого характеру.

Підвищення амплітуди відносного переміщення контактних поверхонь також викликає зростання величини зносу. За невеликих амплітуд величина зносу, зазвичай, збільшується пропорційно амплітуді, але у певному діапазоні амплітуд інтенсивність зношування може різко збільшитися і залежність величини зносу від амплітуди набуває параболічного або експоненціального характеру.

Досі не існує будь-якого чіткого обґрунтування нижньої і верхньої амплітудних меж фретинг-корозії. Надшвидке зростання зносу спостерігається у випадках, коли амплітуда відносного переміщення перевищує величину пружних деформацій мікровиступів шорсткості поверхонь, а також коли швидкість виходу продуктів зношування із зони контакту перевищує швидкість їх утворення. В останньому випадку важливу роль відіграє схема контактування спряжених поверхонь.

За умови постійної амплітуди відносних переміщень, величина зносу, як правило, збільшується пропорційно нормальному контактному навантаженню. Проте, такий характер залежності спостерігається у разі збільшення навантаження до деякої критичної величини, вище від якої настає стабілізація, а згодом і зниження величини зносу. Така закономірність пояснюється зміною механізму зношування. Якщо питомі контактні навантаження перевищують для даної пари матеріалів деяку критичну величину, то доступ кисню в зону контакту утруднюється. Унаслідок цього переважного розвитку набувають процеси схоплення, які супроводжуються взаємним перенесенням матеріалів між контактними поверхнями. Характер руйнування поверхонь при цьому змінюється від більш-менш рівномірного зношування до утворення глибоких локальних пошкоджень і наростів перенесеного металу.

Вплив частоти коливань на розвиток фретинг-корозії зумовлюється передусім зміною тривалості окиснювальних і корозійних процесів при дії на поверхню металу активних компонентів навколишнього середовища, а також температурними ефектами фрикційного нагріву. Із підвищенням частоти коливань у діапазоні від одиниць до тисяч циклів за хвилину величина зносу знижується до деякого мінімального значення, а потім стабілізується і навіть може збільшуватись.

Зниження зносу з підвищенням частоти коливань пояснюється зменшенням часу окиснення металу і, як наслідок, зменшенням товщини поверхневих оксидних плівок. Тонкі оксидні плівки в умовах тертя стійкіше протистоять зношуванню [6], а також (із чисто геометричних міркувань) у разі руйнування їх внесок у загальну величину зносу буде меншим.

Хімічний фактор зростання частоти коливань конкурує з температурним. Збільшення величини зносу за високих частот може зумовлюватись фрикційним нагрівом і зниженням міцності поверхневих шарів металу внаслідок підвищення в зоні контакту температури. Певний вплив на частотну залежність величини зносу від фретинг-корозії може справляти також зміна

втомної міцності металів. Зниження частоти циклічного навантаження, як відомо, знижує опір металів втомі [49].

Складний характер зміни мають температурні залежності фретинг-зносу [10; 38; 50]. Так, у праці [38] показано, що для металів, схильних до окрихчування, знос за від'ємних температур вищий ніж за нормальних. В області підвищених температур величина зносу з підвищенням температури до певного критичного значення, як правило, спочатку знижується, а потім може різко збільшитись навіть для високожароміцних сплавів [50].

Зниження величин зносу з підвищенням температури пов'язують з утворенням на контактних поверхнях міцно зчепленої з металом оксидної плівки, яка виконує роль твердого мастила і екранує поверхню металу від глибинного руйнування. Захисні функції оксидної плівки зберігаються доти, доки матеріал основи внаслідок підвищення температури не втратить міцність і несучу відносно до оксидної плівки здатність. У разі руйнування оксидної плівки інтенсифікуються процеси схоплення, що супроводжується глибинним руйнуванням контактних поверхонь. В якості параметра для характеристики несучої здатності окисної плівки запропоновано використовувати відношення її твердості до твердості основного металу [50]: чим більше відношення твердості оксиду до твердості металооснови, тим швидше руйнується оксидна плівка і вищим буде знос.

Описані закономірності поверхневого руйнування і зношування при фретинг-корозії у загальному випадку характерні для більшості металевих матеріалів. Проте, залежно від їх складу, структури, механічних і фізико-хімічних властивостей, різні матеріали можуть мати свої особливості і чинити різний опір зношуванню.

Необхідною умовою розвитку фретинг-корозії є наявність відносного циклічного мікропереміщення між спряженими поверхнями деталей. При цьому слід розрізняти два принципово різні випадки виникнення такого характеру контактної взаємодії. Перший пов'язаний з виникненням циклічних мікропереміщень незалежно від дії на деталь об'ємних циклічних навантажень,

другий – з дією на деталі циклічних об'ємних навантажень. У другому випадку фретинг-корозія ініціює не тільки зношування контактних поверхонь, але і більш швидке втомне руйнування деталей.

Авторами багатьох досліджень [37-39; 51-55] встановлено, що в залежності від амплітудно-силових параметрів фретингу, природи матеріалів контактної пари та їх технологічної спадковості, наданої різними методами оброблення, межа втомної міцності під дією фретинг-корозії може зменшитись більш ніж на половину, а втомна довговічність знижується в сотні разів. Враховуючи цю обставину, питання фретинг-утоми в загальній проблемі забезпечення міцності і довговічності конструкцій виділяють в окремий самостійний напрям досліджень.

У праці [5153] нараховується понад 50 різних параметрів, які на думку автора можуть істотно впливати на фретинг-знос і фретинг-втому. Під час проведення досліджень з оцінювання ступеня зниження циклічної міцності внаслідок фретинг-утоми задаються такі основні параметри, як величина контактного тиску, амплітуда відносного переміщення, кількість циклів фретингу.

Вплив фретинг-корозії на утомну міцність металів визначається, в основному, двома факторами [37; 38]. По-перше, утворенням в поверхневому шарі субмікро- та мікротріщин, розвинення яких під дією об'ємного циклічного навантаження в кінцевому підсумку викликає остаточне втомне руйнування. По-друге, в місцях розвитку фретинг-корозії в результаті зносу і утворення локальних пошкоджень поверхонь створюється додаткова концентрація напружень. Більш високу чутливість до фретинг-корозійного пошкодження сплавів з більшою початковою міцністю [52; 53] в цьому випадку можна пояснити більшою їх чутливістю до концентрації напружень, а також збільшенням швидкості поширення фретингових тріщин зі збільшенням рівня діючого циклічного навантаження.

Для з'ясування природи фретинг-утомного руйнування найбільш інформативними можуть бути залежності втомної довговічності від кількості

циклів фретингу $N_p=f(N_\phi)$. Аналіз таких залежностей, отриманих для сплавів ВТ8, ОТ4 і ВТЗ-1 [52] (рис. 1.6), показує, що уже на початковій стадії (до $N_\phi \sim 5 \cdot 10^4$ циклів фретингу) відбувається різке зниження втомної довговічності. Надалі зі збільшенням кількості циклів фретингу довговічність зразків до руйнування істотно не змінюється.

Подібна залежність $N_p=f(N_\phi)$ характерна для інших конструкційних сплавів [39; 53]. Очевидно, що зародження поверхневих дефектів таких, як субмікро- і мікротріщин, під впливом яких формується фретинг-утомна міцність металів, відбувається уже на ранніх стадіях розвинення фретинг-корозії. Швидкість росту тріщин буде передусім залежати від рівня об'ємного циклічного навантаження.

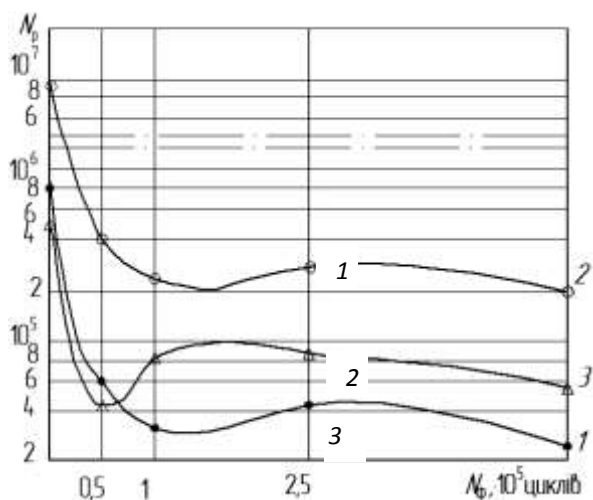


Рис. 1.6 Залежність довговічності до руйнування від кількості циклів фретингу за попереднього нанесення на зразки фретинг-пошкоджень: 1 – ВТ1-0; 2 – ОТ4; 3 – ВТ8. 1 – $\sigma_{-1}=0,2$ ГПа; 2 – $\sigma_{-1}=0,45$ ГПа; 3 – $\sigma_{-1}=0,55$ ГПа. Умови нанесення фретинг-пошкоджень: $P=19,6$ МПа; 1 – $A=150$ мкм 2 – 3 – $A=100$ мкм; $\nu =25$ Гц; $T=293$ К. Матеріал контрзразків – Сталь 45, термооброблена на твердість $Hv=5,9$ ГПа

У реальних з'єднаннях деталей і конструктивних елементів, що зазнають одночасної дії циклічних навантажень і фретинг-корозії розподіл контактних напружень на контактних поверхнях залежить від контактної жорсткості і визначається шорсткістю поверхонь та міцністю (твердістю) матеріалу. В загальному випадку контактні навантаження сприймаються окремими об'ємами поверхневого шару, розташованим на ділянках фактичного контакту. Зміщення

мікровиступів шорсткості однієї поверхні відносно іншої унаслідок фретингу призводить до руйнування оксидної плівки на поверхнях протягом одного півциклу фази переміщення, відновлення її і повторного руйнування протягом другого напівциклу.

Зрізання і деформування мікровиступів шорсткості та видалення оксидної плівки сприяють зближенню контактних поверхонь, утворенню адгезійних зв'язків і виникненню осередків схоплення. У разі нежорсткої схеми контактної взаємодії і достатньої здатності матеріалів до зсувної деформації, що відповідає більшості реальних конструкцій, руйнування осередків схоплення відбувається після деякої кількості циклів фретингу за механізмом малоциклової втоми. У випадку відсутності об'ємного циклічного навантаження цей процес завершується утворенням субмікро- і мікротріщин, їх злиттям з наступним відокремленням частинок зносу. У випадку одночасної дії фретингу і об'ємних циклічних навантажень поверхневі мікротріщини продовжують розвиватись в макротріщину і далі в магістральну тріщину.

Таким чином, роль фретинг-корозії при фретинг-втомі зводиться до утворення в місцях фактичного контакту дефектного шару, ініціювання виникнення і зростання втомних мікротріщин, утворення за тривалої дії фретинг-корозії геометричних концентраторів напруження. Ступінь зниження втомної міцності та циклічної довговічності за умов фретинг-втоми визначається як початковою міцністю матеріалу деталі, так і рівнем діючих циклічних об'ємних та контактних навантажень, амплітудою відносних вібропереміщень, поєднанням матеріалів у трибоспряженні та багатьма іншими факторами.

1.5 Огляд конструктивно-технологічних заходів боротьби з фретинг-корозією та прогресивних методів інженерії зносостійких поверхонь

Фретинг-корозія, як вид зношування, відрізняється різноманітністю форм прояву як за механізмом і характером руйнування поверхонь, так і за наслідками та ступенем її впливу на надійність трибомеханічних систем.

Систематизація результатів досліджень, присвячених проблемі боротьби з фретинг-корозією, свідчить [12; 37-39; 54-59], що пошук ефективних заходів підвищення фретингової довгостійкості може проводитись у наступних напрямках:

- конструктивними методами з метою попередження відносного вібраційного переміщення контактних поверхонь, або зменшення його амплітуди до безпечної величини;
- підбиранням найбільш сприятливого поєднання матеріалів контактної пари;
- застосування ефективних мастильних матеріалів і способів мащення;
- технологічними методами шляхом зміцнення, поверхневого модифікування, нанесення захисних покриттів.

Найбільш загальними конструктивними методами боротьби з фретинг-корозією є створення надійної напруженої посадки для з'єднань з натягом, збільшення зусиль затягування різьбових з'єднань, створення щільних штифтових, шпонкових та клепаних з'єднань, вибір раціональних конструктивних схем деталей і вузлів. Перша група методів дозволяють збільшити сили тертя в спряженнях та, як результат, знизити відносні переміщення контактних поверхонь. Вибором раціональної схеми конструкції можна досягти суттєвого зниження пошкодження від фретинг-корозії за рахунок оптимізації силових і кінематичних режимів роботи деталей, забезпечення зниження контактних мікропереміщень і місцевих концентраторів напружень. Рекомендується конструювати спряження так, щоб місця концентрації напружень на деталях не співпадали з місцями можливого виникнення фретинг-пошкодження.

У монографії Т. Н. Філімонова і Л. Т. Балацького [54] в якості ефективних конструктивних заходів запобігання фретинг-корозії і підвищення фретинг-утомної довговічності пропонується зміна форми охоплюючої деталі і посадочного місця шляхом скруглення гострих країв, конусного

розточування посадочного отвору з торців втулки, використання розвантажуючих виточок в охоплюючій деталі, зменшення товщини стінки у торців охоплюючої деталі. Останнє дає можливість до 20 % зменшити концентрацію напружень в зоні фретингу.

Для підвищення стійкості до фретингового зношування шліцьових з'єднань автор [57] рекомендує робити заглиблення в середній частині зуба для зменшення номінальної площі контакту, а для зниження концентрації напружень в зоні пресових з'єднань вісі залізничних вагонів з буксою пропонується проточувати спеціальні канавки [58].

Необхідно сказати, що для запобігання фретинг-корозії конструктивні методи не завжди можуть бути реалізовані або мати достатню ефективність. Так, К. Е. Філліпс [59] вважає, що недоцільно іти шляхом усунення відносного переміщення спряжених поверхонь так, як навіть деформації в області пружності можуть бути достатніми для виникнення фретинг-корозії. Крім того, усунення вібропереміщень деталей пов'язано із збільшенням їх жорсткості, що викличе не бажане для багатьох конструкцій збільшення їх габаритних розмірів і маси.

Суттєве зниження пошкоджуваності від фретинг-корозії може бути досягнуто вибором раціонального поєднання матеріалів пари тертя. Так, Г. А. Томлінсон з співробітниками [47] за результатами дослідження фретинг-корозії таких матеріалів, як загартована сталь, середньовуглецева сталь, хром, латунь, нікель, скло показали, що пари за участю латуні мали найменше пошкодження, в той час, як нержавіюча сталь у поєднанні з любим іншим матеріалом давала найбільш високу ступінь руйнування.

Результати досліджень багатьох авторів [39; 60; 61] свідчать, що завдяки правильному вибору матеріалів накладок також суттєво можна зменшити негативний вплив фретинг-корозії на втомну міцність. Разом з тим можна констатувати, що для металевих матеріалів не існує такого поєднання матеріалів у контактній парі, яке б давало можливість повністю уникнути

фретинг-корозії. До того ж, на тепер, не встановлено будь яких універсальних принципів для конструювання стійких до фретинг-корозії спряжень [39].

Як ефективний захід попередження пошкоджень від фретинг-корозії рекомендується забезпечувати відносно проковзування поверхонь при фретингу з мінімальним коефіцієнтом тертя. Це може бути досягнуто використанням різних мастильних матеріалів: рідких, пластичних, твердих [12; 38; 62-65.]. Мащення зменшує силу фрикційного навантаження поверхневих шарів, знижує корозійний вплив зовнішнього середовища, сприяє більш рівномірному розподілу на поверхнях контактних навантажень.

Р. Б. Уотерхауз в своїй праці [38] вказує, що більшість практичних досліджень з запобігання фретинг-корозії за допомогою рідких мастил було виконано на підшипниках кочення при моделюванні умов виникнення пошкоджень типу «несправжнє бренелювання». При цьому в одних дослідженнях було встановлено, що мастила з більш низькою в'язкістю забезпечували меншу ступінь пошкодження, а в інших не виявлено будь якої різниці між протифретинговою дією різних мастил.

У випадку розвинення фретинг-корозії в умовах нормального до поверхонь вібраційного навантаження в режимі співударяння ступінь фретингового руйнування матеріалів за наявності мастильного матеріалу може бути набагато вищою ніж за повної відсутності мастила. Такий результат пов'язують з вимиванням продуктів зношування із зони контакту та, як наслідок, втратою їх захисної дії, а також ефектом розклинюючої дії мастила при проникненні його у поверхневі мікротріщини. Останнє сприяє формуванню контактнo-втомних пошкоджень і в декілька разів може знизити втомну довговічність [66].

Систематизація досліджень з використання для попередження фретинг-корозії пластичних мастильних матеріалів дозволила авторам [38; 39] зробити висновок, що їх антифретингові властивості залежать в основному від здатності мастила проникати в зону контакту, стійкості до перетирання і здатності утворювати на поверхні деталі міцні граничні мастильні шари. Відмічається

також сприятливий вплив на протизношувальні властивості мастил присадок на основі хлористих, сірчанних та фосфатних сполук. Позитивну роль в цьому випадку відіграють вторинні тонкоплівочні структури, що утворюються на поверхні металу у наслідок хімічної взаємодії з присадками. Стосовно ефективності таких антифрикційних домішок, як графіт і дисульфід молібдену, однозначної відповіді не дається.

В цілому аналіз робіт присвячених використанню мастильних матеріалів як методу боротьби з фретинг-корозією свідчить, що будь-який мастильний матеріал і спосіб введення його в зону контакту за умов наявності відносних мікропереміщень не виключає процес фретингового зношування, а лише може уповільнити його інтенсивність. Тому мащення, у тому числі із застосуванням твердих мастильних матеріалів, розглядається як спосіб відтермінування, а не як кардинальний метод боротьби з фретинг-корозією [38].

Найбільші можливості для попередження фретинг-корозії дають технологічні методи. Згідно класифікації, поданої А. Я. Аляб'євим [67], до цієї групи відносяться різні способи оброблення контактних поверхонь деталей, які підвищують твердість, корозійну стійкість, попереджають металевий контакт, знижують коефіцієнт тертя, тобто методи, що гальмують розвинення провідних процесів фрикційного руйнування при фретинг-корозії – захоплення, втомно-окиснювальних, корозійно-утомних і абразивних процесів.

Технологічні методи підвищення зносостійкості і втомної довговічності деталей і з'єднань в умовах фретинг-корозії розглядались в багатьох працях [2; 10; 12; 37-44; 55; 56; 67-74]. З цією метою застосовувались методи поверхневого пластичного деформування, модифікування поверхонь термодифузійним насиченням різними елементами, електроіскровим легуванням, оброблення поверхонь концентрованими джерелами енергії, нанесення гальванічних, газотермічних і інших захисних покриттів. В галузі триботехнології авіаційного спрямування, особлива увага надається методам підвищення фретингостійкості титанових сплавів і трибоспрямлень деталей гарячої частини ГТД.

І. В. Кудрявцев [68] досліджував вплив поверхневого пластичного деформування (ППД) на фретингостійкість. Результати, отримані на двофазному $\alpha+\beta$ – титановому сплаві зміцненому віброударним способом показали, що таке оброблення не дає позитивного результату. На зміцнених зразках, як і на зразках підданих тільки шліфуванню, після 15...30 хвилин випробування з'явилися помітні пошкодження. Величина зносу у цьому дослідженні не визначалась. Тому кількісно оцінити вплив ППД на фретингостійкість не виявляється можливим.

Натомість, експериментальні дані, отримані на зразках із нормалізованої середньовуглецевої сталі показали [2; 37], що у результаті ППД такими методами, як пневмодробоструменеве нагартування і віброшліфування з наступним віброзміцненням, інтенсивність зношування поверхонь в умовах фретинг-корозії зменшилась у 1,5...3 рази. Одночасно в багатьох дослідженнях, виконаних на різних конструкційних сплавах, відмічається виключно позитивний вплив зміцнення методами ППД на фретинг-утомну міцність як для сталей, так і для алюмінієвих і титанових сплавів [38; 39; 68-70].

Традиційними і такими, що отримали широке застосування методами поверхневого зміцнення і підвищення зносостійкості деталей є поверхневе гартування і технології модифікування поверхневих шарів термодифузійним насиченням (методи хіміко-термічного оброблення – ХТО).

Дослідженнями авторів [72] встановлено, що поверхневе гартування середньовуглецевої сталі дозволило суттєво підвищити опір адгезійному зношуванню і у 3-4 рази підвищило зносостійкість при фретинг-корозії.

Автори [37; 39] приводять результати порівняльних випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії сталевих зразків у нормалізованому стані, підданих поверхневого гартуванню струмами високої частоти та зміцнених методами ХТО. Дослідженнями [37] показано, що правильно вибраний режим високочастотного гартування дозволяє сформувати у поверхневому шарі мартенситну мілкогольчасту структуру з високою твердістю і міцністю. Одночасно у поверхневому шарі створюються високі

залишкові напруження, що в підсумку і призводить до підвищення зносостійкості.

Ефективними технологічними методами, які дозволяють підвищити опір руйнуванню конструкційних сталей фретинг-корозією при одночасному підвищенні фретинг-втомної довговічності, визнано такі методи ХТО, як алітування, борування, хромування, ванадування. З огляду на підвищення фретингостійкості ще більшу ефективність показали методи комплексного термодифузійного насичення – бороміднення, боросиліцидування, карбохромування [37; 73]. В той же час відмічається [39], що такі розповсюджені у авіабудуванні методи ХТО, як цементація, азотування, ціанування в умовах фретинг-корозії показують недостатню зносостійкість.

Виконувались також дослідження з підвищення триботехнічних властивостей сплавів на основі титану із застосуванням іонно-плазменого азотування [74; 75], багатокомпонентного газофазного термодифузійного насичення елементами втілення [76; 77], термічного оксидування і оксидування при імпульсній обробці в розчинах кислот [78; 79]. Авторами цих праць відмічається значне підвищення експлуатаційної антифрикційності титанових сплавів зазначеними методами у парах тертя ковзання. В умовах фретинг-корозії їх ефективність не досліджувалась.

Для підвищення зносостійкості та запобігання схоплення деталей вузлів тертя в практиці широкого застосування набули електролітичні (гальванічні) покриття. Серед металевих гальванічних покриттів для підвищення довговічності і відновлення розмірів зношених деталей в авіабудуванні застосовують тверді хромові і нікелеві електролітичні покриття.

Гальванічні хромові покриття за оптимально вибраного режиму хромування дають хороший результат з підвищення опору фретинг-корозійному зношуванню, але мають суттєвий недолік: знижують механічні властивості конструкційних сталей при тривалому статичному і циклічному навантаженні. Підвищення циклічної міцності хромованих деталей при одночасному підвищенні їх фретингостійкості може бути досягнуто

поверхневим пластичним деформуванням шляхом алмазного вигладжування [80]. Натомість, авторами [81; 82] за результатами випробувань зразків із м'якої сталі і сталі, що містила 0,22 % С і 0,65 % Мп, наводяться дані позитивного впливу електролітичного нікелювання на фретинг-втомну міцність. Так, нанесення покриття із Ni-Co підвищило фретинг-втомну витривалість м'якої сталі на 58 % [81], а покриття Ni збільшило межу фретинг-втомної міцності зразків із сталі з 0,22 % С і 0,65 % Мп - на 61 % [82].

За даними досліджень, отриманих авторами [83], зносостійкість хромового і нікелевого електролітичних покриттів на титанових сплавах може в десятки разів перевищувати зносостійкість не зміцненого сплаву. При цьому спостерігалось значне зменшення коефіцієнта тертя і підвищення гранично допустимих параметрів контактного навантаження. Але відзначається, що адгезія хрому і нікелю з титаном не забезпечує достатньо міцного зчеплення покриття з основою, тому хромування і нікелювання допускається використовувати за умов відносно невисоких контактних навантажень і наявності достатньо ефективного мащення. До того ж, необхідно враховувати, що в останній час, у зв'язку з високою токсичністю і канцерогенністю сполук хрому та проблемою їх утилізації, застосування електролітичного хромування суттєво обмежується і потребує розроблення та впровадження альтернативних, більш екологічно безпечних і трибологічно ефективних технологій поверхневого зміцнення і відновлення деталей [84-86].

З метою усунення схоплення і підвищення антифрикційності пар тертя гальванічним способом на робочій поверхні однієї із деталей пари осаджують тонкі шари м'яких металів – міді, олова, свинцю, срібла, кадмію, латуні. Автори [37] наводять результати досліджень, які показують, що покриття гальванічного олова при амплітуді відносного переміщення і питомих контактних навантаженнях в діапазоні 10 МПа ... 50 МПа має у 2 ... 5 рази більшу фретингостійкість у порівнянні із нормалізованою сталлю 45. Дещо нижчий, але очевидний позитивний результат отримано на зразках, підданих кадмуванню і срібленню. В той же час у ряді публікацій відмічається недостатня

ефективність застосування гальванічних покриттів із м'яких металів для запобігання фретинг-корозії у номінально-нерухомих з'єднаннях. Так, нанесення тонкого шару електролітичного срібла на хвостовики робочих титанових лопаток компресора ГТД виявилось недостатньо ефективним для усунення фретинг-корозії у замковому з'єднанні лопаток з диском [87; 88]. Відносно малу фретингостійкість проявили свинцеві електролітичні покриття [37].

Позитивний ефект у запобіганні фретинг-корозії, притаманний більшості покриттів із м'яких металів, пояснюється їх високою пластичністю, малим опором зсуву, міцною адгезією з основним металом. Для підвищення триботехнічних властивостей таких покриттів рекомендується наносити їх на попередньо зміцнену, більш тверду поверхню металу. Так, застосування двохшарового покриття у складі твердого підшарку із композиції Ni-Cr-B-Si і зовнішнього шару гальванічної міді дозволило практично повністю усунути фретинг-корозію фланцевих поверхонь корпусних деталей вантажних автомобілів [89]. Підшарок із молібдену дозволив значно зменшити коефіцієнт тертя при одночасному зниженні інтенсивності зношування срібного покриття [90].

Зниження коефіцієнта тертя і підвищення зносостійкості покриттів із м'яких металів може бути досягнуто також введенням до їх складу таких твердомастильних компонентів, як графіт, дисульфід молібдену, політетрафторетилен [91; 92]. В літературних джерелах [12; 93] наводяться також приклади застосування для підвищення довговічності деталей деяких комбінованих способів оброблення поверхонь за участю електролітичних покриттів із м'яких металів, зокрема, електролітичне міднення з наступною пасивацією, електролітичне міднення з наступним дифузійним легуванням алюмінієм.

Окрему групу захисних покриттів поверхні металів складають неметалічні хімічні та електрохімічні покриття. В авіабудуванні серед таких покриттів найбільше розповсюджене для сталевих деталей отримали фосфатні покриття, для деталей із алюмінієвих і титанових сплавів покриття, отримані електрохімічним анодуванням.

Фосфатування застосовується як самостійна операція для захисту від корозії і підвищення зносостійкості деталей, а також як підготовча операція під нанесення лакофарбових покриттів та для покращення утримання по поверхнях тертя мастильних матеріалів. На сприятливий вплив одночасного фосфатування поверхонь тертя деталей спряження сталь - алюмінієвий сплав для попередження фретинг-корозії за умов мащення вказується у праці [38] з посиланням на дослідження, виконані Р. Т. Ральфом і К. Райт. Але одночасно відмічається, що у разі, коли фосфатуванню піддавалась лише одна поверхня, то помітне пошкодження від фретинг-корозії відбувалося навіть за наявності мастила.

Аналогічний результат отримано авторами [39] при комбінованому методі випробування зразків термообробленої і фосфатованої сталі 40ХНМА на фретинг-втому у парі з розрізними втулками із однойменного матеріалу. Експерименти показали, що в умовах фретинг-корозії сама фосфатна плівка не призвела до суттєвої зміни зносостійкості зразків, а границя витривалості фосфатованих зразків з втулками виявилась на 7 % нижче у порівнянні із зразками без фосфатного покриття. В той же час фосфатування у поєднанні з твердомастильним покриттям на основі фторопласту – 32 л за таких же умов випробувань на фретинг-втому підвищило границю витривалості зразків у порівнянні із зразками без покриття і тільки фосфатованими зразками відповідно на 88 % і 100 %.

Анодування полягає у штучному збільшенні товщини оксидної плівки на поверхні деяких металів електрохімічним шляхом у розчинах електролітів. На алюмінієвих сплавах, підданих глибокому анодуванню, анодна плівка складається із двох шарів: тонкого внутрішнього безпористого шару, що примикає до металу, і зовнішнього товстого пористого шару. Анодні плівки на алюмінієвих сплавах відрізняються висотою твердістю і міцністю, що забезпечує ефективний захист їх поверхні від фретинг-корозії у парі із сталлю навіть у відсутності мащення [38]. В той же час, результати випробувань на фретинг-втому показали [39], що нанесення анодної плівки на зразки

алюмінієвого сплаву Д16Т у контакті з втулками із одноіменного матеріалу без покриття незначно підвищило фретинг-втомну витривалість на базі $2 \cdot 10^7$ цикл. При контактному навантаженні 20...30 МПа у порівнянні з неанодованими зразками.

Дослідженнями виконаними у праці [94] показано, що ефективність захисної дії анодних покриттів на деталях із алюмінієвих сплавів може бути суттєво підвищена шляхом заповнення пор анодної плівки сумішшю парафіну і сірки. Заповнення проводиться у спеціальних ваннах із розчином сірки і парафіну в органічних розчинниках таких, як бензол чи сірководень. Після такої обробки в процесі тертя в парі із сталлю відбувається сульфидування сталеві поверхні, що забезпечує одночасне підвищення зносостійкості поверхні і алюмінієвого сплаву і спряженої з нею поверхні сталі.

Як і для алюмінієвих сплавів, анодні оксидні покриття можуть бути ефективним засобом підвищення антифрикційних властивостей сплавів на основі титану. У праці [38] приводяться результати досліджень, виконаних Ф. де'Лаатом і Т. Адамсом, які оцінювали зносостійкість титанового сплаву Ti-6Al-4V підданого анодному окисленню в лужній ванні. Відмічається, що отримані на поверхні сплаву оксидні плівки показали хороші результати в умовах однонаправленого тертя ковзання, особливо при їх комбінації із мастильними матеріалами у вигляді сухого плівкового твердого мастила. При коливальному ковзанні (фретингу), умови якого спричиняють порушення ламінарної орієнтації твердого мастила і вважаються більш жорсткими, комбінація оксидного покриття і мастильного матеріалу виявилось менш ефективною. Але автори стверджують, що експлуатаційної якості анодної оксидної плівки більш ніж достатньо для більшості практичних завдань.

Значний інтерес для захисту від захисту від фретинг-корозії можуть представляти неметалеві полімерні покриття. В літературних джерелах наводяться результати дослідження зносостійкості в умовах малих вібраційних переміщень таких полімерних покриттів, як пластмасові плівки ЛК—И, МПС-1, ПФЕ-2/10 [95], наірітові покриття [96], покриття сформовані із композиції на

основі політетрафторетілену, епоксидних і фенольних смол наповнених такими антифрикційними домішками як дисульфід молібдену, порошок свинцю, графіт [2; 38; 97; 98]. Автори відмічають достатньо високу ефективність таких покриттів як для попередження пошкодження фретинг-корозією металевих поверхонь, так і для підвищення фретинг-утомної довговічності елементів трибосистем. Однак захисна дія тонкоплівкових полімерних покриттів суттєво залежить від температури і амплітудно-силових параметрів фретингу, а експериментальних даних для прогнозування їх довговічності для різних умов роботи трибоспрямижень недостатньо.

Для надання робочим поверхням деталей високої твердості і зносостійкості широкого застосування набули такі методи оброблення, як модифікування поверхонь лазерним випромінюванням і електроіскровим легуванням [99-118].

Лазерне термозміцнення і лазерне легування дають змогу в широких межах змінювати фізико-механічні властивості поверхонь металів і сплавів за рахунок структурних і фазових перетворень в зоні дії лазерного променя та зміни хімічного складу приповерхневих об'ємів металу. Результати експериментальних досліджень [101-106] свідчать про те, що лазерна обробка дозволяє підвищувати не тільки характеристики поверхневої міцності металів, але і такі залежні від стану поверхні властивості як тріщиностійкість, опір корозії і опір зношуванню. Так, в дослідженнях, виконаних на різного класу вуглецевих і легованих сталях, зміцнення поверхні лазерним обробленням забезпечило підвищення фретингостійкості в 1,5 ... 3 рази [105]. При цьому встановлено, що лазерне термозміцнення знижує чутливість сталі до контактного навантаження при фретинг-корозії.

У праці [106] випробування на зношування в умовах фретинг-корозії зразків титанового сплаву ВТ9, підданих лазерному термозміцненню, показали підвищення зносостійкості в 2...2,5 рази, що пояснюється формуванням мікроструктури зон зміцнення з більш високою ніж у вихідного сплаву мікротвердістю. Авторами [99] показана реальна можливість зміцнення

титанових сплавів лазерним легуванням, зокрема, насиченням оплавленої зони такими елементами, як азот і хром.

За допомогою імпульсної лазерної обробки вдалося підвищити опір фретинг-утомі алюмінієвого сплаву 7075-76 (Al-5,5Zn-2,5Mg-1,5Cu-0,3Cr) [102]. Лазерні технології також можуть мати широкі можливості для створення зміцнених мастилоємних і стійких до фретингового зношування поверхонь [107-112], а також для підвищення експлуатаційних властивостей попередньо нанесених на деталі різними методами металопокриттів [113-118]. Однак, ці процеси поки що недостатньо вивчені і потребують подальших досліджень.

При електроіскровому легуванні відбувається перенесення під дією електричного іскрового розряду матеріала з легуючого електрода (анод) на поверхню деталі, що обробляється (катод). Сформований поверхневий шар є результатом взаємодії між елементами вихідної поверхні металу, елементами легуючого електрода і речовиною навколишнього середовища, а також імпульсної дії на поверхню високих температур і тиску.

На сьогодні найбільш повно досліджені закономірності формування структури і властивості поверхневих шарів металів при електроіскровому легуванні такими металами як Ni, Cr, Co, Al, сплавами на основі Fe, Ni і тугоплавкими з'єднанням перехідних металів з вуглецем, азотом, бором, кремнієм [119-123]. Результати виконаних досліджень показали, що електроіскрове легування має великі можливості для підвищення працездатності деталей в парах тертя, в тому числі при роботі в умовах високих контактних навантажень і в широкому діапазоні температур. Ефект підвищення зносостійкості істотно може підсилитись дифузійним насиченням, зокрема, азотуванням [2], лазерним оплавленням [124] попередньо сформованих електроіскровим легуванням покриттів, формуванням шляхом вибору складу легуючих елементів і схем легування дискретних глобулярних структур [125], багатошарових і адаптивних покриттів [126-128].

Серед технологій отримання захисних покриттів та відновлення деталей широкого застосування набули газотермічні методи такі, як електродугова

металізація, газополуменеве, плазмове і детонаційне напилювання [129-134]. Ці методи ґрунтуються на єдиному принципі формування покриттів із дискретних частинок матеріалу, нагрітих і прискорених високотемпературним газовим струменем.

Важливою особливістю методів газотермічного напилювання (ГТН) є можливість керування складом, структурою і властивостями покриттів шляхом вибору компонентів вихідного матеріалу, технологічних режимів напилювання, конструктивних схем нанесення покриття. Розробленню матеріалів для ГТН – покриттів, установленню зв'язку між їх структурно – фазовим складом, технологічними параметрами напилювання і властивостями присвячена велика кількість праць [135-142], в тому числі праць з дослідження зносостійкості ГТН – покриттів в умовах фреттинг – корозії [143-145]. Узагальнюючи результати таких досліджень можна констатувати, що найбільш перспективним вирішенням проблеми забезпечення високої зносостійкості поверхонь методами ГТН є застосування композиційних покриттів. Для підвищення довговічності ГТН – покриттів по критерію адгезійно - когезійної міцності і циклічної міцності системи «покриття – основа» перспективним є створення дискретних і, так названих, багат шарових градієнтних покриттів з плавним переходом фізико-механічних властивостей від зовнішньої поверхні покриття до матеріалу основи [139; 146].

В останній час у розвитку технологій поверхневого зміцнення деталей найбільш прогресивним напрямом, що дозволяє різко підвищити експлуатаційні властивості поверхонь тертя, є розроблення і застосування багатоопераційних, так названих, дуплексних методів. Ці методи ґрунтуються на послідовному або одночасному використанні для створення зносостійких поверхневих шарів двох або більшої кількості технологічних методів. Серед дуплексних технологій трибологічного спрямування найбільш інтенсивно розвиваються методи електроконтактного термомеханічного зміцнення, які поєднують оброблення лазерним випромінюванням з наступним термодифузійним насиченням поверхні деталі різними елементами,

електроіскрове легування з подальшим лазерним оплавленням чи термодифузійним насиченням, оброблення концентрованими потоками енергії нанесених на поверхню деталей термодифузійних, електролітичних та газотермічних покриттів. Застосування комбінованих методів дає можливість створювати поверхневі шари з самим різним фізико-механічними властивостями і багаторазового підвищити зносостійкість деталей [146-150].

Висновки до розділу 1. Мета та завдання дослідження.

1. Виконано аналіз процесів, що відбуваються в трибологічних системах і відповідають за втрату їх працездатності. Показано, що переважна більшість несправностей і відмов у роботі машин і механізмів виникає в наслідок зносу і пов'язаних з контактною взаємодією руйнувань деталей. Тому проблема забезпечення високих показників зносостійкості деталей і елементів конструкції машин є необхідною умовою підвищення їх надійності і ресурсу.

2. Розглянуто сучасні уявлення щодо природи зовнішнього тертя та механізму зношування матеріалів за умов тертя ковзання. Найбільш важливими положеннями, на яких ґрунтуються сучасні теорії тертя та зношування, є положення про дискретність контакту реальних поверхонь твердих тіл, що формує умову втомного механізму руйнування поверхневих шарів, теорія структурної пристосовуваності матеріалів та саморегулювання процесів тертя та зношування, концепції енергетичної моделі трибопроцесів та структурно-революційних механізмів релаксації напружень і дисипації підведеної до трибосистеми механічної енергії. Разом з цим, на сьогодні, не одна із існуючих теорій не дає можливості сформулювати універсальні принципи керування всією сукупністю трибологічних процесів, що відповідають за зносостійкість деталей вузлів тертя. Вирішення задач створення високоресурсних зносостійких матеріалів і функціональних тертьових поверхонь потребує врахування конкретних умов роботи трибосистеми і особливості механізму зношування елементів трибоспряжень.

3. Кількісний аналіз даних щодо причин втрати працездатності деталей АТ свідчить, що серед дефектів деталей трибомеханічних систем найбільший відсоток виникає у мінально-нерухомих вузлах і з'єднаннях у наслідок розвитку фретинг-корозії. В середньому, для різних типів АТ відсоток деталей, що пошкоджуються фретинг-корозією, складає від 65% до 87%. Переважна більшість таких деталей відноситься до категорії деталей обмеженої довговічності, які суттєво знижують надійність і економічну ефективність експлуатації та ремонту АТ.

4. Аналіз стану досліджень з проблематики фретинг-корозії та стану трибологічного забезпечення працездатності вузлів тертя АТ показав, що технологічні методи, які на сьогодні застосовуються в практиці авіабудування і ремонту АТ для підвищення контактної міцності і зносостійкості деталей, в багатьох випадках уже не задовольняють все більш зростаючим вимогам до надійності і ресурсу АТ. Складність розробки ефективних методів запобігання фретинг-корозійному зношуванню значною мірою пов'язана з відсутністю достатньо повного розуміння щодо механізмів керування процесами зношування, критеріїв та методів оцінювання та прогнозування працездатності деталей і спряжень з урахуванням різних форм прояву фретинг-корозії і умов фретинг-контактної взаємодії деталей.

Таким чином, із вище сказаного витікає, що актуального науково-технічною проблемою, яка потребує вирішення, є розробка науково-обґрунтованих підходів до забезпечення високого і прогнозованого рівня довговічності деталей авіаційних трибомеханічних систем шляхом створення методів формування функціональних поверхонь і матеріалів з необхідними керованими властивостями та методів оцінювання і прогнозування фретинг-корозійної сумісності і зносостійкості елементів трибосистем. Визначена проблематика дає підстави сформулювати наступні основні завдання досліджень:

- на основі аналізу стану конструктивно-технологічного забезпечення зносостійкості деталей авіаційних трибомеханічних систем обґрунтувати

актуальність досліджень, спрямованих на вирішення проблеми підвищення довговічності деталей, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії.

- для різного класу конструкційних сплавів встановити вплив природи матеріалів контактної пари, геометрії контакту, параметрів і схем віброконтактного навантаження на закономірності перебігу процесів фретинг-корозійного зношування. Розкрити механізми трибологічних процесів, що відповідають за інтенсивність поверхневого руйнування матеріалів та визначити критерії оцінювання їх фретинг-корозійної сумісності і зносостійкості.

- розробити концепцію формування поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної зносостійкості. Експериментально встановити закономірності впливу хімічного, структурно-фазового складу, фізико-механічних характеристик, технологічних параметрів і схем їх формування на триботехнічні властивості.

- теоретично обґрунтувати підхід до вибору складу компонентів і принципу конструювання зносостійких сплавів для трибовузлів, що працюють в екстремально високих температурних умовах. Для визначеного класу сплавів встановити закономірності впливу їх хімічного, структурно-фазового складу і температури на зносостійкість в умовах високотемпературного фретингу.

- на основі експериментальних досліджень та фізичного моделювання процесів, що розвиваються в зоні трибологічного контакту, сформувані системні уявлення щодо механізмів забезпечення підвищеної зносостійкості сплавів в умовах високотемпературного фретингу.

- для умов фретинг-корозійного зношування розробити аналітично-розрахунковий метод оцінювання зносостійкості поверхневих шарів.

- на основі результатів досліджень розробити і рекомендувати для підприємств авіапромислового комплексу і підприємств споріднених галузей машинобудування практичні рішення щодо підвищення довговічності деталей трибомеханічних систем.

РОЗДІЛ 2

ОСНОВНІ МЕТОДИ І МЕТОДИКИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Методики і устаткування з випробувань на зношування при фретинг-корозії

Дослідження зносостійкості матеріалів за умов зношування при фретинг-корозії потребує моделювання контактної взаємодії між спряженими поверхнями в режимі тангенціальних відносних вібропереміщень. Умови випробувань повинні найбільш точно відповідати умовам роботи реальних деталей. Така постановка задачі вимагає застосування таких методів трибологічних випробувань, які б дозволяли реалізувати різні схеми контакту та проводити випробування в широкому спектрі температур та амплітудно-силових параметрів фретингу.

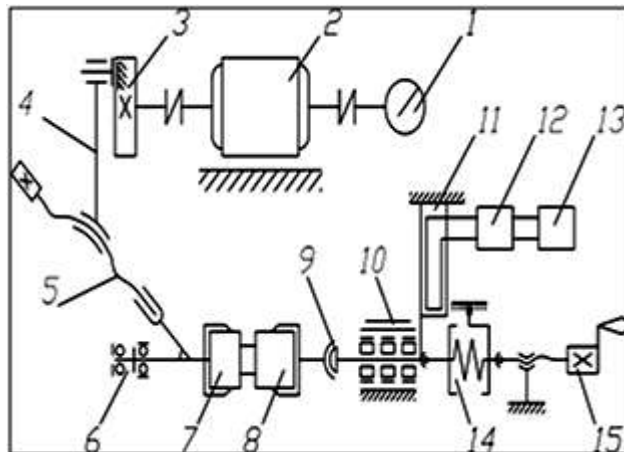
В основу прийнятої в роботі методики проведення випробувань на зношування при фретинг-корозії покладено комплексне дослідження кількісних (знос, інтенсивність зношування, коефіцієнт тертя) та якісних (характер руйнування поверхні, зміна хімічного складу поверхні) показників тертя трибопарі. Випробування проводились на машині тертя МФК-1 [37] та удосконаленому вібраційному трибометрі ИМФ, устрій якого описано в праці [151]. Загальний вид та принципова схема машини тертя МФК-1 і вібраційного трибометра представлені відповідно на рис. 2.1 а, б і рис. 2.2 а, б.

Установка МФК-1 працює наступним чином: електродвигун 2 передає обертальний рух ексцентрику 3 із регульованим ексцентриситетом. Частота обертання і кількість оборотів реєструються приладом 1. Нерухомий зразок 8 закріплюється у вільно центрованій цанзі 9, встановленій на валу рухомої бабки 10. Навантаження зразків здійснюється гвинтовим навантажувальним пристроєм 15. Величина осьового навантаження на зразки реєструється за допомогою динамометра ЗИП 02-79 типу ДОСМ-3-0,2 (ГОСТ 2283-79) 14 із

границею вимірювань від 0,2 до 2 кН. Реєстрація сили тертя проводиться приладом НО71.5М 13 через підсилювач 8-АНЧ-7М 12 за допомогою тензобалки 11.



а



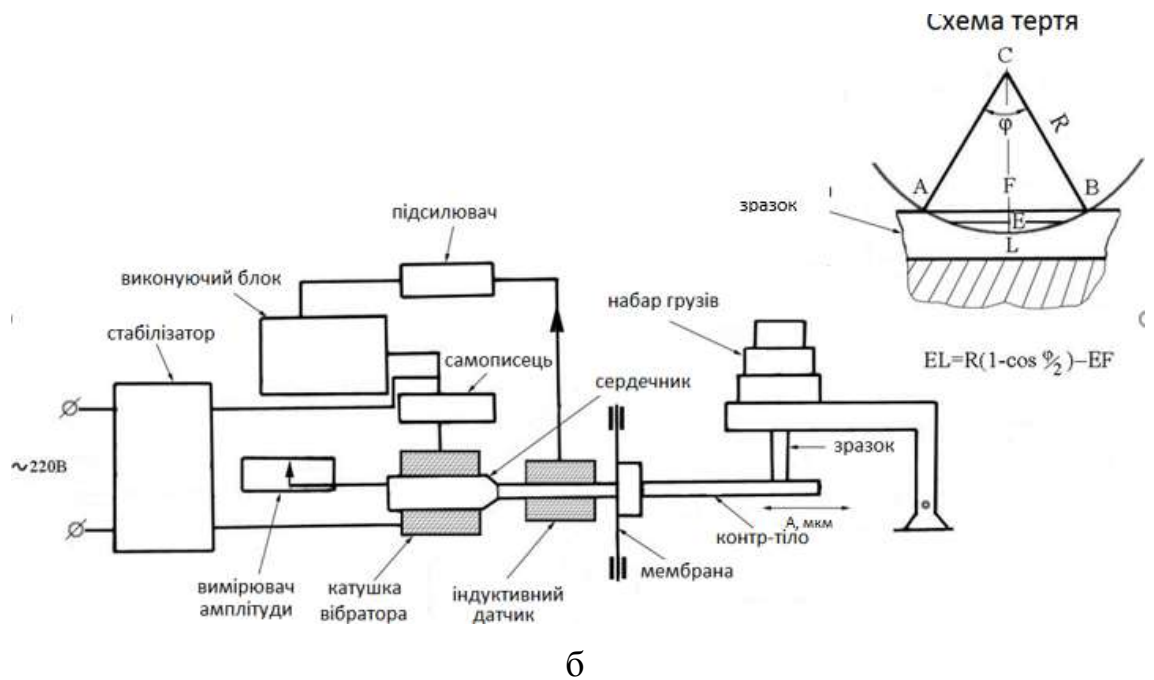
б

Рис. 2.1 Зовнішній вигляд (а) і принципова схема (б) машини тертя МФК-1: 1 – лічильник обертів; 2 – електродвигун; 3 – ексцентрик; 4 – вертикальний шатун; 5 – пристрій для підналагоджування амплітуди коливань; 6 – горизонтальний шатун; 7 – рухомий зразок; 8 – нерухомий зразок; 9 – центруюча цанга; 10 – рухома бабка; 11 – тезометрична балка; 12 – підсилювач; 13 – реєстраційна апаратура; 14 – динамометр; 15 – пристрій навантаження.

Амплітуда коливань рухомого зразка 7 регулюється зміною ексцентриситету ексцентрика 3 (грубо) і зміною довжини плеча горизонтального шатуна 6 (точно). Грубе регулювання амплітуди дозволяє міняти її величину в межах від 10 до 1000 мкм, точно – від 1 до 15 мкм. Амплітуда відносного переміщення визначається як різниця амплітуд коливань рухомого і нерухомого зразка. Вимірювання амплітуди здійснюється безпосередньо на зразках за допомогою оптичного бінокулярного мікроскопу МБС-2 (при збільшенні від 8 до 56 крат), використовуючи стробоскопічний ефект (стробоскоп ТСТ-100).



а



б

Рис. 2.2 Загальний вигляд (а) і принципова схема (б) вібраційного трибометра ИМФ

Креслення зразка і контрзразка для проведення випробувань на зношування при фретинга-корозії згідно ГОСТ 23.211-80 на установці МФК-1 представлені на рис. 2.3. Спряження досліджуваних зразків здійснюється по поверхні, яка являє собою замкнуте кільце з номінальною площею контакту $0,5 \text{ см}^2$, внутрішнім діаметром 11 мм і зовнішнім діаметром 13,6 мм.

Установка МФК-1 дозволяє проводити випробування при наступних параметрах віброконтактного навантаження:

1. Навантаження зразків в осьовому напрямку силами від 200 до 1000 Н.

2. Зворотно-обертвий рух контрзразка відносно нерухомого зразка з частотою від 10 до 50 Гц і амплітудою від 10 до 1000 мкм.

3. Вимірвальна система установки забезпечує в процесі дослідження неперервну реєстрацію числа циклів зворотно-обертвого руху контрзразка з похибкою не більше 50 циклів.

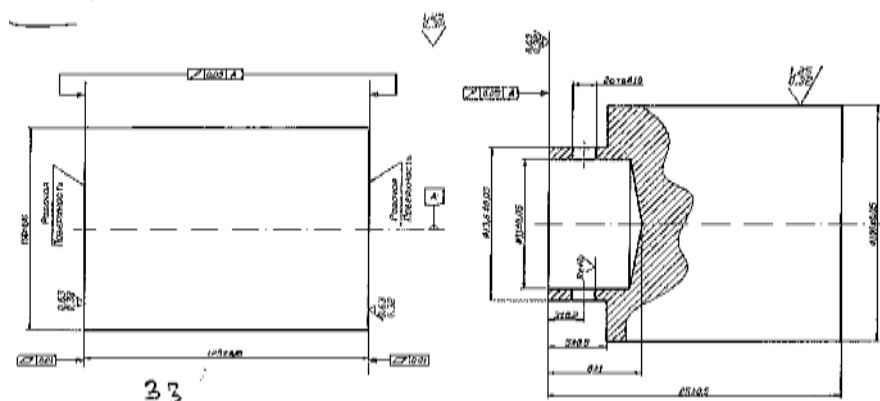


Рис. 2.3 Креслення зразка (а) і контрзразка (б) для проведення випробувань на зношування при фретинг-корозії на установці МФК-1

Зносостійкість матеріалів трибопари оцінюється ваговим методом за різницею маси зразків до і після випробування або величиною лінійного зносу.

При використанні вагового методу зважування зразків проводилось на аналітичних лабораторних вагах з точністю до $1 \cdot 10^{-4}$ г. Ваговий метод є найбільш простим, але має ряд недоліків:

- для забезпечення відтворюваності результатів зразки потребують ретельної підготовки до зважування;
- для отримання відчутної втрати маси зразків у випадку малих амплітуд фретингу і питомих навантажень необхідна значна тривалість проведення випробувань;
- при випробуваннях в умовах підвищених температур на зміну маси зразків впливає термічне окислення матеріалу, що ускладнює аналіз отриманих результатів;

Разом з цим, суттєвою перевагою вагового методу при проведенні випробувань з оцінки зносостійкості матеріалів за прийнятою методикою є те,

що за результатами експерименту одночасно можна визначити знос зразка, знос контрзразка і сумарний знос матеріалів трибопари.

Лінійний знос визначається шляхом профілографування кільцевої доріжки тертя, яка утворюється на робочій поверхні нерухомого зразка по восьми напрямках (рис. 2.4) і визначається за формулою:

$$H_i = \frac{\sum_1^8 h_j}{8}, \quad (2.1)$$

де: h_j – відстань на профілограмі доріжки тертя між середніми лініями профілю вихідної і робочої поверхні;

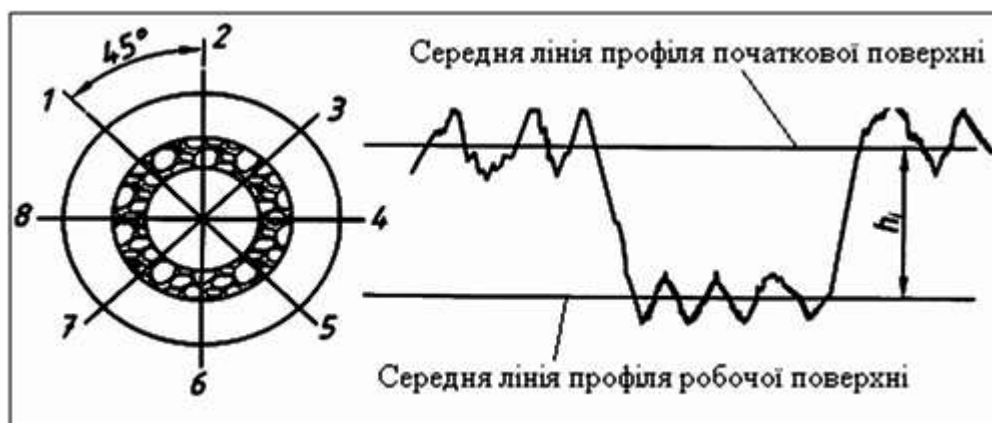


Рис. 2.4 Схема профілографування при вимірі лінійного зносу зразків

Профілографування здійснювалось за допомогою профілографо-профілометра Калибр-204, який дозволяє вимірювати величину h_j до 0,1 мм з точністю до $1 \cdot 10^{-4}$ мм. Для оцінки лінійного зносу застосовувався також оптиметр ИКВ-3 з оптичною приставкою. У цьому випадку лінійний знос зразків визначається як середнє арифметичне значення величин h_j , виміряних не менше ніж у трьох точках по ширині доріжки тертя у кожному із восьми перетинів, зазначених на рис. 2.4. Оптиметр ИКВ-3 дозволяє вимірювати величини зносу до 0,2 мм з точністю до $1 \cdot 10^{-3}$ мм.

Для випробування при підвищених температурах на машині МФК-1 додатково установлюється нагрівач у вигляді кільцевої електропечі з системою

регулювання і контролю температури. Схема машини тертя та креслення зразків для випробувань на зношування при фретинг-корозії в умовах підвищених температур представлені відповідно на рис. 2.5 і рис. 2.6.

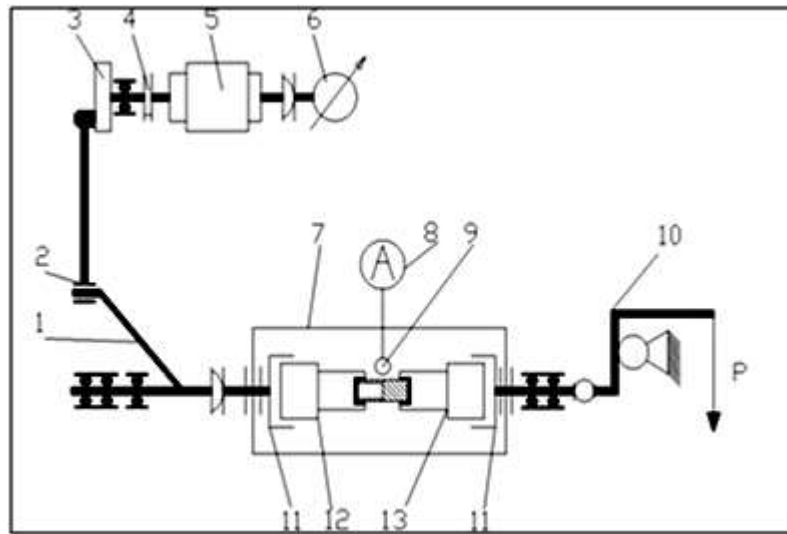


Рис. 2.5 Схема машини тертя для випробувань на зношування при фретинг-корозії в умовах підвищених температур: 1 – горизонтальний шатун; 2 – вертикальний шатун; 3 – ексцентрик регулювання амплітуди вібропереміщення; 4 – муфта; 5 – електродвигун; 6 – лічильник кількості циклів фретингу; 7 – кільцева електрична нагрівальна піч; 8 – міліамперметр; 9 – термопара; 10 – важільний навантажувальний пристрій; 11 – цанга; 12 – рухомий зразок; 13 – нерухомий зразок.

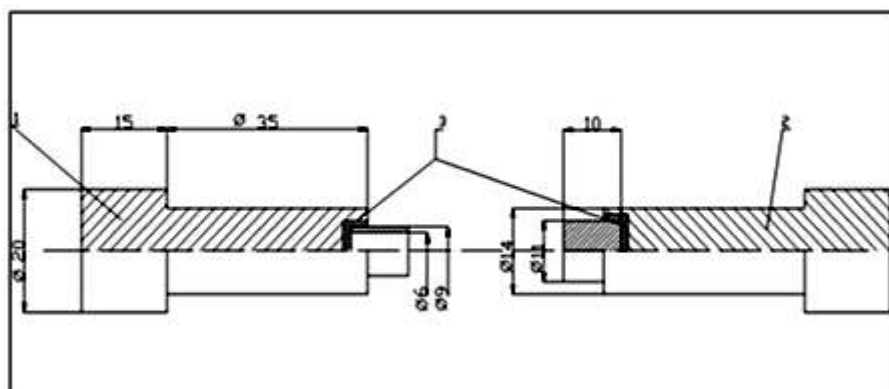


Рис. 2.6 Зразки для випробувань на зношування при фретинг-корозії в умовах підвищених температур: 1 – рухомий зразок; 2 – нерухомий зразок; 3 – припій.

Робоча частина рухомого зразка являє собою кільце зовнішнім діаметром 9 мм, внутрішнім діаметром 6 мм та відповідно шириною і площею робочої поверхні 1,5 мм і 35 мм². Робоча частина рухомого зразка з'єднується з державкою за допомогою пайки високотемпературним припоєм. Аналогічним чином кріпиться до державки робоча частина нерухомого зразка, яка являє собою циліндр діаметром 11 мм і високою 10 мм. Державки зразків виготовлялись із жароміцного сплаву, а їх робочі частини вирізувались із заготовок досліджуваних матеріалів електроіскровим методом.

В якості нагрівального елемента використано спіраль із спеціального сплаву Resistohm – 145, який забезпечує довготривалу роботу за температур до 1323 К і короткочасну – за температури 1473 К.

Нагрівальна система зразків дозволяє проводити дослідження при температурах до 1423 К. Видовжені зразки та відкрита з боків піч забезпечує витримування заданої температури в зоні тертя, а біля отворів і в місцях кріплення зразків вона не перевищує 573 °С.

Для випробувань зразки встановлюються в цангах. Цанги при цьому повністю відпущені, зразки незатягнуті. Таким чином, після навантаження зразки самоцентруються, після чого відбувається їх остаточна фіксація. Жорстке кріплення в цангах і таке ж жорстке кріплення самих цанг допускає мінімальне зміщення зразку в процесі випробувань, що дозволяє точно витримувати заданий режим навантаження.

Для вирішення задачі безперервного контрольованого нагрівання зразків під час випробування використовувалась роз'ємна кільцева електрична піч. Вона фіксується за допомогою лабораторного штатива із тримачем, котрий дозволяє точно регулювати положення печі відносно зразків і не допустити короткого замикання спіралі. Розташування печі і спосіб введення зразків у жарову камеру зображено на рис. 2.7.



а



б

Рис. 2.7 Розміщення печі на установці МФК-1. а – загальний вигляд; б – спосіб введення зразків у жарову камеру.

Одним із етапів підготовки до досліджень було відпрацювання режимів нагріву. Досліджувались температурні параметри на відкритих нагрівальних спіралях і зразках. Для цього через нерухому розрізну цангу і зразок, закріплений в ній (через осьовий отвір у зразку), в зону тертя вводилась термопара. Друга термопара вводилась всередину спіралі (рис. 2.8). Так як безпосередньо в процесі випробувань вимірювати температуру в області трибоконтакту методично складно через малу відстань до відкритого нагрівального елемента, будувався тарувальний графік, який дає змогу пов'язати температуру нагрівального елемента з температурою зразків (рис. 2.9).

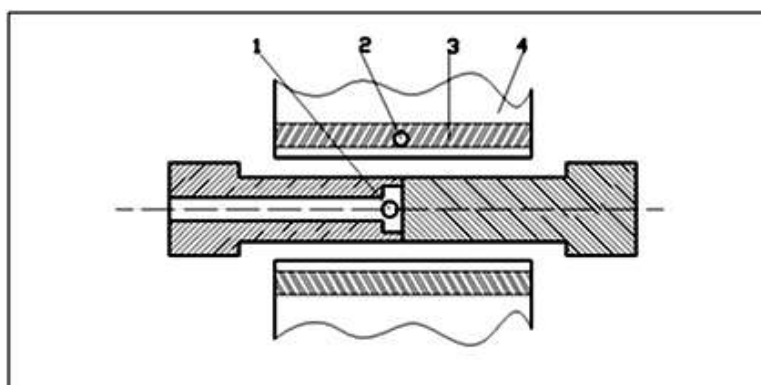


Рис. 2.8 Схема вимірювання температури нагрівального елемента і в зоні трибоконтакту зразків: 1 – розміщення термопари в зоні трибоконтакту; 2 – розміщення термопари на нагрівальному елементі; 3 – нагрівальний елемент; 4 – муфель електропечі.

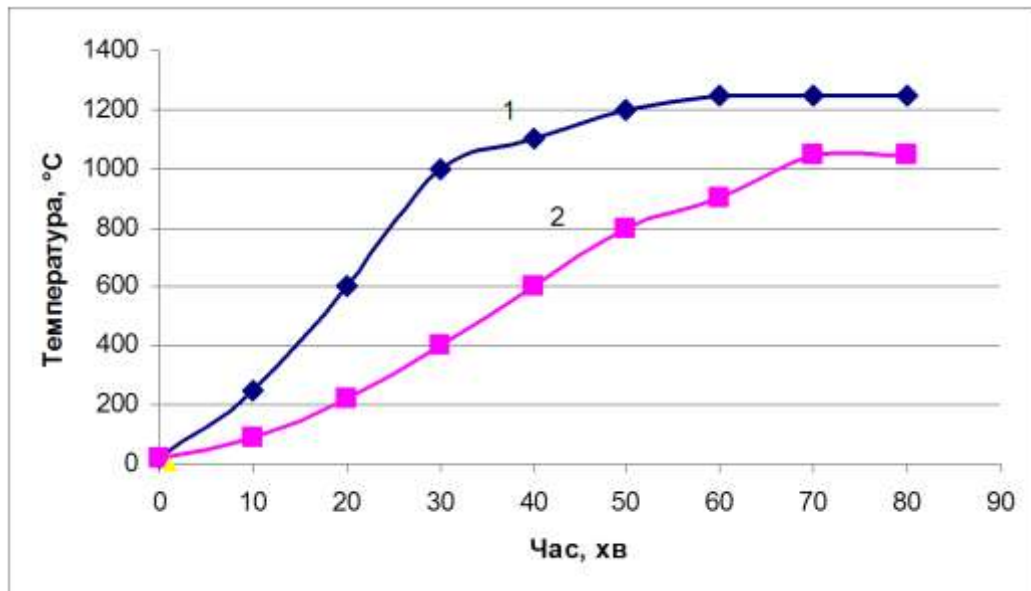


Рис. 2.9 Температурно-часова характеристика стабілізації температури нагрівального елемента (1) і температури в зоні трибоконтакту зразків (2).

З отриманого графіку видно, що при максимально-допустимій температурі нагрівального елемента різниця між нею і температурою в зоні трибоконтакту зразків складає близько 473 К і повністю стабілізується після 70 хв. витримки.

Таким чином, виходячи з максимальної безпечної (1323 К) і максимально-допустимої (1423 К) температур роботи сплаву Resistohm-145, з якого виготовлена спіраль, максимальна температура зразків для довготривалих випробувань становить 1323 К, а максимально допустима для короткого проміжку часу – більше 1423 К, що задовольняє умовам поставленої задачі.

Лінійний знос визначається шляхом профілографування кільцевої доріжки тертя, яка утворюється на робочій поверхні нерухомого зразка по восьми різностороннім напрямкам відповідно до схеми наведеної на (рис. 2.4) і розраховується за формулою (2.1).

У вібраційному трибометрі (рис. 2.2) реалізується схема контакту зразків «циліндр-площина», у якій циліндричне контртіло діаметром 3 мм здійснює зворотно-поступальний рух по плоскій поверхні зразка шириною 1-3 мм. Навантаження зразків здійснюється за допомогою комплексу різноваг. Система електромагнітного збудження коливань поєднана з електронним блоком керування забезпечує можливість установа і підтримання в процесі

експерименту постійної амплітуди вібропереміщення контртіла в межах від 5 мкм до 500 мкм. Одночасно за допомогою датчика, який кріпиться на консолі утримувача зразка і з'єднаного з системою реєстрації величини його електричного сигналу, вимірюється сила тертя.

При зворотно-поступальному русі одного зі зразків шлях тертя за один цикл коливання для точок нерухомого зразка дорівнює чотирьом значенням максимального відхилення – амплітуди A . Якщо частота коливань f , то сумарний шлях тертя в одному експерименті дорівнює:

$$L = 4Aft,$$

де t – тривалість випробувань.

Знос зразка визначається із профілограми, знятої з поверхні тертя перпендикулярно сліду тертя. Знос контртіла визначається виходячи з геометричних співвідношень схеми контакту (рис. 2.2). $AO=OB=OL=R$ – радіус контртіла; EF – величина зносу зразка; EL – величина зносу контртіла; $(EF+EL)$ – сумарне зношування пари тертя; AB – ширина доріжки тертя; φ - центральний кут. Визначивши із профілограми доріжки тертя її ширину (AB), з ΔFOB знаходимо:

$$\varphi/2 = \arcsin AB/2OB; OF = R\cos\varphi/2; EL = FL-EF \quad (2.2)$$

Таким чином, вимірявши на профілографі глибину та ширину доріжки тертя, при заданому радіусі контртіла можна визначити величину зносу контртіла.

Іншим способом вимірювання зносу контртіла є використання для цієї мети оптичної системи профілографа «Калібр» моделі 250, а також безпосереднє профілографування сліду тертя.

Стабілізація частоти коливань контртіла здійснюється за допомогою індуктивного датчика. Випробування проводяться при трьох фіксованих частотах: 5, 10 і 100 Гц. Таким чином, на табло за допомогою відповідного перемикача можна вивести інформацію про амплітуду, частоту коливань, а також силу тертя.

2.2 Методика і установка з випробувань на зношування в умовах динамічного контактного навантаження

Для випробувань матеріалів на зношування при динамічному контактному навантаженні розроблено експериментальну установку [152], принципова схема якої представлена на рис. 2.10.

Установка дозволяє проводити випробування матеріалів на зношування при динамічному контактному навантаженні як безпосередньо на робочих лопатках ГТД, так і на лабораторних зразках. У разі випробувань лопаток оцінюється зносостійкість контактуючих поверхонь бандажних полиць. У варіанті проведення випробувань на лабораторних зразках може бути реалізовані схеми контакту «площина-площина», «площина-циліндр», «площина-куля».

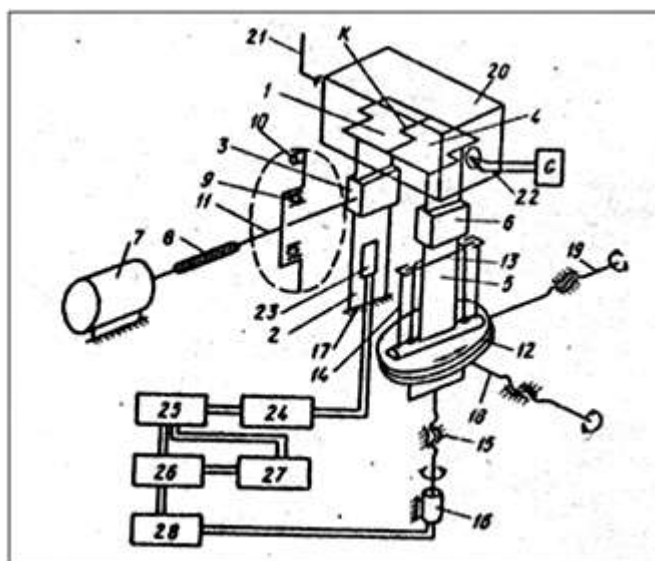


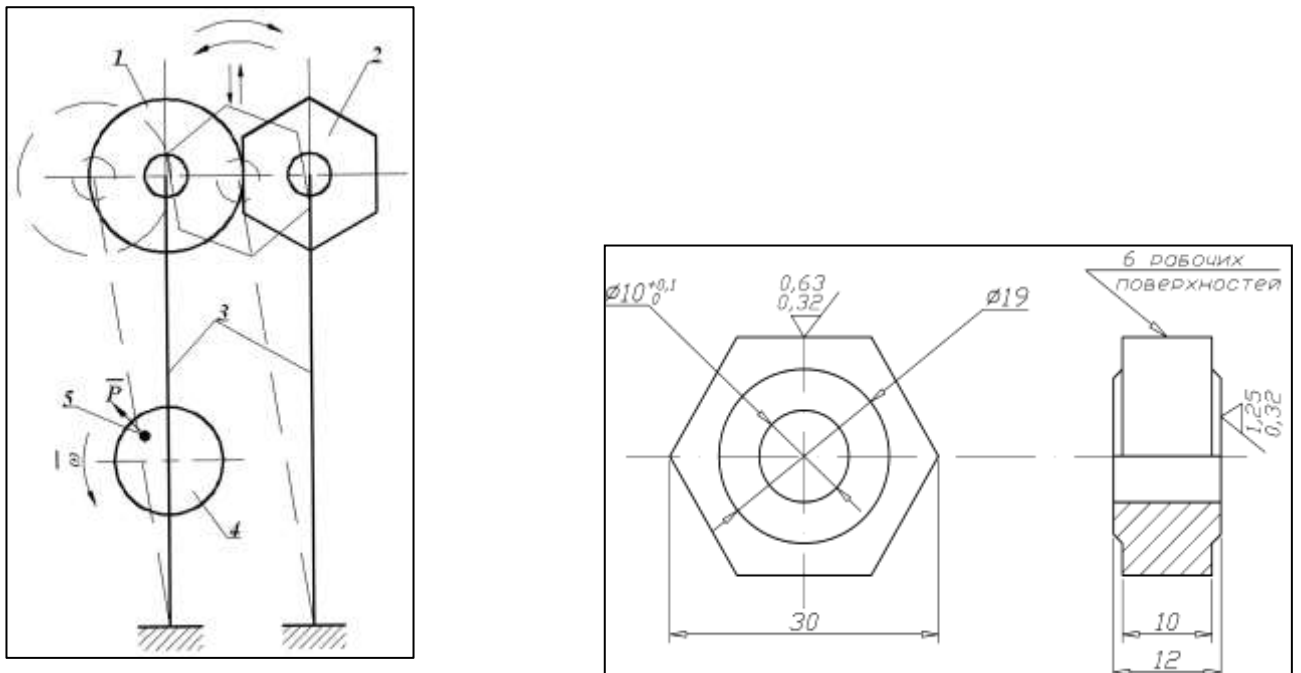
Рис. 2.10 Принципова схема експериментальної установки для випробувань на зношування при динамічному контактному навантаженні: 1; 4 – утримувачі зразка і контрзразка; 2; 5 – консольні пружини; 3; 6 – фіксатори; 7 – електродвигун системи збудження коливань; 8 – гнучкий вал; 9 – підшипник; 10 – диск; 11 – вісь; 12 – поворотний стіл; 13 – повзун; 14 – напрямні; 15 – пара «гвинт-гайка»; 16 – електродвигун приводу гвинта; 17 – станіна; 18; 19 – гвинти переміщення стола; 20 – нагрівальна піч; 21 – форсунка; 22 – термопара; 23 – тензодатчик; 24 – лічильник обертів; 27 – програмний пристрій; 28 – підсилювач.

Принцип роботи установки ілюструє кінематична схема представлена на рис. 2.11.

Зразок 2 і контрзразок 1 встановлюються на відповідних консольно закріплених пружинах 3, виконаних у вигляді ресор із набору пружних сталевих пластин. Статичне навантаження у контакті (величина попереднього натягу) задається стисненням ресори зразка при його контакті із контрзразком і контролюється за допомогою тензодатчиків, наклеєних на ресору контрзразка. На ресорі контрзразка кріпиться диск 4 з не урівноваженою масою 5, якому задається обертовий рух від електродвигуна з регульованою частотою обертання. При обертанні диска з закріпленою на ньому неуврівноваженою масою виникає відцентрова сила:

$$P = m\omega^2 R, \quad (2.3)$$

де: m – неуврівноважена маса; ω – кутова швидкість обертання диска; R – радіус обертання неуврівноваженої маси.



а

б

Рис. 2.11 Кінематична схема установки (а) і зразок (б) для випробувань матеріалів на зношування при динамічному контактному навантаженні: 1 – контрзразок; 2 – зразок; 3 – ресора утримувачів контрзразка і зразка; 4 – диск; 5 – неуврівноважена маса.

Вертикальна складова відцентрової сили урівноважується жорстко закріпленою пружиною, а горизонтальна складова збуджує коливання пружини за рахунок чого створюється динамічне контактне навантаження зразків з перемінним нормальним зусиллям у контакті.

В залежності від стану спряження зразка і контрзразка в статичному положенні (натяг, дотик без статичного навантаження, зазор), величини збуджуючої сили при динамічному навантаженні та способу закріплення контрзразка можлива реалізація наступних режимів випробувань:

- циклічне відносне проковзування зразків (динамічний фретинг);
- співударяння зразків(удар без проковзування);
- співударяння зразків з циклічним відносним проковзуванням(ударний фретинг).

Рівень динамічного навантаження регулюється зміною кутової швидкості обертання диска, радіусом обертання неврівноваженої маси і зміною жорсткості ресор утримувачів зразка і контрзразка.

За критерій зносостійкості матеріала зразків приймалась середня величина максимальної глибини їх виробки на заданій базі випробування. Вимірювання проводили за допомогою оптиметра ИКВ по 5 точках робочої поверхні зразків.

2.3 Методика і устаткування з випробувань на втому

Випробування на втому проводились на установці МУИ-6000 у відповідності до методу, визначеного стандартом ГОСТ 23026-78 «Металлы. Метод испытания на многоцикловую и малоцикловую усталость» для циліндричних зразків за схемою згину з обертанням. Зовнішній вигляд установки МУИ-6000, креслення зразка для випробування на втому і схема навантаження зразків приведені відповідно на рис. 2.12, рис. 2.13 і рис. 2.14.

Принцип роботи установки МУИ-6000 ґрунтується на дії постійної заданої величини навантаження зразка на протязі всього часу випробування.

Границя витривалості σ_{-1} (МПа) круглого гладкого зразка визначається за формулою:

$$\sigma_{-1} = \frac{M}{W} = \frac{32P \cdot L}{\pi d^3}, \quad (2.4)$$

де: M – згинаючий момент, постійний по всій робочій частині зразка, Нм.

W – момент опору перерізу зразка, м^3 .

P – навантаження (сила), що прикладена до зразка, Н.

L – відстань від точки прикладання сили до найближчої опори, м.

d – діаметр робочої частини зразка, м.



Рис. 2.12 Зовнішній вигляд установки для випробувань на втому

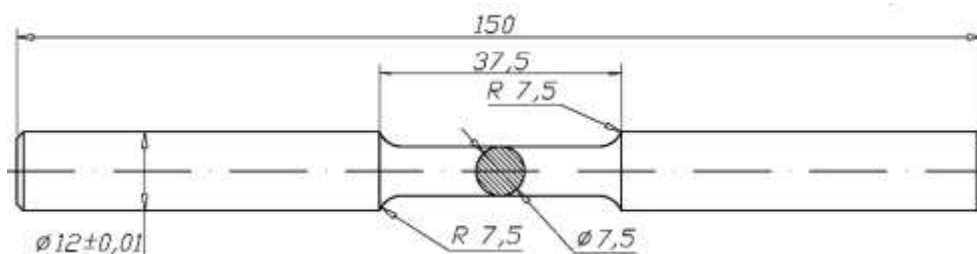


Рис. 2.13 Креслення зразків для випробування на втому на установці МУИ-6000

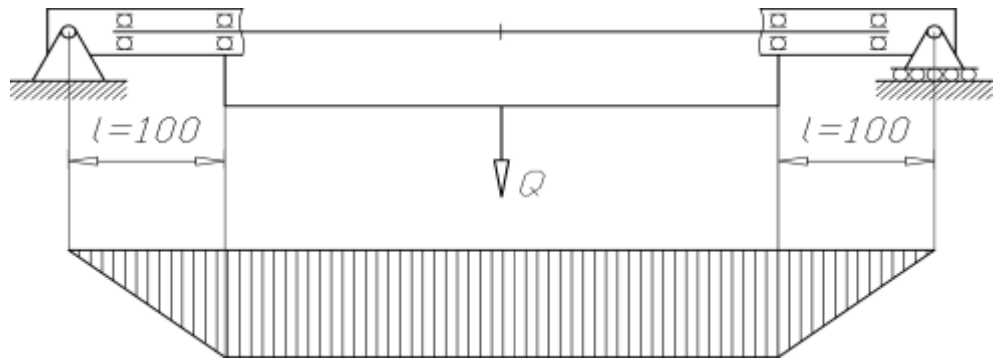


Рис. 2.14 Схема навантаження і епюра моментів при випробуванні зразків на втому на установці МУИ-6000: Q – загальне навантаження на зразок; L – відстань від точки прикладання сили до ближчої опори.

При комбінованому методі випробувань на фретинг-утому на робочу поверхню зразка одягалась розрізна втулка із двох накладок, які за допомогою струбцини і стяжних болтів притискувались до зразка. Відносне переміщення між поверхнею втулок і поверхнею зразка в цьому випадку виникає за рахунок деформації зразка при його циклічному навантаженні за схемою згину з обертанням.

Опір втомі визначається за кількістю циклів знакозмінного навантаження, яке витримував зразок до руйнування при заданому діючому навантаженні, або межею витривалості на установленій базі випробування.

2.4 Металофізичні методи дослідження

Дослідження структурних перетворень, зміни хімічного складу і властивостей поверхневих шарів матеріалу у зоні фрикційного контакту, топографії поверхонь тертя, топографії поверхонь втомних зламів, а також дослідження впливу способу і технології формування на структуру і властивості поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів проводились із застосуванням комплексу металофізичних методів.

Оптична мікроскопія застосовувалася для дослідження структурних перетворень поверхневих шарів досліджувальних матеріалів у наслідок дії

фретинг-корозії та мікроструктурного аналізу поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів, що досліджувались у роботі як технологічні методи формування зносостійких поверхонь.

Металографічні дослідження проводились на оптичних мікроскопах МИМ-8 та Neophot-30. Об'єктами дослідження були шліфи, які готувались відповідно до поставленого для металографічного аналізу завдання.

Одночасно на металографічних шліфах методом мікродюрометрії проводились виміри мікротвердості поверхневих шарів матеріалів, підданих дії фретинг-корозії та мікротвердості структурних складових поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів. Мікродюрометричні дослідження проводились на приладі ПМТ-3 при навантаженнях на індектор 20 г...100 г у відповідності до стандарту ГОСТ 9450-89. В кожному випадку робилось не менше 5 замірів мікротвердості досліджуваної структури. Приведені значення мікротвердості є середньоарифметичними значеннями замірів.

Фрактографічні дослідження проводилися за допомогою оптичного бінокулярного мікроскопа МБС-9, лазерного 3-Д мікроскопа-профілографа та методами растрової електронної мікроскопії [153] на електронних мікроскопах-мікроаналізаторах PEM-200, Cam Scan-4DV, JAMP-10S.

За допомогою фактографічних досліджень аналізувались характер поверхневого руйнування зразків від дії фретинг-корозії, та характер втомного руйнування зразків при дослідженні впливу технологічних методів обробки на характеристики циклічної міцності матеріалів.

Дослідження хімічного складу поверхонь зразків проводилось методом рентгеноспектрального аналізу та методом ОЖЕ-спектроскопії.

Фізична сутність рентгеноспектрального аналізу полягає в генерації рентгенівського випромінювання, яке збуджується під дією на поверхню зразка первинного електронного пучка. При проведенні кількісного мікроаналізу концентраційний вміст досліджуваного елемента визначається величиною відношення інтенсивності їхнього рентгенівського випромінювання у зразку і в еталоні.

Концентрацію і розподіл елементів на поверхні зразків методом ОЖЕ-спектроскопії оцінювали за інтенсивністю характерних ОЖЕ-ліній за формулою [154]

$$C_i = \frac{I_i/g_i}{\sum_{i=1}^n (I_i/g_i)}, \quad (2.5)$$

де - C_i - концентрація (в от. %) i -елементу;

I_i – інтенсивність ліній спектру елементів;

g_i – відносна чутливість;

n – загальна кількість елементів, концентрації яких визначається.

Рентгеноструктурний аналіз використовувався для визначення фазового складу продуктів зношування, фазового складу досліджуваних ЕИЛ-покривів і фазового складу вторинних структур, що утворювались в процесі фретинг-корозії на поверхнях тертя.

Рентгенограми досліджуваних зразків знімалися на рентгенівських дифрактометрах ДРОН-1, ДРОН-3. Оброблення рентгенограм і ідентифікацію фаз проводилось за методикою [155].

2.5 Методика математичного планування експериментів і оброблення експериментальних результатів

Для виконання аналізу закономірностей зношування і керування технологічними процесами формування зносостійких поверхонь необхідно забезпечити достовірність експериментальних результатів і виявити взаємозв'язок параметрів, що визначають хід досліджуваних процесів та представити їх у вигляді математичних моделей.

Загально відомо, що абсолютно точне відтворення результатів експерименту навіть при незмінних факторах варіювання забезпечити практично неможливо. Це обумовлено похибками, що виникають у наслідок відхилення властивостей досліджуваного об'єкту, від нормативних, неточністю виготовлення зразків, відхиленнями в умовах проведення експерименту тощо.

Для зменшення неточностей вимірів і оцінювання похибки експерименту при визначенні величин зносу, коефіцієнтів тертя, втомної довговічності та інших досліджуваних характеристик в роботі використовувались статистичні методи обробки результатів [156; 157]. По кожній експериментальній точці проводилось не менше як три досліди за результатами яких розраховувалось середньоарифметичне значення досліджуваної характеристики, дисперсія відтворюваності, відносна і середньоквадратична похибки. Значення характеристики вважалось достовірним, якщо відносна похибка не перевищувала при визначенні зносу і утомних випробуваннях 30 %, для інших досліджуваних характеристик 20 %.

Вирішення завдань щодо побудови математичних моделей процесів здійснювалось з використанням методів багатofакторного планування експерименту [158; 159] за наступним алгоритмом: постановка задачі, розроблення плану експерименту, аналіз якості отриманої моделі, визначення оптимальних значень параметрів процесу розроблення рекомендацій за отриманими результатами.

Розроблення плану експерименту проводилось за допомогою прикладних програм «Планування, регресія і аналіз моделей» (ППП ПРАМ) [160; 161].

Після побудови плану експерименту і його реалізації з метою побудови математичної моделі процесу, проводиться попередній статистичний аналіз результатів. Для цього розраховується середнє арифметичне значення параметра відгину і його дисперсії за кожним дослідом, перевіряється однорідність дисперсій за критерієм Кохрена.

$$G = \frac{S_{max}^2}{\sum_{i=1}^N S_i^2}, \quad (2.6)$$

де S_{max}^2 - максимальна дисперсія дослідів;

S_i^2 – дисперсії, що кожного окремого експерименту у досліді.

Дисперсія S_i^2 розраховується за формулою:

$$S_i^2 = \frac{\sum_{j=1}^n (Y_{ij} - \bar{Y}_i)^2}{n-1}, \quad (2.7)$$

де n – кількість експериментів (повторів) у досліді;

\bar{Y}_i - середнє значення досліджуваного параметра у i -м досліді;

Y_{ij} - одиничне значення досліджуваного параметра в i -му досліді.

Отримане значення коефіцієнта G порівнюється з табличним. Дисперсія вважається однорідною при $G < G_{\text{табл}}$. В цьому випадку розраховується дисперсія відтворюваності $S(y)$ за формулами:

$$S^2(y) = \frac{\sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^n ((Y_{ij} - \bar{Y}_i)^2)}{(n-1)N}, \quad (2.8)$$

$$S(y) = \sqrt{S^2(y)} \quad (2.9)$$

Побудова математичної моделі за результатами експерименту включає два етапи: вибір структури рівняння регресії та розрахунок коефіцієнтів регресії і їх статистичних характеристик.

В прикладному пакеті програм ПРИАМ реалізується спеціально розроблена адаптивна процедура визначення структури рівняння регресії. Розрахунок коефіцієнтів регресії математичної моделі проводиться за формулами:

$$B_0 = \frac{\sum_{u=1}^N \bar{Y}_u}{n} \quad (2.10)$$

$$B_i = \frac{\sum_{u=1}^N \bar{Y}_u X_{iu}}{n} \quad (2.11)$$

$$B_{ij} = \frac{\sum_{u=1}^N X_{iu} X_{ju} \bar{Y}_u}{n} \quad (2.12)$$

Всі коефіцієнти регресії у факторному експерименті оцінюються незалежно один від одного. Значущість коефіцієнтів рівняння регресії визначається за критерієм Ст'юдента:

$$T = \frac{|B_i|}{S_{B_i}}, \quad (2.13)$$

де B_i – значення i -го коефіцієнта регресії;

$S_{B_i} = \frac{S_{cy}^2}{N \cdot n}$ - дисперсія i -го коефіцієнта регресії.

Коефіцієнт t вважається значущим, якщо його значення більше табличного, яке вибирається за показником ступіня свободи $f = N \cdot (n-1)$ та заданого рівня значущості L . При $t < t_{\text{табл}}$ відповідний коефіцієнт рівняння регресії незначущий і він приймається рівним нулю.

При аналізі якості отриманої моделі перевіряються такі її властивості, як інформативність і адекватність.

Інформативність моделі оцінюється величиною множинного коефіцієнта кореляції R між експериментальним значенням функції відгуку і її значенням розрахованим за моделлю і визначається за формулою:

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^N (\hat{Y}_i - \bar{Y})^2}{\sum_{i=1}^N (\bar{Y}_i - \bar{Y})^2}, \quad (2.14)$$

де \bar{Y}_i - значення функції відгуку, що розрахована до i -го досліду за моделлю.

Чим ближче R до одиниці, тим інформативність моделі вища.

Перевірка гіпотези адекватності моделі передбачає перевірку значущості коефіцієнта множинної кореляції за критерієм Фімера:

$$F_R = \frac{S_r^2}{S_{\text{зал.}}^2} > F_L, V_R, V_{\text{зал.}}, \quad (2.15)$$

де $V_R, V_{\text{зал.}}$ – представляють собою ступені свободи.

Перевірки гіпотези адекватності одержаної моделі проводиться за критерієм Фімера, який розраховується за формулою:

$$F_{\text{роз.}} = \frac{S_{\text{ад}}^2}{S(y)^2}, \quad (2.16)$$

де $S_{\text{ад}} = \frac{n}{n-e}$;

$\sum_{i=1}^N (\bar{Y}_i - \hat{Y}_i)^2$ – дисперсія адекватності;

e – кількість значущих коефіцієнтів рівнянні регресії.

Якщо $F_{\text{роз.}} \leq F_{\text{табл.}}$, то можна вважати, що з визначеним ступенем імовірності модель адекватно описує досліджуваний процес.

При вирішенні оптимізаційних задач використано метод випадкового пошуку на основі ЛПт – рівномірно розподілених випадкових точок [162; 163]. Алгоритм пошуку оптимальної точки у факторному просторі за даним методом полягає у наступній послідовності дій [164]:

- розраховується значення за моделями на основі одержаної матриці натуральних значень;
- розраховується узагальнений пристрій оптимізації:

$$Y_{uz.r} = \sqrt{\sum_{j=1}^m [1 - D_{jr}]^2 \cdot W_j^2}, \quad (2.17)$$

де $Y_{uz.r}$ - значення загальної цільової функції для r -го дослідження експерименту,

W_j - вага j -го критерію оптимізації (функції відгуку);

m - кількість критеріїв якості (функцій відгуків);

D_{jr} - зведене до інтервалу $0 \dots 1$ значення j -го відгуку (критерію оптимізації) у r -му дослідженні експерименту.

Величина $Y_{uz.r}$ у випадку пошуку оптимальних умов прагне 0 і є оцінкою близькості цієї точки до гіпотетично оптимального значення, що дорівнює 1.

Значення D_{jr} залежно від мети оптимізації обчислюється за формулами:

а) метою є досягнення максимуму j -го критерію оптимізації:

$$D_{jr} = 1 - \frac{Y_{jmax} - Y_{jr}}{Y_{jmax} - Y_{jmin}}, \quad (2.18)$$

де Y_{jmax} і Y_{jmin} - відповідно максимальне та мінімальне значення j -го критерію оптимізації серед N досліджень.

б) метою є досягнення мінімуму j -го критерію оптимізації

$$D_{jr} = 1 + \frac{Y_{jmax} - Y_{jr}}{Y_{jmax} - Y_{jmin}} \quad (2.19)$$

- проводиться пошук найменшого значення, обчисленого у кожній пробній точці узагальненого критерію оптимізації, якому відповідає максимальне значення $Y_{ef} = 1 - Y_{uz}$. Точка факторного простору, якій відповідає найменше значення узагальненого критерію оптимізації, є оптимальною, а відповідні їй параметри є оптимальними параметрами досліджуваного процесу.

Висновки до розділу 2.

1. Визначено та описано методики досліджень, що використано для вирішення поставлених в дисертаційній роботі завдань та які включають методи триботехнічних випробувань, методи випробувань на втому, металографічні та металофізичні методи досліджень, методи багатфакторного

планування експерименту і статистичного оброблення експериментальних результатів.

2. В основу методики випробувань на зношування при фретинг-корозії покладено комплексне дослідження кількісних (знос, інтенсивність зношування, коефіцієнт тертя) та якісних (характер руйнування поверхні, зміна хімічного та структурнофазового складу поверхонь тертя) показників при моделюванні контактної взаємодії елементів трибосистеми в умовах тангенціальних відносних вібропереміщень. Використання устаткування для триботехнічних випробувань дозволяє реалізовувати різні схеми контакту та проводити дослідження закономірностей зношування матеріалів в широкому спектрі амплітудно-силових параметрів фретингу і температур.

3. Розроблено експериментальну установку для випробувань на зношування в умовах динамічного контактного навантаження. Установка дозволяє проводити дослідження зносостійкості матеріалів за наявності успряженні динамічної складової від циклічного навантаження, нормального до поверхні контакту, в режимах відносного циклічного проковзування, удару без проковзування і удару з відносним циклічним проковзуванням.

4. Для дослідження структурних перетворень, зміни хімічного складу і властивостей матеріалу поверхневих шарів в зоні фрикційного контакту, топографії поверхонь тертя, а також структури і властивостей поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів використано комплекс сучасних металофізичних методів які дають можливість здійснити поглиблений аналіз отриманих закономірностей і механізмів розвитку трибологічних процесів у досліджуваних трибосистемах.

5. Для математичного планування експерименту та оброблення експериментальних результатів використано метод багатofакторного планування експерименту, який реалізовано за допомогою прикладних комп'ютерних програм "планування, регресія і аналіз моделей".

Результати досліджень даного розділу наведено в публікації:

А.С. 1283608. Устройство для испытания материалов на фреттинг – коррозию/ Н.С. Кулагин, В.В. Волков, А.И. Духота; заявл. 23.07.1985; опубл. 15.01.1987, Бюл.№2.-3с.

РОЗДІЛ 3

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОМІРНОСТЕЙ ФРЕТИНГ-КОРОЗІЙНОГО ЗНОШУВАННЯ МЕТАЛІВ ТА РОЗРОБКА КОНЦЕПЦІЇ ІНЖЕНЕРІЇ ФРЕТИНГОСТІЙКИХ ПОВЕРХОНЬ

3.1 Дослідження впливу природи матеріалів контактної пари, геометрії контакту та параметрів фретингу на закономірності зношування металів при фретинг-корозії

3.1.1 Експериментальні та аналітичні дослідження з встановлення фретинг-корозійної сумісності матеріалів пар тертя

Як витікає із представлених у розділі 1 результатів аналізу експлуатаційних пошкоджень, провідним видом зношування деталей авіаційних трибосистем є зношування при фретинг-корозії. У загальному випадку цей вид зношування розглядається як один із найбільш складних трибологічних процесів, в якому одночасно можуть діяти різні механізми поверхневого руйнування матеріалів: адгезійного, втомного, корозійного, електроерозійного та ін. [37-40]. При цьому установленим фактом є те, що за інших однакових умов фрикційної взаємодії, схильність елементів трибосистем до фретинг-корозії, а відповідно і інтенсивність їх зношування, різні для різного поєднання матеріалів в парі тертя. Разом з тим, існуючі на сьогодні експериментальні дані не дають можливості установити загальні закономірності взаємного впливу природи і властивостей контактуючих матеріалів на механізм і інтенсивність розвитку процесу фретинг-корозії та сформулювати універсальні принципи забезпечення фретинг-корозійної сумісності матеріалів трибопари. Причому, негативні наслідки від фретинг-корозії можуть бути викликані не тільки фізичним зносом деталей, але і розклинюючою дією продуктів зношування, які через малі амплітуди взаємних переміщень залишаються переважно в області контакту. Очевидно, що за таких

умов вибір матеріалів пар тертя необхідно здійснювати на основі комплексного оцінювання їх сумісності з урахуванням особливостей зміни стану трибосистеми за кожної із зазначених форм прояву фретинг-корозії [165; 166].

Враховуючи значне поширення в авіаційних конструкціях титанових сплавів, а також те, що деталі із титанових сплавів в переважній більшості входять до складу вузлів тертя, що піддаються зношуванню при фретинг-корозії [14; 15; 167], і не завжди є можливість забезпечення фретингостійкості таких трибосистем технологічними методами поверхневої обробки, для даного класу матеріалів представляє інтерес визначення принципів сприятливого поєднання їх в контакт з різними конструкційними матеріалами.

Для оцінки впливу природи матеріалів контактної пари на фрикційно-зносні характеристики трибосистем були проведені порівняльні випробування на зношування при фретинг-корозії титанового сплаву VT8 в наступних парах тертя[165]:

- сплав VT8 – сплав VT8;
- сплав VT8 – бронза БрАЖ9-4;
- сплав VT8 – алюмінієвий сплав Д16Т;
- сплав VT8 – сталь 45 (гартування + низький відпал: HV=5,8-5,9 ГПа);
- сплав VT8 – сталь 12Х18Н10Т;
- сплав VT8 – магнієвий сплав МЛ5.

Обрані в якості контртіла матеріали представляють собою сплави на основі титану, міді, алюмінію, заліза та магнію, мають різну будову кристалічної ґратки, фізико-хімічні і механічні властивості, а також відрізняються складом і властивостями продуктів їх зношування. В сукупності такий підбір матеріалів контактних пар дає можливість проаналізувати взаємозв'язок фретингостійкості трибосистеми як із природою і властивостями самих поєднаних у парі тертя матеріалів, так і з природою і властивостями продуктів їх зношування.

Випробування проводились на установці МФК-1 згідно ГОСТ 23.211-80 у повітрі при кімнатній температурі за наступних параметрів фретингу: питома

контактне навантаження зразків $P = 19,6$ МПа, амплітуда відносного переміщення $A = 125$ мкм, частота коливань $f = 25 \dots 30$ Гц, база випробувань $N = 5 \cdot 10^5$ циклів. У кожній парі тертя нерухомими були зразки сплаву ВТ8, рухомими – контрзразки із зазначених вище матеріалів контртіл. Після випробування визначався середній лінійний знос зразків та втрата маси контрзразків за якими з урахуванням площі контакту та питомої маси матеріалу розраховувався їх об'ємний та сумарний об'ємні зноси матеріалів пари тертя. Одночасно в процесі випробування реєструвався момент тертя, визначались коефіцієнти тертя, а також за допомогою растрового електронного мікроскопа-мікроаналізатора РЕМ-200 проводились дослідження топографії поверхні доріжок тертя і розподілу хімічних елементів на доріжках тертя.

Отримані за результатами проведених експериментів значення величин об'ємного зносу зразків, контрзразків і сумарного об'ємного зносу матеріалів пар тертя співставленні на діаграмі, наведеній на рис. 3.1. Як видно з рис. 3.1, за прийнятих умов фретингу найменш інтенсивне зношування сплаву ВТ8 відбувається під час тертя у парі з магнієвим сплавом і бронзою. При цьому магнієвий сплав у парі з титановим зношується набагато інтенсивніше ніж бронза.

Електронномікроскопічними дослідженнями поверхні доріжок тертя зразків пари ВТ8 – БрАЖ9-4 виявлені ознаки схоплення з перенесенням матеріалу бронзи на поверхню титанового сплаву (рис. 3.2 а, б, рис. 3.3).

На підставі аналізу зміни коефіцієнта тертя даної пари (рис. 3.4, крива 2) можна сказати, що процес інтенсивного схоплення, який характеризується високим коефіцієнтом тертя, розвивається в період від $10 \cdot 10^3$ до $70 \cdot 10^3$ циклів фретингу. При цьому, руйнування вузлів схоплення не супроводжується утворенням глибинних пошкоджень, що свідчить про невелику глибину розповсюдження деформаційного зміцнення бронзи під дією циклічних контактних навантажень на ділянках фактичного контакту.

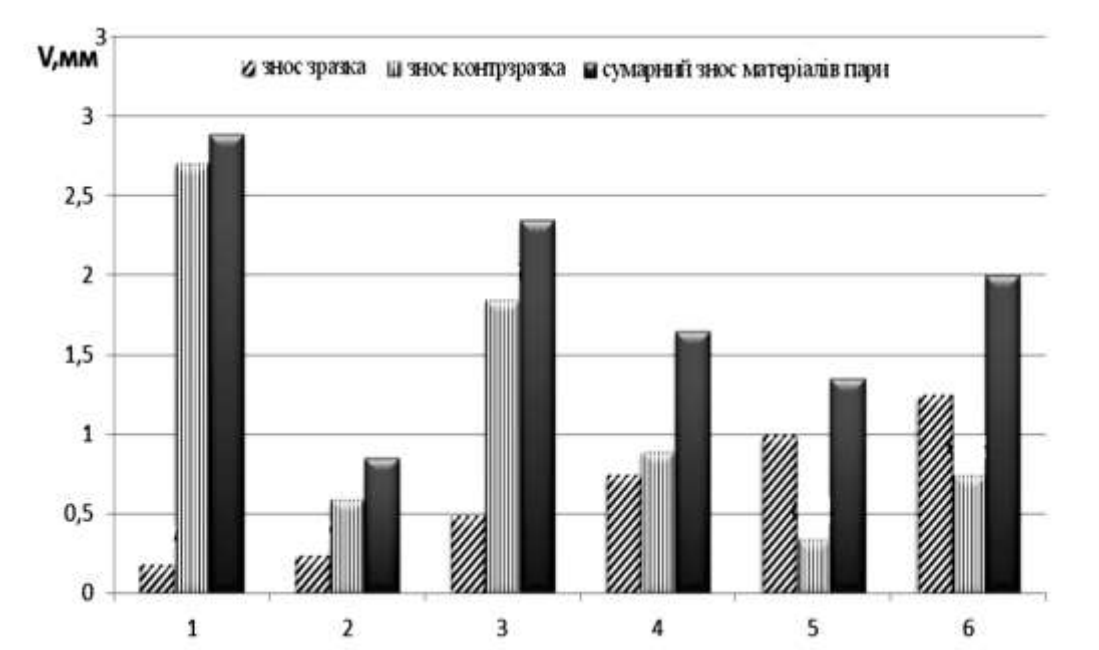
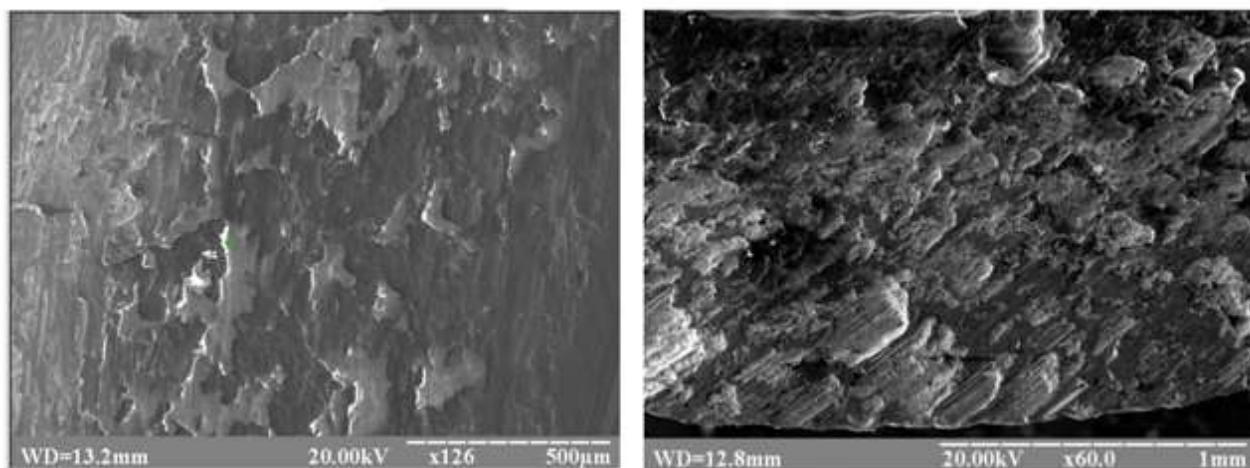


Рис. 3.1 Діаграма величин об'ємного зносу зразків, контрзразків і сумарного зносу металів пар тертя при випробуванні на зношування в умовах фретинг-корозії. Пари тертя зразок –контрзразок: 1 – VT8 – МЛ5; 2 – VT8 – БрАЖ9-4; 3 – VT8 – Д16Т; 4 – VT8 – VT8; 5 – VT8 – сталь Х18Н10Т; 6 – VT8 – сталь 45



а

б

Рис. 3.2 Топографія поверхні доріжок тертя зразка (*а*, сплав VT8) і контрзразка (*б*, бронза БрАЖ9-4) після випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії

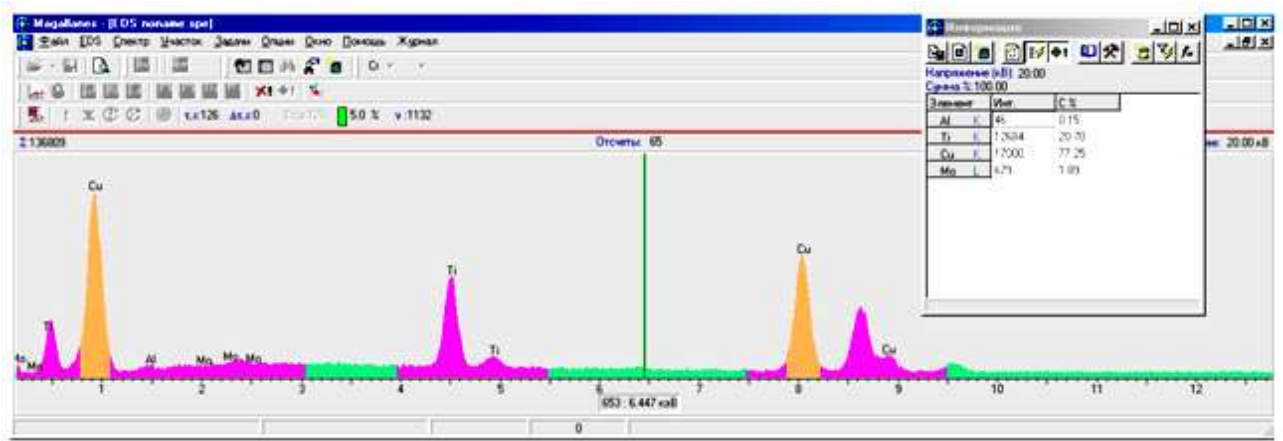


Рис. 3.3 Результати аналізу відсоткового вмісту хімічних елементів на мікроділянці поверхні тертя сплаву ВТ8 після випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії у парі з бронзою БрАЖ9-4

Порівняно невеликий знос матеріалів цієї пари можна пояснити формуванням на поверхнях тертя своєрідного захисного шару із спресованих високодисперсних продуктів зношування у складі яких, враховуючи значно більший об'ємний знос бронзи, очевидно, переважають відносно м'які оксиди міді. Утворення таких захисних структур, по перше, буде запобігати подальшому розвитку схоплення, по друге, знижує інтенсивність руйнування контактних поверхонь за механізмами корозійно-втомного і абразивного зношування.

У парі тертя ВТ8–МЛ5 характерних ознак інтенсивного схоплення не виявляється. Уже після $10 \cdot 10^3$... $15 \cdot 10^3$ циклів фретингу коефіцієнт тертя різко зменшується і швидко набуває стабільного і відносно низького значення (рис.3.4, крива 1).

Результати електронномікроскопічного дослідження поверхні доріжок тертя показали, що подібно тертю у парі з бронзою, при терті у парі з магнієвим сплавом на поверхні титанового сплаву також спостерігається утворення своєрідних тонкоплівочних захисних структур із спресованих продуктів зношування, до складу яких переважно входить монооксид магнію (рис. 3.5а, рис. 3.6). На поверхні тертя магнієвого сплаву виявляються характерні ознаки

ямкового корозійно-втомного і бороздкового абразивного зношування (рис.3.5б).

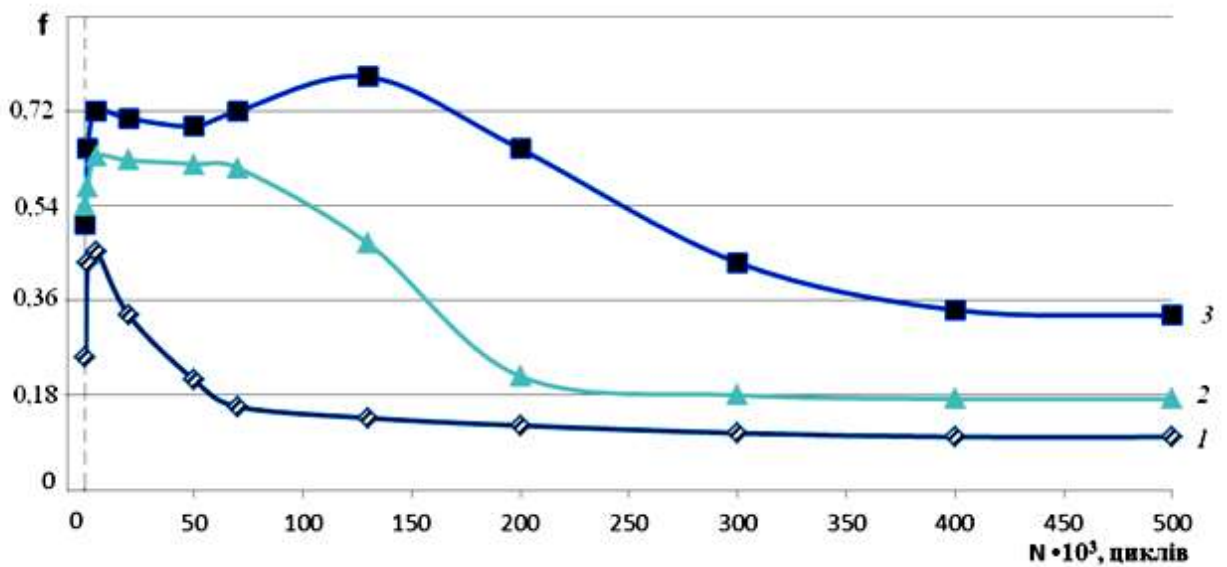


Рис. 3.4 Залежність коефіцієнта тертя від кількості циклів фретингу. Пари тертя: 1 – VT8 – МЛ5; 2 – VT8 – БрАЖ9-4; 3 – VT8 – Д16Т

Низьку схильність до схоплення матеріалів пари VT8 – МЛ5 можна пояснити тим, що в системі Ti–Mg взаємна розчинність металів практично відсутня [168]. Згідно уявлень про дифузійну природу схоплення [20; 169], відсутність взаємної розчинності і здатності металів утворювати тверді розчини вважається одним із основних факторів, який перешкоджає утворенню в парі тертя міцних металевих зв'язків і запобігає схопленню. Крім того, наявність у кристалічній ґратці магнію небагатьох систем (площин) ковзання перешкоджає утворенню в місцях фактичного контакту активних дислокаційних центрів з підвищеною концентрацією точкових дефектів та створенню за рахунок пластичної деформації сприятливого для схоплення кристалографічного розташування площин зсуву. За умов провідної ролі у розвитку фретинг-корозії корозійно-втомних і абразивних процесів, аномально низьку фретингостійкість

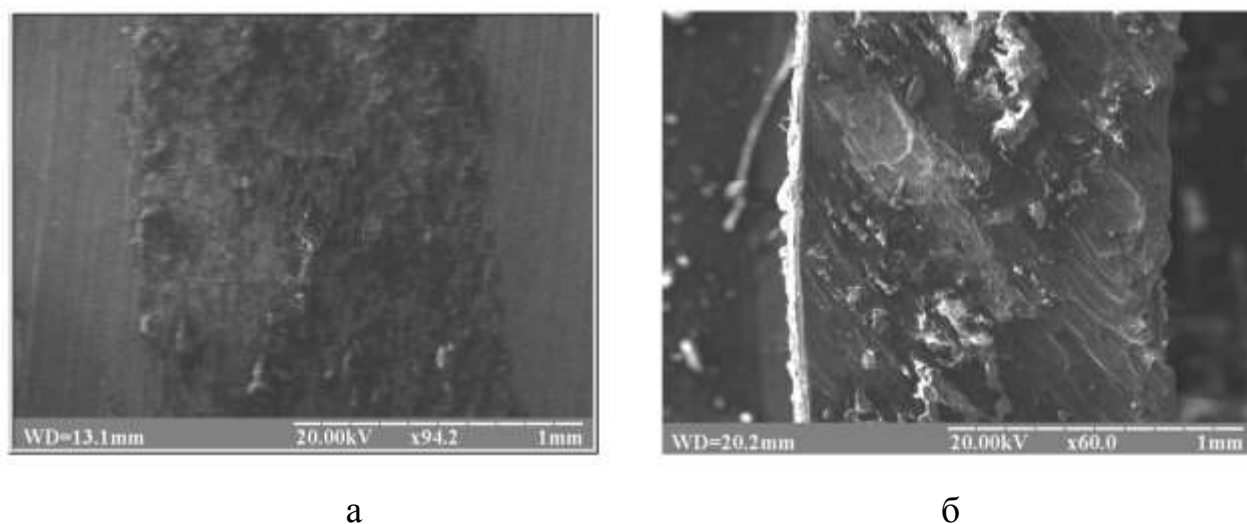


Рис. 3.5 Топографія поверхні доріжок тертя зразка (а, сплав ВТ8) і контрзразка (б, магнієвий сплав МЛ5) після випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії

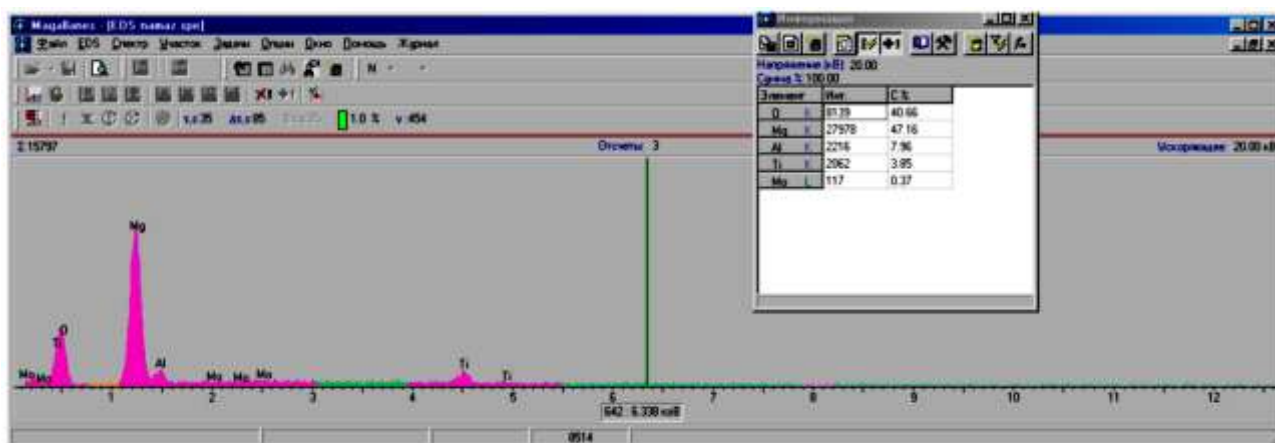


Рис. 3.6 Результати аналізу відсоткового вмісту хімічних елементів на мікроділянці поверхні тертя сплаву ВТ8 після випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії у парі з магнієвим сплавом МЛ5

магнієвого сплаву у порівнянні з іншими досліджуваними сплавами можна пояснити його низькою механічною міцністю і низькою корозійною стійкістю. Враховуючи суттєву роль електрохімічних процесів у розвитку фретинг-корозії [2; 39], висока в електрохімічному відношенні корозійна активність магнію і

його сплавів може бути вагомим фактором, що обумовлює у парі ВТ8 – МЛ5 високу інтенсивність зношування магнієвого сплаву і низьку інтенсивність зношування титанового сплаву.

У парі тертя ВТ8 – Д16Т розвиток фретинг-корозії характеризується сильно вираженими ознаками схоплення. Відносно велика тривалість періоду інтенсивного схоплення і відповідний цьому періоду високий коефіцієнт тертя (рис. 3.4, крива 3) свідчить про високу міцність адгезійних фрикційних зв'язків. Схопленню, очевидно, сприяє низька твердість алюмінієвого сплаву, висока здатність металів даної пари до утворення ювенільних поверхонь та здатність титану утворювати з алюмінієм тверді розчини. Як результат виникнення і руйнування осередків схоплення на поверхні алюмінієвого сплаву утворюються глибинні локальні пошкодження (рис. 3.7 а), а на поверхні титанового – виявляються ділянки, сформовані із відокремлених і перенесених з контр тіла фрагментів алюмінієвого сплаву (рис. 3.7 б).

Одночасно поверхні тертя як сплаву Д16Т, так і сплаву ВТ8, що лежить поза ділянками схоплення, зазнають корозійно-втомного і абразивного зношування. При цьому знос титанового сплаву вищий ніж у парі з магнієвим сплавом МЛ5 і у парі з бронзою БрАЖ9-4, а в сумарний знос пари ВТ8–Д16Т основний внесок дає алюмінієвий сплав.

Глибинне руйнування сплаву Д16Т при схопленні у парі зі сплавом ВТ8 можна пояснити його більш низькою втомною міцністю і схильністю до деформаційного зміцнення. Оскільки діючі в зоні контакту циклічні напруження мають спадаючий від поверхні характер, найбільшого зміцнення будуть зазнавати об'єми металу, наближені до площини містків зварювання. Відповідно руйнування буде відбуватись в більш віддалених від поверхні місцях, де циклічні напруження перевищують втомну міцність матеріалу.

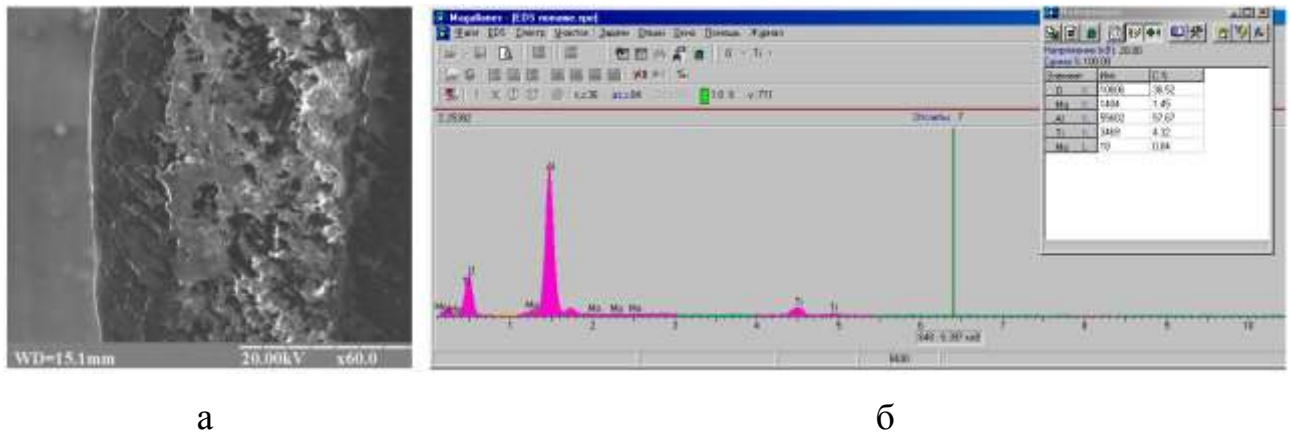


Рис. 3.7 Топографія поверхні доріжки тертя контрзразка (а, сплав Д16Т) і результати аналізу відсоткового розподілу хімічних елементів на мікроділянці зразка (б, сплав ВТ8) після випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії

У парах тертя ВТ8– сталь Х18Н10Т, ВТ8 – сталь 45 більш інтенсивно зношується титановий сплав. При цьому величина зносу сплаву ВТ8 більша ніж у однойменній парі, а у парі із сплавом ВТ8 менше зношується відносно м'яка маломіцна сталь Х18Н10Т ніж тверда заготована сталь 45.

При аналізі доріжок тертя зразків і контрзразків в парах тертя ВТ8 – ВТ8, ВТ8–сталь Х18Н10Т, ВТ8– сталь 45 виявляється ідентичність характеру руйнування їх поверхні, який відповідає ознакам переважно корозійно-втомного та абразивного зношування. Очевидно, що за таких умов фретингостійкість матеріалів пар тертя буде визначатися конкуренцією таких чинників, як твердість, циклічна міцність, корозійна стійкість. В цьому випадку більш низьку фретингостійкість сплаву ВТ8 у парі зі сталями можна пояснити високою схильністю титану і його сплавів до хімічної взаємодії з киснем, низькою міцністю вторинних оксидних плівок та схильністю до наводнення в процесі фретинг-корозії [170], а більш високу фретингостійкість в однойменній парі – менш інтенсивним розвитком електрохімічних корозійних процесів. Враховуючи, що в процесі фретинг-корозії в результаті передеформування і трибохімічних реакцій поверхневі шари металу зазнають суттєвих змін як на макроструктурному, так на субструктурному рівнях [2; 39], корозійна

активність титанового сплаву у фретинг-парах буде визначатись не початковим значенням його стандартного електродного потенціалу, а значеннями електродного потенціалу, набутими під дією фретингу. В такому випадку закономірно очікувати більш низької інтенсивності зношування металу в однойменній парі.

Представлені вище результати дають можливість встановити сприятливе поєднання матеріалів у парі тертя з огляду їх взаємного впливу на фрикційно-зносні характеристики. Такий підхід може бути справедливим для трибосистеми, де в результаті зношування деталей втрачається заданий натяг (з'єднання з гарантованим натягом), або працездатність трибосистеми порушується збільшенням між деталями зазору (з'єднання з гарантованим зазором). До таких трибосистем відносяться відносно відкриті трибосистеми, де об'єм продуктів зношування, що утворюється в зоні контакту (V^I) може компенсуватись сумарним об'ємним зносом матеріалів трибопари (V^{II}) і об'ємом продуктів зношування, що видаляються із зони контакту (V^{III}):

$$V^I \leq V^{II} + V^{III} \quad (3.1)$$

У закритих трибосистемах, де продукти зношування не мають вільного виходу із зони контакту і не виконуються співвідношення (3.1), накопичення продуктів зношування може викликати додаткове збільшення у спряженні питомого тиску. Наслідком розвитку фретинг-корозії у таких трибосистемах частіше всього стає втрата рухомості з'єднання (заклинювання) та передчасне втомне руйнування деталі [39; 171-173]. В даному випадку критерієм оцінювання при виборі матеріалів пари тертя може бути параметр зміни об'єму матеріалу:

$$\Delta = \frac{KV^I}{V^{II}}, \quad (3.2)$$

де K – коефіцієнт, який враховує щільність упакування порошку продуктів зношування.

Враховуючи, що продуктами фретинг-корозії металічних сплавів, як правило, є оксиди основного металу, об'єм продуктів зношування, що

утворюється кожним із елементів трибопари, можна визначити співвідношенням:

$$V_{Mi}^I = V_{Mi}^{II} \cdot \Pi, \quad (3.3)$$

де V_{Mi}^{II} – об’ємний знос i -го елемента трибосистеми; Π – коефіцієнт Піллінга-Бедфорда, який характеризує співвідношення об’єму оксиду, утвореного при окисненні, до відповідного об’єму металу [174].

Розглядаючи закриту трибосистему як замкнений об’єм, в якому продукти зношування піддаються тиску з одночасним накладанням вібрації, за аналогій з вібраційним пресуванням порошкових матеріалів [175], фізичне значення параметра K в рівнянні (3.2) можна визначити, як здатність порошку продуктів зношування до ущільнення при вібраційному пресуванні.

Об’єм порошкового тіла при пресуванні під дією тиску змінюється в результаті зміщення окремих часток порошку, чим досягається більш щільне їх укладення, а також за рахунок деформації часток порошкової маси. Здатність порошкових матеріалів до ущільнення визначаються такими фізичними характеристиками, як гранулометричний склад, величина і форма частинок порошку, здатність матеріалу порошку до пластичного деформування. Ущільнення при пресуванні порошкових матеріалів можна визначити із рівняння пресування:

$$\gamma = \gamma_{\text{пр}} - \frac{K_0}{a} e^{-a \cdot p} \quad (3.4)$$

де γ – щільність спресованої порошкової маси; $\gamma_{\text{пр}}$ – умовна гранична щільність матеріалу при досить великому тиску пресування; p – прикладений тиск пресування; K_0 – початковий коефіцієнт пресування при $p=0$; a – коефіцієнт втрати здатності стискання, який характеризує відношення зменшення коефіцієнта пресування K при збільшенні тиску на одиницю.

Константи у рівнянні (3.4) є характеристиками порошкових матеріалів і можуть бути визначені експериментальним шляхом.

Для крихких, малопластичних порошкових матеріалів таких, як, наприклад, порошки бориду і карбїду титану, щільність пресовок при

вібраційному пресуванні, навіть за відносно не високих тисків і малої тривалості вібраційної дії, може збільшуватись в 1,4...1,5 рази [175]. Оскільки за звичайних температур оксиди металів також є крихкими малопластичними матеріалами [174], а в результаті багаторазового перетирання в зоні контакту набувають приблизно однакової форми і розмірів, параметр K у рівнянні (3.2) може бути визначений як величина обернена коефіцієнту збільшення щільності пресовок при вібраційному пресуванні і з деяким наближенням прийнятим рівним $K = 1/1,5 = 0,66$.

На основі викладеного вище аналітичного дослідження об'ємних змін, що відбуваються у закритих трибосистемах за розвитку фретинг-корозії, проведено розрахунок параметра зміни об'єму матеріалу Δ . Вихідні дані для розрахунків і отримані значення параметра Δ наведено в таблиці 3.1.

Таблиця 3.1

Вихідні дані для розрахунку та розрахункові значення параметра Δ досліджуваних пар тертя

№ п/п	Пари тертя	Матеріали пари тертя зразок/контрзразок	Об'ємний знос матеріалів пари тертя, V_{Mi}'' , мм ³	Оксидні фази продуктів зношування	Коефіцієнт Піллінга-Бедворда, П	Сумарний об'єм продуктів зношування матеріалів пари тертя, V' , мм ³	Коефіцієнт зміни об'єму матеріалу у зоні трибоконтакта, Δ
1	ВТ8-МЛ15	ВТ8	0,19	TiO ₂	1,76	2,52	0,57
		МЛ15	2,7	MgO	0,81		
2	ВТ8 – БрАЖН9-4	ВТ8	0,25	TiO ₂	1,76	1,48	1,15
		БрАЖН9-4	0,6	CuO	1,74		
3	ВТ8 – Д16Т	ВТ8	0,5	TiO ₂	1,76	3,25	0,91
		Д16Т	1,85	α -Al ₂ O ₃	1,28		
				γ -Al ₂ O ₃	1,45		
4	ВТ8 – ВТ8	ВТ8	0,75	TiO ₂	1,76	2,81	1,16
		ВТ8	0,85	TiO ₂	1,76		
5	ВТ8 – Х18Н10Т	ВТ8	1	TiO ₂	1,76	2,5	1,22
		Х18Н10Т	0,35	Fe ₃ O ₄ ,магнетит	2,10		
				Fe ₂ O ₃ , гематит	2,14	2,51	1,23
				γ -Fe ₂ O ₃	2,45	2,62	1,28
6	ВТ8 – Ст45	ВТ8	1,25	TiO ₂	1,76	3,77	1,25
		Сталь45	0,75	Fe ₃ O ₄ ,магнетит	2,10		
				Fe ₂ O ₃ , гематит	2,14	3,81	1,26
				γ -Fe ₂ O ₃	2,45	4,04	1,33

Величина параметра Δ є характеристикою трибосистеми, яка показує, у скільки разів об'єм продуктів зношування, що утворюється при фретинг-корозії, більший або менший зношеного об'єму матеріалів пари тертя. Очевидно, що за умови мінімізації у спряженні тиску і одночасного збереження попереднього наданого натягу, значення параметра Δ в ідеалі повинно бути близьким до 1. Як видно із таб.3.1, найбільш сприятливим у даному випадку буде поєднання титанового сплаву VT8 у парі з алюмінієвим сплавом Д16Т, бронзою БрАЖ9-4 та в однойменній парі. У парі зі сталлю Х18Н10Т і сталлю 45 загартованою, не зважаючи на їх відносно більшу зносостійкість, через високе значення коефіцієнту Піллінга-Бедфорда для оксидів заліза, у спряженні можливе суттєве збільшення тиску. Особливо інтенсивного збільшення тиску можна очікувати на ранній стадії фретинг-корозії, коли в продуктах зносу переважно утворюється оксид $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ [37] з найбільшим для оксидів заліза коефіцієнтом Піллінга-Бедворда.

У парі тертя сплаву VT8 і з магнієвим сплавом МЛ-5, через низький коефіцієнт Піллінга-Бедворда оксиду магнію і високу інтенсивність зношування магнієвого сплаву, розрахункове значення параметра Δ суттєво менше 1. В цьому випадку втрата працездатності трибосистеми може бути обумовлена не збільшенням тиску у спряженні, а інтенсивним зменшенням натягу та збільшенням зазору.

Отримані на основі проведених в даному розділі експериментальних і аналітичних досліджень результати, не дивлячись на зроблені припущення, можуть бути теоретичною основою для вибору сприятливого поєднання матеріалів у фретинг-парах. Безумовно, що в кожному конкретному випадку вирішення такої задачі потребує врахування можливих змін провідних тирбофізичних та трибохімічних процесів в зоні фрикційного контакту і, відповідно, зміни механізмів зношування при зміні умов фрикційно-контактного навантаження, природи та фізико-механічних властивостей матеріалів контактної пари.

3.1.2 Дослідження впливу природи матеріалів і амплітудно-силових параметрів фретингу на величину і статистичні характеристики фретинг-зносу

Процеси зношування матеріалів при фретинг-корозії, подібно іншим видам зношування, відносяться до випадкових стахостичних процесів. На інтенсивність зношування і величину фретинг-зносу, поряд з розкидом механічних властивостей матеріалів трибопари, можуть впливати такі фактори, як непередбачуваний характер зміни структури і фазового складу матеріалу в зоні трибоконтакту, зміна напружено-деформаційного стану, об'ємної геометричної структури пошкоджень поверхні (ГСП) та фазового складу продуктів зношування на різних стадіях розвитку фретинг-корозії тощо. Всього на розвиток фретинг-корозії можуть впливати більш ніж 50 факторів [176], багато з яких не піддаються кількісній оцінці і можуть знаходитись в складній взаємозалежності. Тому величину фретинг-зносу необхідно розглядати як статистичну ймовірнісну для даного матеріалу і умов віброконтактного навантаження характеристику, яка має деяке поле розсіювання.

Виконаними на сьогодні статистичними дослідженнями процесів зношування для різних видів тертя і типів з'єднань [177-179] не встановлено, яким статистичним законом, крім нормального закону розподілу, підпорядковуються величини зносу. Разом з цим, наявність інформації про закон розподілу і статистичні характеристики величин зносу є однією із необхідних умов побудови розрахункових математичних моделей зношування, прогнозування і оцінки довговічності трибосистем.

З метою визначення закону розподілу і статистичних характеристик величини фретинг-зносу у залежності від природи матеріалу конструкційних сплавів та параметрів віброконтактного навантаження, проводилась статистична обробка і аналіз результатів кількісної оцінки величин зносу зразків при випробуванні на зношування в умовах фретинг-корозії [180]. Для виключення впливу матеріалу контрзразка досліджувались однойменні пари

тертя алюмінієвого сплаву Д16Т, титанового сплаву ВТ8, сталі 45 у нормалізованому та сталі 45 у загартованому стані з низьким відпалом. Всі зразки випробувались на базі $N=5 \cdot 10^5$ циклів при двох рівнях амплітудно-навантажувального режиму фретингу: умовно помірному при $A=100$ мкм та $P=19,6$ МПа та умовно жорсткому при $A=300$ мкм та $P=29,4$ МПа. Величини зносу оцінювались ваговим і лінійним методами. Прийнята для кожної серії випробувань вибірка спостережень для перевірки гіпотези про статистичний закон розподілу і для обрахування статистичних характеристик величини фретинг-зносу відповідно складала 25, та 25 і 7. Параметри розподілу і статистичні характеристики-математичне очікування X , середнє квадратичне відхилення (СКВ) і коефіцієнт варіації β визначались у відповідності з рекомендаціями [156; 157].

Результати статистичної обробки спостережень, отриманих для сталі 45 (гартування+низький відпал) і сплаву Д16Т показали, що незалежно від різної природи цих матеріалів і амплітудно-навантажувального режиму фретингу, розподіл величини фретинг-зносу не суперечить гіпотезі нормального закону розподілу і задовільно описується кривою Гауса:

$$P(x) = \frac{1}{\sigma_x \sqrt{2\pi}} \exp \frac{(x-\bar{X})^2}{2\sigma_x^2},$$

(3.5)

де σ_x – середнє квадратичне відхилення величини зносу; \bar{X} – математичне очікування величини зносу.

В той же час, із аналізу щільності розподілу випадкових похибок величини фретинг-зносу (рис. 3.8) за результатами спостережень, отриманих ваговим і лінійним методами, можна сказати, що ваговий метод дає менше поле розсіювання (величину СКВ) і більшу щільність розподілу.

Оцінка величини зносу ваговим методом характеризує втрату маси елемента трибопари, яка прямо пропорційна величині зношеного об'єму, помноженому на питому масу матеріалу і не залежить від ГСП.

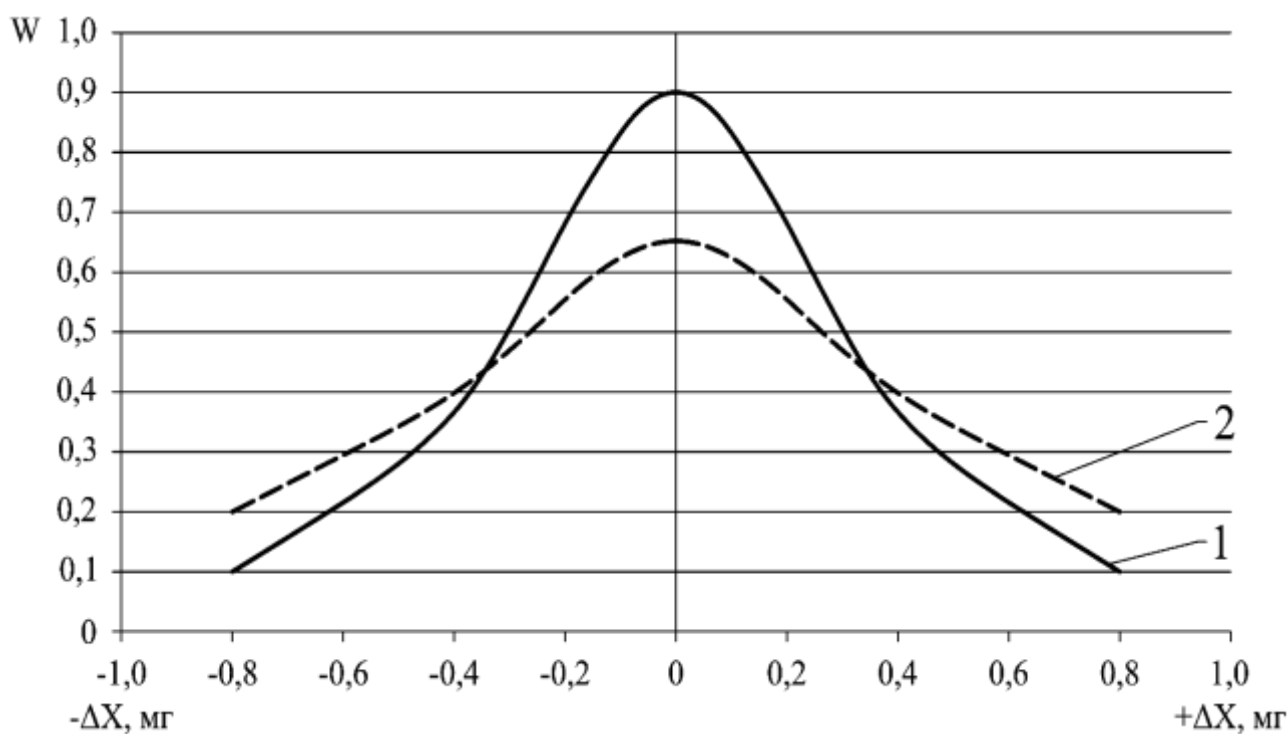


Рисунок 3.8 – Щільність розподілу випадкових похибок величини фретинг-знос (W) сталі 45 (гартування+низький відпал): 1 – ваговий метод; 2 – лінійний метод. Умови випробувань: $A=100$ мкм; $P=19,6$ МПа; $N=5 \cdot 10^5$ цикл.

Лінійний знос є інтегральною характеристикою ГСП, яка визначається як середнє арифметичне відхилення точок профілю зношеної поверхні від середньої лінії профілю базової поверхні. Оскільки розподіл точок профілю зношеної поверхні відносно базової поверхні носить випадковий характер і може додатково впливати на розкид величин фретинг-знос, подальшу оцінку статистичних характеристик виконувати на основі результатів спостережень, отриманих ваговим методом. Розрахункові значення статистик, які характеризують розподіл величини фретинг-знос для досліджуваних матеріалів і режимів фретингу представлені у таблиці 3.2.

Аналіз статистичних характеристик, отриманих для групи досліджуваних матеріалів і режимів фретингу показує, що показники як абсолютного (σ_x), так і відносного (β) розсіювання величини фретинг-знос більш чутливі до амплітудно-навантажувальних умов роботи пари тертя ніж до природи і фізико-

механічних властивостей матеріалу і зростають при підвищенні жорсткості віброконтактного навантаження. При цьому найбільше розсіювання статистик і їх зростання при більш жорсткому навантаженні спостерігається для сталі 45 у стані гартування.

Значне зростання розсіювання значень величини фретинг-зносу із підвищенням жорсткості амплітудно-навантажувального режиму фретингу не узгоджується з уявленими щодо втомної природи фрикційного руйнування поверхневих шарів металу і втомно-корозійного механізму фретинг-корозійного зношування [37]. Зокрема, як відомо [156; 181], дисперсія втомної довговічності при втомному руйнуванні в малоцикловій області завжди менша, ніж в багато цикловій. В отриманих для фретинг-корозії результатах спостерігається зворотня залежність. Виходячи із цього можна констатувати, що умова формування характеристик розсіювання величини фретинг-зносу не визначається переважно процесами втомного руйнування поверхневих шарів. Очевидно, що в цьому випадку суттєвий вплив на розсіювання результатів має стахостичний характер напружено-деформованого стану і розподілу контактних навантажень в зоні трибоконтракту.

Закономірно очікувати, що з підвищенням жорсткості амплітудно-навантажувального режиму фретингу в процес циклічного переддеформування будуть втягуватись все більші об'єми приповерхневого шару металу, які одночасно знаходяться на різній стадії деградації структури і руйнування. Очевидно, що такі ж процеси розвиваються і при менш жорстких умовах фрикційно-контактної взаємодії поверхонь, але вони будуть більш локалізовані і будуть охоплювати меншу кількість елементів структури, які впливають на розсіювання величини фретинг-зносу.

З цієї позиції можна пояснити найбільш суттєве зростання величини СКВ загартованої сталі 45 при переході до більш жорсткого амплітудно-навантажувального режиму фретингу.

Структура загартованої сталі характеризується метастабільним станом і являє собою пересичений твердий розчин вуглецю в α -залізі (мартенсит

загартування) з присутністю значної кількості залишкового аустеніту, розпад яких, в залежності від температури нагріву, супроводжується утворенням

Таблиця 3.2

**Розрахункові значення статистичних характеристик фретинг-знос
матеріалів для різних режимів віброконтактного навантаження при
фретинг-корозії.**

№ пор	Матеріал пари тертя	Режим віброконтактного навантаження	Математичне очікування μ , мГ	Середнє квадратичне відхилення	Коефіцієнт варіації β
1.	Сталь 45 нормалізована	A=100 мкм; P=19,6 МПа	7,2	0,6	0,08
		A=300 мкм; P=29,4 МПа	20,7	1,84	0,09
2.	Сталь 45 (гартування)	A=100 мкм; P=19,6 МПа	1,6*	0,40*	0,20*
			1,72	0,45	0,26
		A=300 мкм; P=29,4 МПа	16,2*	4,4*	0,27*
			17,1	5,1	0,3
3.	Сплав Д16Т	A=100 мкм; P=19,6 МПа	3,1*	0,57*	0,18*
			3,5	0,66	0,22
		A=300 мкм; P=29,4 МПа	6,7*	1,42*	0,21*
			7,1	1,6	0,23
4.	Сплав ВТ8	A=100 мкм; P=19,6 МПа	3,4	0,38	0,11
		A=300 мкм; P=29,4 МПа	7,6	0,72	0,1

* результати обчислення за результатами 7 спостережень

різного фазового складу і структури сталі, а відповідно змінюються і її властивості. Тому для загартованої сталі, поряд із зазначеними вище стахостичними факторами, які впливають на розсіювання величини фретинг-знос, додатковий вплив буде вносити фактор гетерогенності структури, пов'язаний із локальними фазовими і структурними змінами в зоні трибоконтакту. Такі фазові перетворення в структурі загартованої сталі з

утворенням мартенситу відпалу і цементиту, можуть відбуватись при температурах відповідно 493 К і 693 К [182], які співрозмірні з температурами, що були зафіксовані в зоні трибоконтакту в процесі фретингу однойменних пар загартованої сталі 45 при близьких умовах віброконтактного навантаження [183]. Очевидно, що чим більш жорстким буде ампліудно-навантажувальний режим фретингу, тим більш неоднорідним за властивостями буде об'єм матеріалу, охоплений процесами, розвиток яких спричиняє зношування.

3.1.3 Дослідження впливу геометрії контакту елементів трибопари на фретинг-корозійне зношування

При вирішенні проблеми забезпечення високого рівня надійності і довговічності трибомеханічних систем однією із найбільш важливих задач є визначення для заданих умов тертя і поєднання матеріалів у трибопарі оптимальної схеми і розмірів контакту. При зношуванні в умовах фретинг-корозії, внаслідок малих ампліуд відносних переміщень, руйнування поверхонь відбувається на ділянках дійсного контакту, а продукти зношування, залежно від співвідношення геометричних параметрів контакту і амплітуди відносного переміщення, можуть вільно видалятись або накопичуватись в зоні тертя. Очевидно, що в такому випадку характер і інтенсивність зношування будуть суттєво залежати як від форми та розміру ділянки контакту, так і від амплітуди вібропереміщення.

Для визначення взаємного впливу зазначених факторів на інтенсивність фретинг-корозії проведені дослідження залежності величини фретинг-зносу від параметра K_3 , який характеризує ступінь відносного зміщення спряжених поверхонь і визначається відношенням амплітуди фретингу A до напівширини ділянки контакту у напрямі вібропереміщення $K_3 = A/l$. Важливість урахування параметра K_3 для трибосистем, що піддаються фретинг-корозійному зношуванню, визначається тим, що із зміною його величини змінюються умови виходу продуктів зношування із зони тертя, проникнення в зону тертя

зовнішнього середовища, а відповідно змінюються і умови фрикційно-контактної взаємодії поверхонь елементів трибопари [41; 184-185].

Дослідження проводились на вібраційному трибометрі ІМФ (рис. 2.2) за схемою контакту «площина-циліндр» [186]. В якості зразків використовувались пластини різної товщини із титанового сплаву VT20 у стані постачання.

Для мінімізації впливу зміни форми контртіла внаслідок зношування на умови експерименту, в якості матеріалу контрзразків використовувалась азотована сталь 30ХГСНА підвищеної зносостійкості.

Випробування проводились за звичайних атмосферних умов без мащення. Сила нормального навантаження на одиницю довжини контакту у всіх експериментах була постійною і становила 4,1 Н/мм, амплітуда вібропереміщення $A=500$ мкм, частота коливань $f=50$ Гц, база випробувань $N=0,9 \cdot 10^5$ цикл. За результатами випробувань визначався лінійний знос зразків в зонах максимального випрацювання вздовж доріжки тертя. Також в ході експерименту реєструвався сигнал від датчика системи вимірювання зусилля опору переміщення контрзразка, величина якого пропорційна силі тертя.

Характер зміни усереднених значень величини максимального лінійного зносу H_{max} , його дисперсії і величини сигналу датчика U залежно від параметра відносного зміщення K_3 представлено на рис. 3.9.

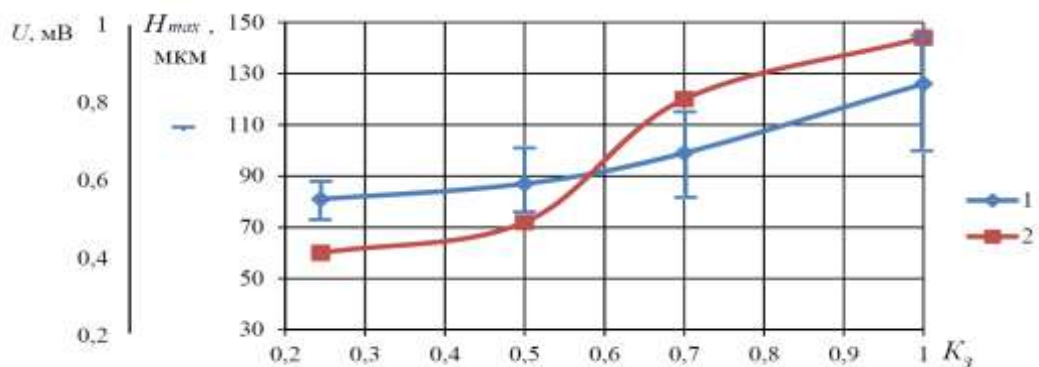


Рис. 3.9 Залежність величини максимального лінійного зносу $H_{max}(1)$ і величини сигналу датчика сили тертя $U(2)$ від параметра відносного зміщення поверхонь зразка і контрзразка K_3 при випробуванні на зношування в умовах фретинг-корозії.

Із аналізу отриманих залежностей можна зробити наступні висновки. За умови постійної амплітуди фретингу величина зносу тим більша, чим більше параметр K_3 наближається до 1. Причому, найбільш швидко знос зростає коли величина параметра K_3 перевищує деяке порогове значення, яке лежить в області $K_3 \geq 0,5 \dots 0,6$. В цьому ж діапазоні значень параметра K_3 спостерігається різке зростання сигналу датчика, що можна ототожнити із збільшенням сили тертя та, відповідно, із підвищенням фрикційної навантаженості матеріалу поверхневого шару.

Другий важливий висновок полягає в тому, що більшим значенням параметра K_3 відповідає більш висока дисперсія величини зносу. Тобто, із збільшення відносного зміщення поверхонь елементів трибопари підвищується ступінь стохастичності процесів, що відповідають за фретинг-корозійне зношування матеріалу.

За прийнятої схеми контакту при $K_3 \geq 1$ в кожному циклі відносного переміщення всі точки поверхні тертя контртіла (рухомий елемент трибопари) виходять із дотику з поверхнею зразка (нерухомий елемент трибопари). В цьому випадку відбувається повне розкриття поверхні тертя контртіла і створюються найбільш сприятливі умови для виходу із зони тертя вільних частинок продуктів зношування. В той же час, кожна точка поверхні тертя зразка постійно знаходиться у контакті із контртілом. Цей випадок характеризується малою швидкістю утворення і регенерації в процесі тертя захисних оксидних і адсорбованих плівок на поверхні зразка і великою їх швидкістю на поверхні контрзразка.

При наближенні K_3 до 0, що характерно для поверхонь з великою протяжністю ділянок контакту у напрямку вібропереміщення та для малих амплітуд фретингу, швидкість виходу продуктів зношування із зони тертя зменшується. Таку закономірність можна розглядати як процес зміни характеру фрикційно-контактної взаємодії елементів трибопари, за якої за рахунок формування між поверхнями тертя більш ефективного прошарку продуктів зношування зменшується вірогідність контактування і фрикційної взаємодії поверхонь тертя через ділянки з безпосереднім міжметалевим контактом. Очевидно, що за таких умов буде знижуватись динамічна навантаженість

фрикційного контакту, а інтенсивність зношування матеріалу значною мірою буде визначатись співвідношенням швидкостей трьох взаємозв'язаних трибологічних процесів:

трибоактивація та трибохімічна взаємодії матеріалів трибопари з активними компонентами навколишнього середовища і між собою →

→ руйнування поверхонь тертя, відокремлення вільних частинок продуктів зношування →

→ накопичення та видалення із зони тертя продуктів зношування.

Вплив кожного із зазначених процесів на інтенсивність фретинг-корозії буде залежити як від природи матеріалів контактної пари, так і від геометричних параметрів контакту. Причому роль останніх може суттєво змінюватись залежно від схеми початкового контакту і від стадії розвитку фретинг-процесу.

Для схеми контакту «площина-площина» епюра розподілу питомого контактного навантаження за умови дії постійної нормальної зовнішньої сили на всіх стадіях фретингу залишається незмінною ($p = const$), а відносне зміщення спряжених поверхонь для більшості реальних трибовузлів буде характеризуватися дуже малими величинами ($K_z \rightarrow 0$). В цьому випадку центральні ділянки контакту мають меншу можливість доступу в зону тертя зовнішнього середовища і видалення із зони тертя продуктів зношування ніж периферійні. У зв'язку з цим, для периферійних ділянок на першому етапі фретингу найбільш ймовірною буде реакція активованих поверхневих шарів метала з киснем з утворенням пасивувальних оксидних плівок та розвиток зношування за корозійно-втомним механізмом.

Для центральних ділянок, в наслідок обмеження надходження кисню, можна очікувати активізацію реакцій твердофазної взаємодії та зношування матеріалів трибопари за механізмом адгезійного зношування. Поступово, у результаті підвищення шорсткості та зменшення щільності прилягання поверхонь, фронт реакцій трибохімічного окиснення буде розповсюджуватись від периферійних до центральних ділянок контакту.

У відкритих трибосистемах де швидкість виходу продуктів зношування із зони тертя дорівнює швидкості їх утворення, фрикційна взаємодія елементів

трибопари буде здійснюватись через сформований із продуктів зношування прошарок. Це буде сприяти деконцентрації локальних контактних напружень на ділянках фактичного контакту, зниженню фрикційного навантаження поверхонь тертя та, відповідно, зниженню інтенсивності зношування.

У закритих трибосистемах, де швидкість утворення продуктів зношування перевищує швидкість видалення їх із зони тертя, для матеріалів трибопари, які мають сумарний параметр прирощення об'єму матеріалу при перетворенні зношеного об'єму металу в оксиди, більший одиниці, тиск у трибосистемі поступово буде підвищуватись. Як уже відмічалось, наслідком розвитку фретинг-процесу у цьому випадку може стати втрата рухомості і заклинення з'єднання.

На відміну від контакту «площина-площина» у спряженнях із локальним точковим та лінійним контактом зношування елементів трибосистеми супроводжується збільшенням номінальної контактної площі. Одночасно будуть знижуватись діючі у спряженні питомі контактні навантаження. На початковому етапі фретингу забезпечується вільне надходження повітря в зону тертя, що дає можливість інтенсивного протікання реакцій трибохімічної взаємодії активованих поверхневих шарів металу з киснем. Цей же період характеризується відносно вільним виходом із зони тертя продуктів зношування. За таких умов високі питомі напруження, що виникають у локальному контакті навіть за малих значень зовнішньої нормальної сили, будуть стимулювати процес руйнування оксидних плівок та розвиток фретинг-корозії за механізмом адгезійного зношування.

В подальшому можна очікувати, що зі збільшенням кількості циклів фретингу характер процесів фрикційно-контактної взаємодії у трибосистемах з локальним точковим і лінійним контактом все більше буде набувати ознак, притаманних трибосистемам із площинним контактом.

З позиції встановлених особливостей впливу геометрії контакту на розвиток фретинг-корозійного зношування можна дати пояснення результатам порівняльних випробувань з визначення фретингостійкості двох різних за рівнем міцності і фізико-хімічними властивостями конструкційних сплавів – титанового сплаву ВТ8 і алюмінієвого сплаву Д16Т. Як видно із табл.3.3, не

дивлячись на значно вищу об'ємну статичну і циклічну міцність, за прийнятої схеми контакту і умов фрикційно-контактної взаємодії, опір зношуванню сплаву ВТ8 нижчий ніж сплаву Д16Т.

Більш високу фретингостійкість сплаву Д16Т, в даному випадку, можна пояснити формуванням в процесі фретинг-корозії на алюмінієвих сплавах комбінованого захисного прошарку із втілених у поверхню твердих частинок оксиду алюмінію Al_2O_3 , що входить до складу продуктів зношування [37].

Наявність таких структур підтверджується результатами електромікроскопічного і мікрорентгеноспектрального аналізу (рис. 3.10-рис. 3.12).

За площею менша щільність шаржованої оксидними частинками поверхні спостерігається у периферійних ділянках контакту, де умови для виходу продуктів зношування із зони тертя більш сприятливі, ніж у центральних. Очевидно, що аналогічний ефект стає причиною помітного зниження фретингостійкості сплаву Д16Т за умов випробування при $K_3=0,6$.

Таблиця 3.3

Механічні властивості і результати порівняльних випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії зразків титанового сплаву ВТ8 і алюмінієвого сплаву Д16Т

№ пор.	Матеріал зразка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_{-1} , МПа	Величина максимального лінійного зносу Н max, мкм*	
				$K_3=0,3$	$K_3=0,6$
1	Сплав ВТ8	100...120	45...50	120,0	140,0
2	Сплав Д16Т	45	15	105,0	135,0

*Умови випробувань: $A=300$ мкм; $p= 4,1$ Н/мм; $f=50$ Гц; $N= 1,8 \cdot 10^5$ цикл. Контртіло – сталь 30ХГСНА азотована.

На поверхні тертя сплаву ВТ8 подібних за механізмом утворення структур не спостерігається, що може бути пов'язано з меншим співвідношенням твердості металу до твердості його оксидів у титанових сплавах ніж у сплавах на основі алюмінію. Натомість, на доріжці тертя зразків сплаву ВТ8 фіксуються поверхневі структури чорного, світло- та темно-сірого кольору (рис. 3.13). За вмістом основних хімічних елементів і кисню (рис. 3.14; табл. 3.4) зазначені структури можна ідентифікувати як фази, що знаходяться на різних стадіях окиснення титану. Відносно невелика питома площа таких структур як у центральних, так

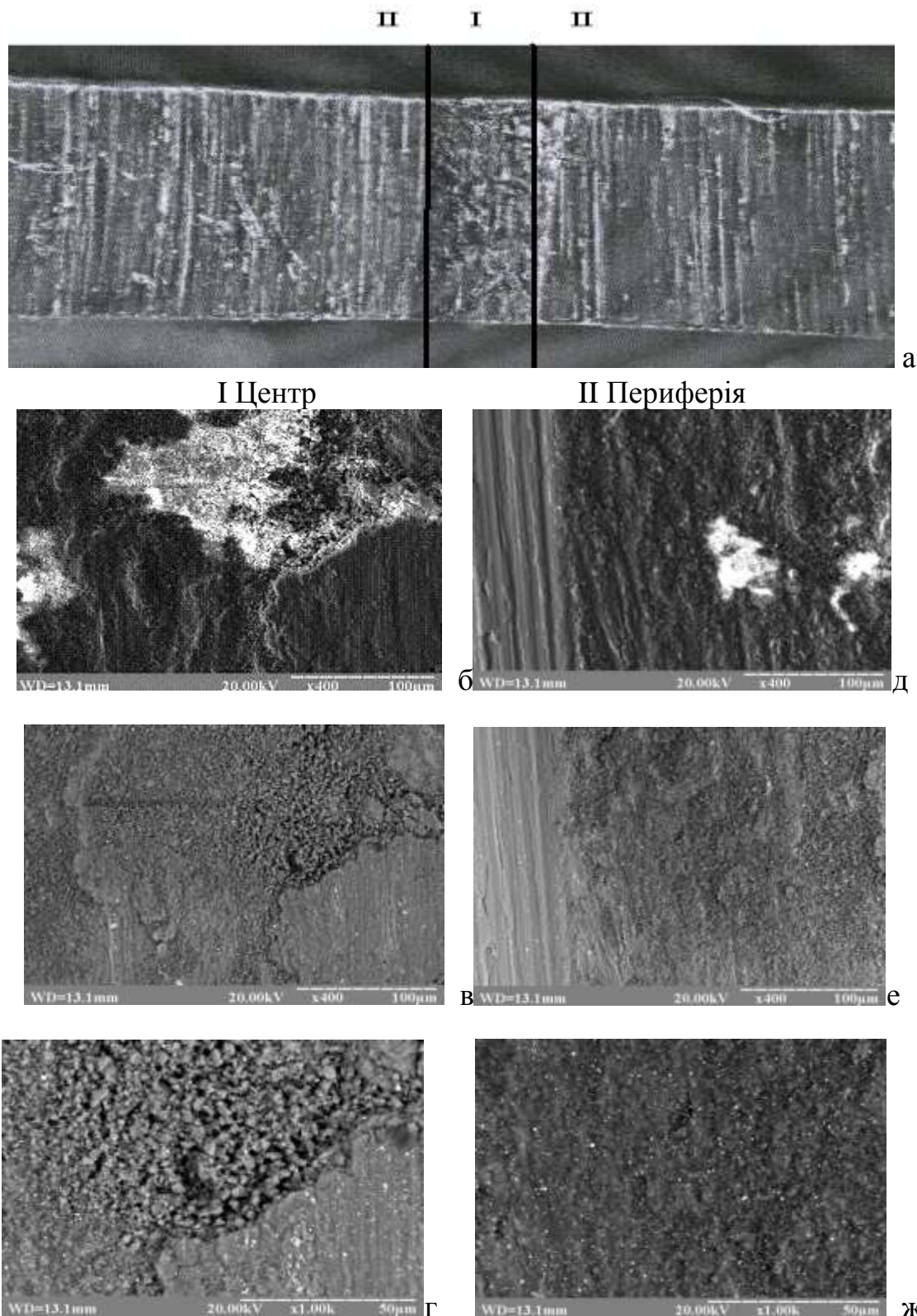
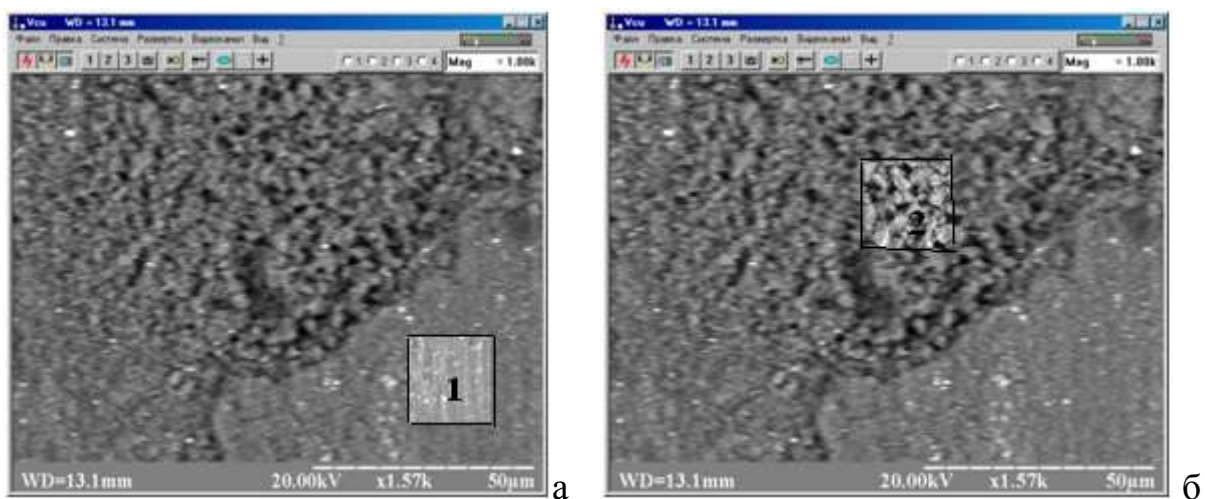
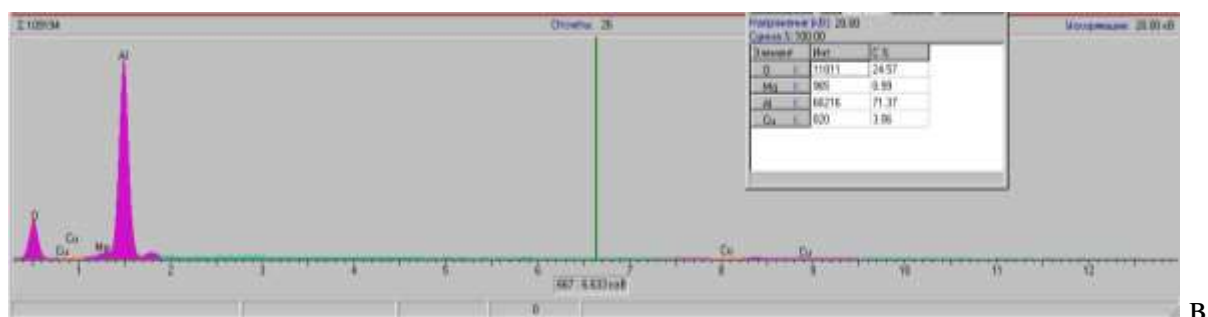


Рис. 3.10 Загальний вигляд (а, $\times 8$) та електромікроскопічне зображення поверхні доріжки тертя зразка сплаву Д16Т після випробувань на фретинг-зношування : б; д- зображення у вторинних електронах; в; г; е; ж- зображення у відбитих електронах



Зона 1



Зона 2

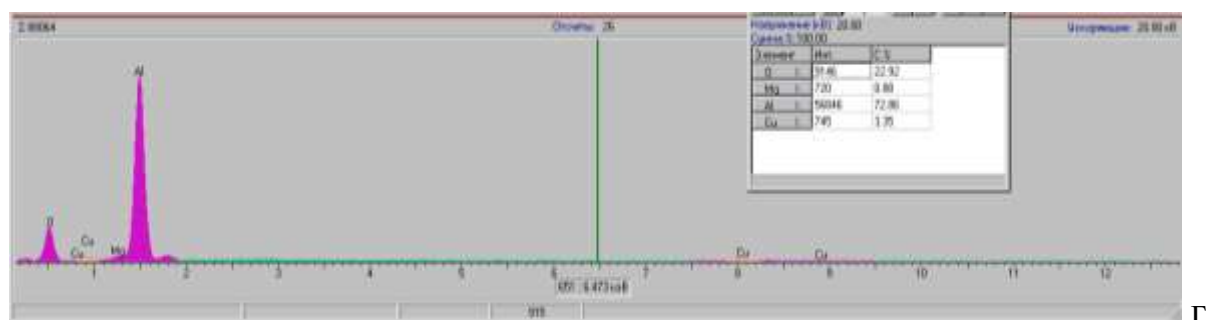
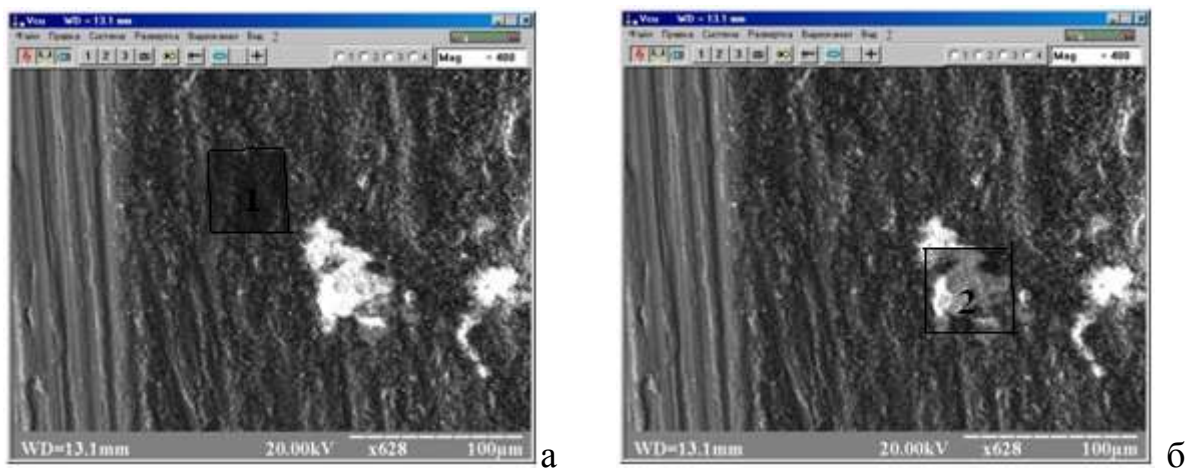
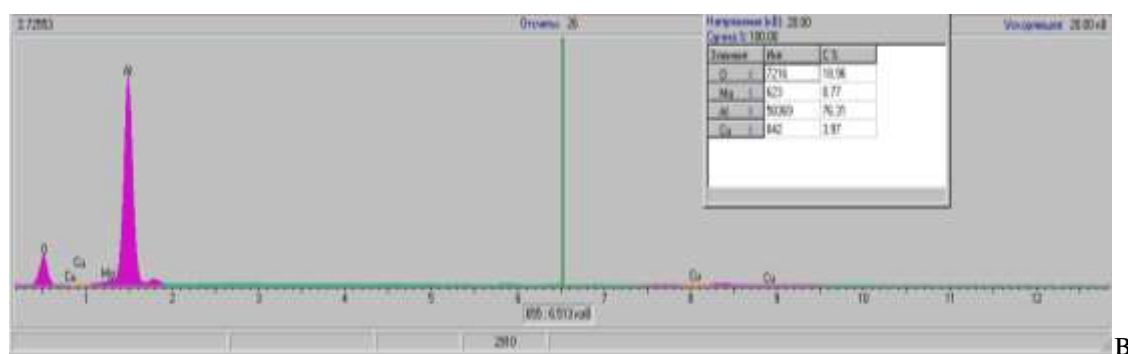


Рис.3.11 Зони сканування (а; б) та результати мікрорентгеноспектрального аналізу відсоткового розподілу хімічних елементів на поверхні тертя сплаву Д16Т після випробувань на фретинг-зношування. Центральна ділянка контакту.



Зона 1



Зона 2

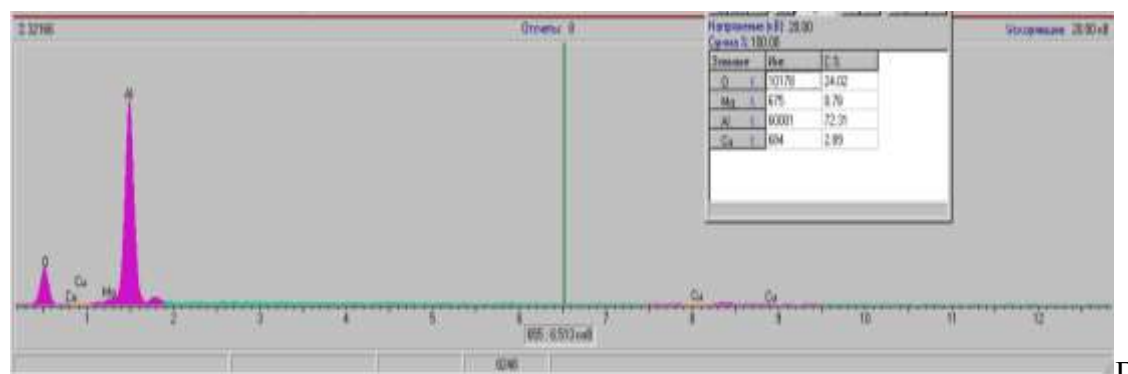


Рис. 3.12 Зони сканування (а; б) та результати мікрорентгеноспектрального аналізу відсоткового розподілу хімічних елементів (в;г) на поверхні тертя сплаву Д16Т після випробувань на фретинг-зношування. Периферійна ділянка контакту.

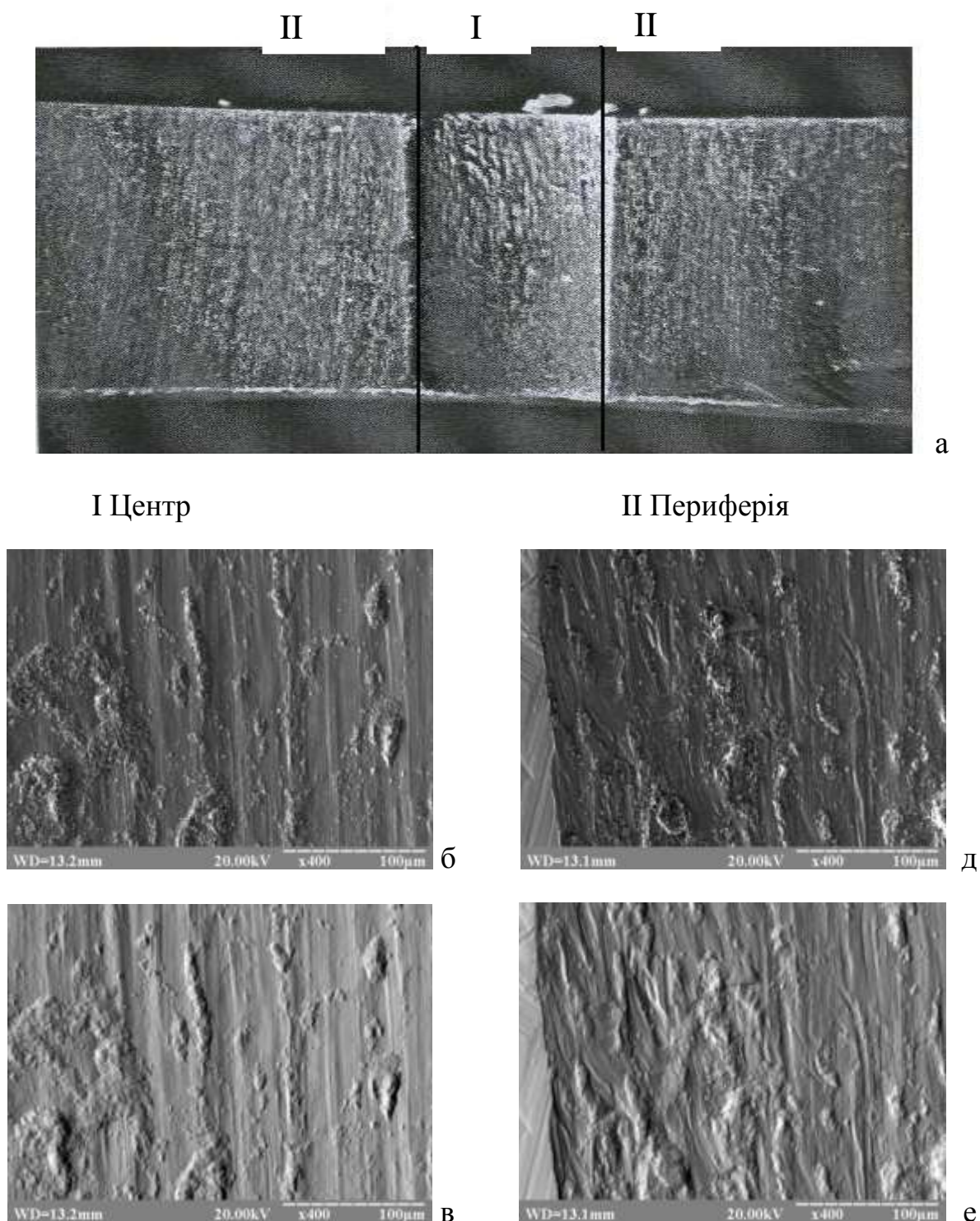
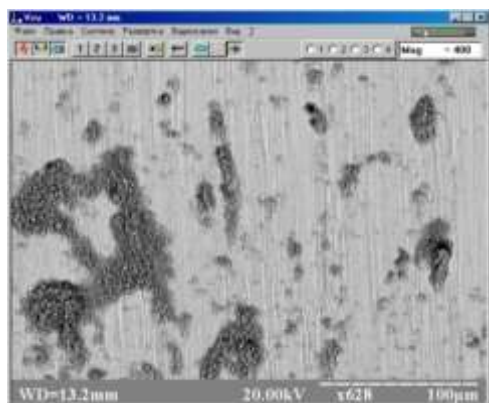


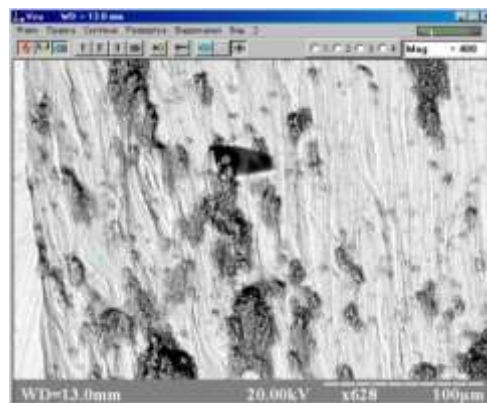
Рис. 3.13 Загальний вигляд (а, $\times 8$) та електромікроскопічне зображення поверхні доріжки тертя зразка сплаву VT8 після випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії: б; в- зображення у вторинних електронах; д; е - зображення у відбитих електронах

I. Центр

II. Периферія



а



б

Рис. 3.14 Мікроділянки сканування при рентгеноспектральному аналізі поверхні тертя сплаву ВТ8 після випробувань на фретинг-зношування

Таблиця 3.4

Відсотковий розподіл хімічних елементів на поверхні тертя сплаву ВТ8 після випробувань на фретинг-корозійне зношування

Мікроділянки сканування	Вміст хімічного елементу, % мас.			
	O	Al	Ti	Mo
I. Центральна ділянка				
1	15,90	6,01	75,57	2,52
2	39,10	4,60	54,40	1,91
3	45,20	4,20	49,13	1,40
II. Периферійна ділянка				
1	13,67	4,66	79,62	2,05
2	38,92	3,40	56,16	1,52
3	34,21	3,71	60,57	1,51

Для визначення впливу геометрії контакту на залежність величини зносу від амплітуди фретингу проводились дослідження із застосуванням трьох варіантів схем контакту елементів трибопари: площинний контакт суцільного кільцевого торця рухомого циліндричного контрзразка по торцю циліндричного нерухомого зразка; приривчастий контакт кільцевого сегментованого рухомого циліндричного контрзразка по торцю циліндричного нерухомого зразка; контакт плоскої поверхні нерухомого зразка з початковою циліндричною поверхнею рухомого зразка. Схеми початкового контакту, умови випробувань і результати експериментів представлені на рис. 3.15 – рис. 3.16.

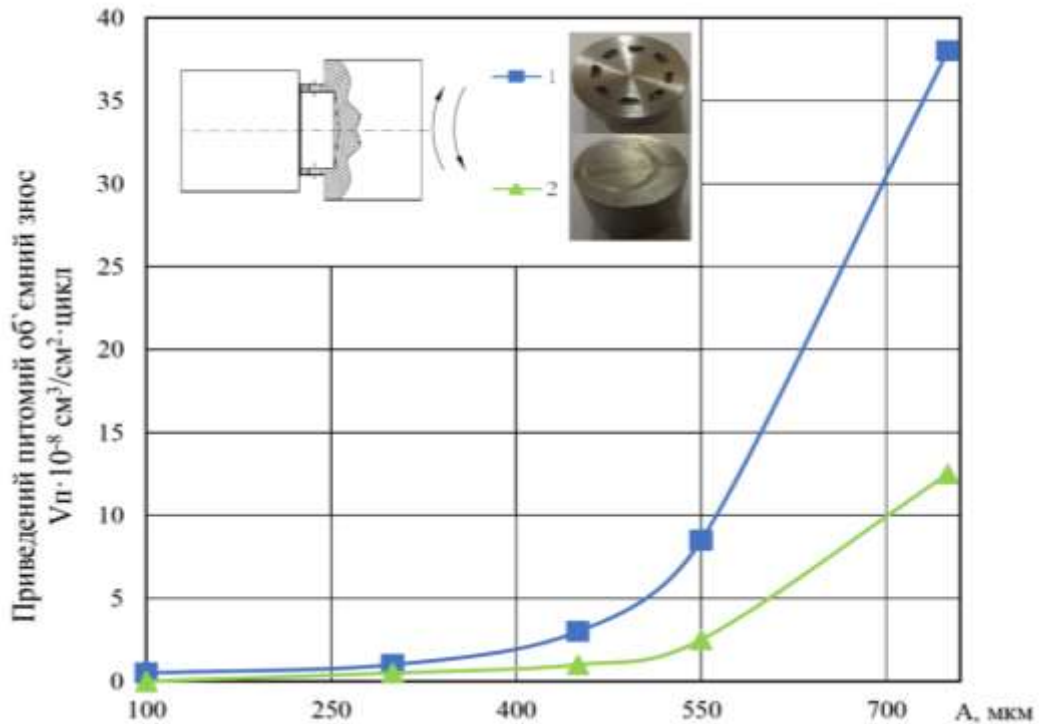


Рис. 3.15 Залежність приведенного питомого об'ємного зносу сплаву VT8 від амплітуди фретингу: 2 – площинний суцільний кільцевий контакт; 1 – сегментований кільцевий контакт. Умови випробувань: $P=19,6$ МПа; $V=30$ Гц; $T=293$ К. Пари одноіменні

Із аналізу отриманих залежностей можна зробити висновок, що критична амплітуда фретингу, вище якої інтенсивність зношування різко зростає, буде меншою для такого типу контакту, який забезпечує кращі можливості відведення із зони тертя продуктів зношування. За такої умови місцеположення перехідної області від малих до високих значень величин фретинг-зносу буде визначатись спільним впливом параметрів геометрії контакту і амплітуди вібропереміщень на фізико-хімічні процеси, що відповідають за формування фізичного контакту елементів трибопари і його перехід від фрикційної взаємодії переважно через прошарок продуктів зношування до безпосередньої фрикційної взаємодії поєднаних в парі тертя матеріалів.

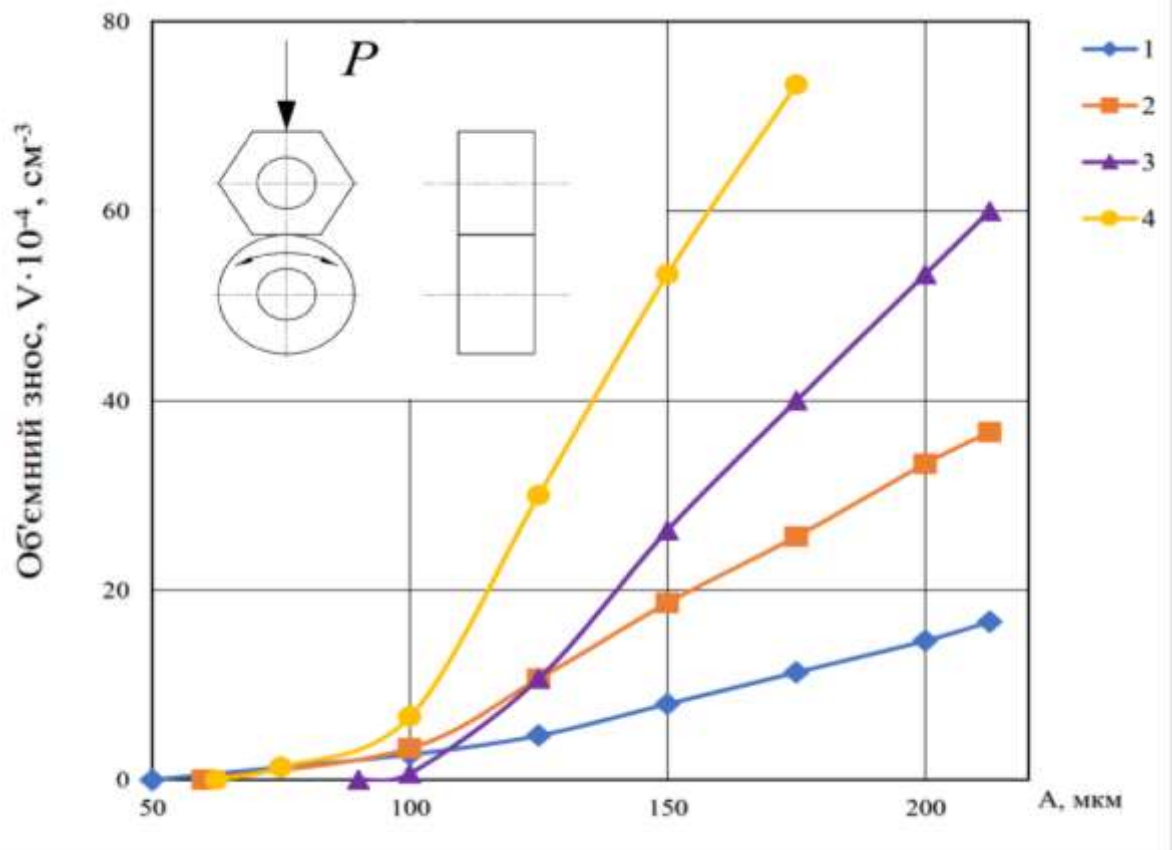


Рис. 3.16 Залежність приведенного об'ємного зносу сплаву ВТ22 від амплітуди фретингу. Початковий контакт "площина-циліндр". Умови випробувань: 1- $P=130$ Н/мм; 2- $P=65,8$ Н/мм; 3- 13 Н/мм²; $V=30$ Гц; $T=293$ К. Матеріали контрзразка-сталь ШХ15.

3.2 Дослідження процесів фрикційно-контактної взаємодії і зношування матеріалів трибомеханічних систем в умовах динамічного і ударно-динамічного фретингу

Процеси зношування багатьох деталей вузлів тертя авіаційних конструкцій пов'язані з динамічним характером діючих контактних навантажень. При цьому, в залежності від початкового стану спряження (натяг чи зазор), величини статичного і динамічного навантаження в трибоспряженні можуть реалізовуватись різні схеми контактної взаємодії елементів трибосистеми (рис.3.17) [10]:

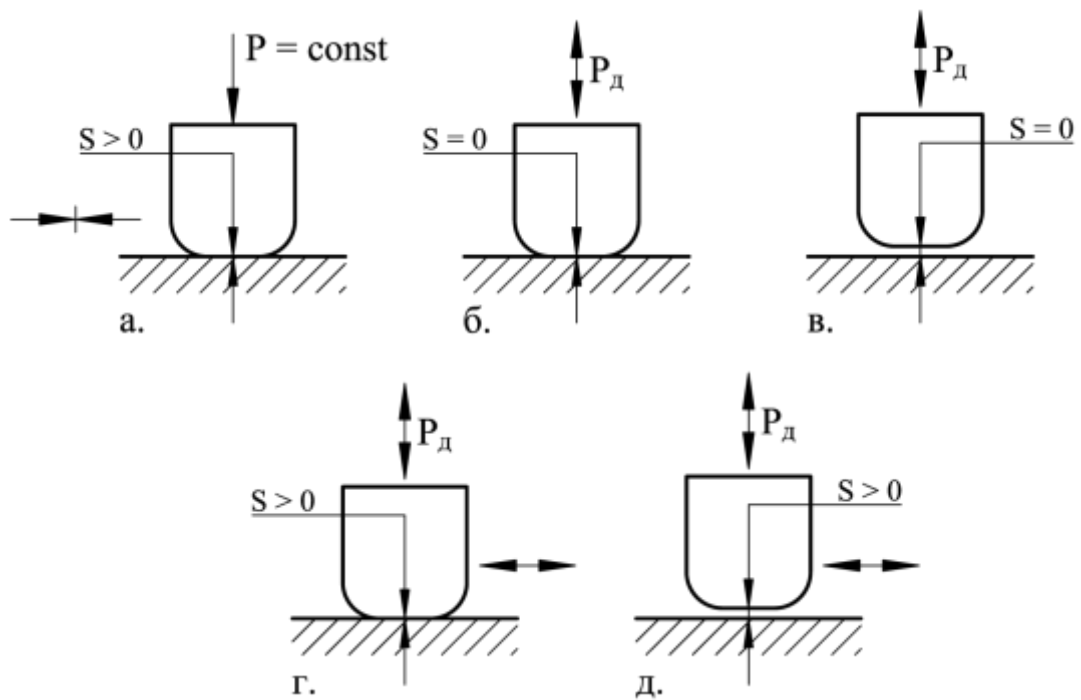


Рис. 3.17 Схеми контактної взаємодії поверхонь трибоелементів в умовах динамічного контактного навантаження.

- а) Зворотно-поступальне ковзання при дії постійного статичного навантаження без розриву контакту;
- б) взаємодія поверхонь без тангенціального ковзання і без розриву контакту під дією осцилюючого динамічного навантаження (асиметричне стиснення);
- в) взаємодія поверхонь під дією динамічного навантаження з розривом контакту без ковзання (ударна взаємодія);
- г) взаємодія поверхонь в умовах прикладення динамічного навантаження з одночасним осцилюючим зворотно-поступальним ковзанням без розриву контакту (динамічний фретинг);
- д) взаємодія поверхонь в умовах прикладення динамічного навантаження з одночасним їх осцилюючим зворотно-поступальним ковзанням з розривом контакту (удар з проковзуванням – ударний фретинг).

В реальних трибосистемах взаємодія контактуючих поверхонь трибоелементів при прикладенні динамічного навантаження в режимі чистого удару без проковзування зустрічаються досить рідко. Найбільш характерним

видом контактної взаємодії для динамічного навантажених деталей авіаційних конструкцій є динамічний (без розриву контакту) і ударний (з розривом контакту) фретинг [187]. Поєднання в таких умовах одночасної дії на матеріали трибопари тангенційних вібраційних переміщень і нормальних до поверхні динамічних контактних навантажень, особливо в режимі ударного навантаження при розриві контакту, буде суттєво впливати на напружено-деформований стан поверхневих шарів трибоелементів і динаміку розвитку кумулятивних процесів накопичення пошкоджень. У зв'язку з цим механізм і закономірності зношування матеріалів при динамічному контактному навантаженні можуть суттєво відрізнятися від процесів зношування при звичайних умовах фретинг-корозії.

З метою визначення впливу параметрів контактної взаємодії на зносостійкість матеріалів при динамічному контактному навантаженні, а також встановлення для цих умов загальних закономірностей та принципів формування зносостійких поверхонь, проводились порівняльні випробування двох груп матеріалів[188]:

- конструкційних сплавів VT22 і 40XH2MA;
- композиційних матеріалів КХН (механічна суміш 30 мас. %Ni+ 70 мас. %Cr₂C₃), ПН55Т45 (нікенід титана – 45 мас. %Ti+ 55 мас. %Ni), сформованих методом газотермічного напилювання.

В першій серії дослідів проводилась оцінка зносостійкості конструкційних сплавів VT22 і 40XH2MA в режимах динамічного фретингу (без розриву контакту) та ударного фретингу. В якості контрзразків використовувались ролики із сталі 95Х18Ш (50..55 HRC). Для виділення долі ударної складової у загальному зносі при ударі з проковзуванням випробування проводили з жорстко закріпленим та з вільно закріпленим роликом контрзразка (удар з коченням). При проведенні експериментів без розриву контакту зразки установлювались з попереднім натягом із зусиллям 30 Н. Сумарне зусилля від статичного і динамічного навантаження складало 60 Н. В експериментах з розривом контакту зразки установлювались без натягу, динамічна складова

навантаження установлювалась рівною 60 Н. Прийнята у першій серії дослідів база випробувань складала $N=1,2 \cdot 10^5$ циклів.

В другій серії дослідів випробовувались зразки із сплаву VT22 у порівнянні з нанесеним на робочу поверхню покриттями із композиційних матеріалів КХН та ПН55Т45. Покриття наносились методом імпульсно-плазменого напилювання. Товщина шару покриття після обробки шліфуванням складала 300...400 мкм. Умови експерименту моделювали роботу точкового контакту при спряженні «кулька-площина» з розривом контакту в режимі ударного фретингу. В якості контрзразків використовувались шарикопідшипникові кульки із сталі ШХ15 (55..56 HRC) діаметром 10 мм. Зусилля від ударного навантаження складало 150 Н, база випробувань $N=5 \cdot 10^5$ цикл.

Критерієм оцінки зносостійкості матеріалів була величина середнього лінійного зносу, визначена за результатами замірів в місцях максимальної виробітки зразків. Отримані результати випробувань для першої і другої серії дослідів представлені діаграмами відповідно на рис. 3.18 і рис. 3.19.

Аналіз величин зносу, отриманих за результатами випробувань в першій серії дослідів, показує, що найбільш інтенсивне зношування матеріалів відбувається в режимі ударного фретингу при ударі з проковзуванням. У порівнянні з режимом динамічного фретингу без удару, величина зносу титанового сплаву VT22 і сталі 40Х2НМА зростає відповідно у 6 і 2,7 рази. При цьому, як у режимі ударного фретингу, так і у режимі динамічного фретингу, більшу зносостійкість проявляє сталь 40ХН2МА. Доля ударної складової, яка може бути оцінена як різниця зносу зразків при динамічному фретингу і при ударі з коченням, для сплаву VT22 і сталі 40ХН2МА складає відповідно 10 % і 13,5 %.

Отримані результати свідчать про те, що удар при динамічному контактному навантаженні вносить суттєвий внесок в розвиток процесів зношування, а інтенсивність зношування, за інших однакових умов контактної

взаємодії елементів трибосистеми, залежить від природи і властивостей матеріалу.

Механізм інтенсифікації зношування при ударному навантаженні можна розглядати як результат утворення в зонах контакту при ударі з наступним проковзуванням складного напружено-деформованого стану [10] та імпульсного характеру діючих навантажень в результаті яких в поверхневих шарах матеріалу розповсюджуються затухаючі ударні хвилі деформації. У найпростішому випадку ударну хвилю можна розглядати як плоску хвилю, яка складається із повздовжньої, що викликає деформацію розтягнення-стиснення, і поперечну, що викликає деформацію зсуву [189]. Взаємодія ударної хвилі з хвилями деформації від тангенціального ковзання (фретингу) буде обумовлювати більш інтенсивне накопичення в матеріалі дефектів структури, і, як наслідок, пришвидчення процесів втомного руйнування. Таким чином, можна сказати, що однією із найбільш важливих характеристик, що визначають зносостійкість матеріала при ударному фретингу, буде його здатність до розсіювання енергії хвиль деформації і релаксації локальних екстремальних напружень, що виникають при ударі в зоні контакту.

Процеси релаксації контактних напружень і розсіювання механічної енергії при дії динамічних навантажень, в свою чергу, тісно пов'язані з розвитком в металах непружних явищ, викликаних внутрішнім тертям, [2; 190-192]. Рівень і механізм внутрішнього тертя матеріала контролюють найбільш важливі види дисипації механічної енергії. При високому рівні внутрішнього тертя демпфірування коливань, деформаційні і теплові процеси локалізуються в більш тонких поверхневих шарах трибосистеми, що буде зменшувати об'єми метала, охоплені процесами деградації структури і руйнування. Тому матеріали з високим рівнем внутрішнього тертя, який визначається декрементом затухання коливань, здатен більш ефективно розсіювати енергію і релаксувати локальні екстремальні напруження від динамічних навантажень. З цієї позиції більш низьку зносостійкість сплаву VT22 порівнянно із сталлю 40X2HMA, можна

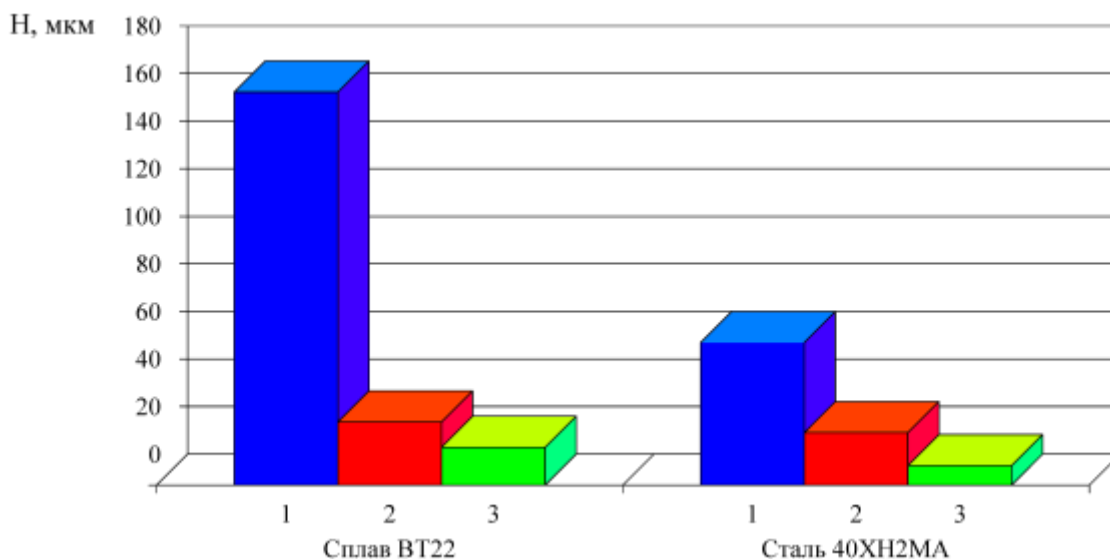


Рис. 3.18 Діаграма величин лінійного зносу зразків при випробуванні в умовах динамічного контактного навантаження. 1 – ударний фретинг; 2 – динамічний фретинг; 3 – удар з коченням;

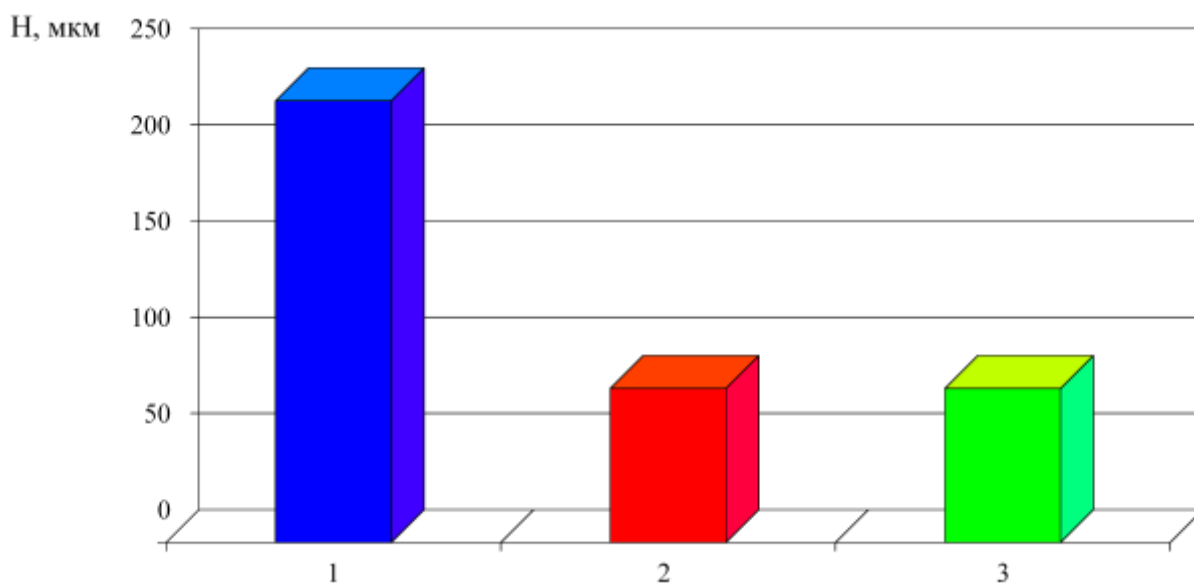


Рис. 3.19 Діаграма величини лінійного зносу зразків при випробуванні в умовах динамічного контактного навантаження в режимі удару з проковзуванням (с ударний фретинг): 1 – ВТ22; 2 – покриття КХН; 3 – покриття ПН55Т45.

пояснити більш низьким рівнем у титанових сплавів декременту затухання коливань і його малою амплітудною залежністю, ніж у конструкційних сплавів на основі заліза [193].

Додатковим фактором, який обумовлює більш низьку зносостійкість титанового сплаву порівняно із сталлю 40Х2НМІ, може бути також менша його твердість, рівень якої при ударно-циклічній взаємодії визначає характер і глибину розповсюдження деформацій [194].

Результати, отримані у другій серії дослідів, також показали, що в умовах ударного динамічного навантаження досліджувальні композиційні газотермічні покриття проявляють більш високу зносостійкість порівняно з титановим сплавом ВТ22 (рис. 3.19). Механізм формування підвищеної зносостійкості досліджувальних покриттів може бути пов'язаний з композиційною будовою і гетерогенністю їх структури. Наявність у складі покриття КХН твердої карбідної фази Cr_2C_3 стримує розвиток пластичної деформації, а відносно м'яка нікелева зв'язуюча фаза забезпечує релаксацію напружень. Крім того, у феромагнітних матеріалах, яким є нікель, суттєвий внесок в релаксацію напружень і затухання хвиль деформацій вносить наявність магніто-пружного гістерезиса, механізм якого пов'язаний із зміщенням границь магнітних доменів під дією на феромагнітний матеріал циклічних навантажень [195].

У покриття ПН55Т45, вихідний склад якого відповідає області інтерметаліду TiNi , ефективним механізмом погашення коливань і релаксації напружень може бути наявність у нікеліда титана низькотемпературного мартенситного перетворення. Мілкодисперсна, гетерогенна структура з великою протяжністю міжфазових і міжзеренних границь, яка обумовлена специфікою формування газотермічних покриттів, також буде сприяти більш інтенсивному розсіюванню підведеної енергії, що позитивно позначається на підвищенні їх зносостійкості.

3.3 Загальна концепція та структурно-реологічні принципи створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної фретингостійкості

Аналіз вище викладених результатів досліджень процесів фрикційно-контактної взаємодії і зношування матеріалів в умовах фретинг-корозії вказує на складний характер структурних і фізико-хімічних перетворень, що відбуваються в зоні фрикційного контакту. Ці перетворення відповідають як за механізм поверхневого руйнування матеріалів трибоспрямлень, так і за інтенсивність їх зношування. Не дивлячись на те, що розробці методів боротьби з фретинг-корозією присвячено велику кількість праць, їх пошук в кожному конкретному випадку здійснюється переважно емпіричним шляхом. У зв'язку з цим, в дисертаційній роботі було поставлено завдання розробити загальну концепцію створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів, яка б, з урахуванням специфіки зношування матеріалів при фретинг-корозії, на єдиній теоретичній основі, дозволяла вирішувати практичні задачі формування робочих поверхонь елементів трибосистем підвищеної фретингостійкості. Основні результати з цього напрямку досліджень дисертаційної роботи розглянуто та опубліковано у працях [38; 196-198] і ґрунтуються на системному аналізі фізичної природи фрикційно-контактної взаємодії і фрикційного руйнування матеріалів.

Згідно уявленням сучасних теорій тертя та зношування, джерелом енергії для будь якого процесу фрикційного руйнування матеріалів, є механічна енергія, що підводиться до трибосистеми від дії сил тертя і теплова енергія від температури зовнішнього нагріву.

У загальному енергетичному балансі трибосистеми підведена механічна енергія пропорційна роботі сил тертя і витрачається частково на генерацію тепла, а частково поглинається і нагромаджується поверхневим шаром матеріалу у вигляді прихованої внутрішньої енергії. Температура зовнішнього нагрівання визначає початкову внутрішню енергію матеріалів контактної пари.

Реакцією трибосистеми на сумарну підведену механічну і зовнішню теплову енергію є формування рівноважного, для заданих температурно-силових умов контактної взаємодії, структурно-фазового та напружено-деформованого стану поверхневого шару матеріалів і сталей (після визначеного періоду напруцювання) триботехнічних характеристик – сили тертя та інтенсивності зношування.

Зв'язок між енергетичними параметрами трибосистеми і зносостійкістю визначається співвідношенням частки розсіюваної енергії, яка перетворюється в тепло, і частки енергії, що поглинається і нагромаджується матеріалом у вигляді прихованої внутрішньої енергії. Теплові ефекти впливають на температуру фрикційного нагрівання елементів трибосистеми, перебіг трибохімічних реакцій, формування структурно-фазового складу і властивостей поверхонь трибоконтaktu. Нагромаджена матеріалом внутрішня енергія безпосередньо витрачається на проходження процесів поверхневого руйнування і зношування.

За умов діючих динамічних контактних навантажень руйнування починається в місцях концентрації напружень після досягнення деякої критичної для матеріалу величини нагромадженої внутрішньої енергії. Таким чином, з енергетичної точки зору підвищення зносостійкості елементів трибосистеми може забезпечуватись:

- збільшенням частки розсіюваної і зменшенням частки нагромадженої матеріалами пари тертя внутрішньої енергії;
- підвищенням критичного рівня внутрішньої енергії, необхідного для розвитку актів руйнування матеріалу (енергії руйнування);
- зниженням рівня підведеної механічної енергії.

Найбільш ефективні механізми розсіювання (дисипації) механічної енергії в трибосистемах пов'язують з механізмами перебігу трибохімічних реакцій і механізмами, що визначають проходження дисипативних реологічних процесів та структурно-фазовими перетвореннями в зоні трибоконтaktu [2; 199]. На такі трибоефекти, як акустична емісія, фотоемісія, люмінісценція,

електронна емісія витрачається відносно невелика частка підведеної до трибосистеми механічної енергії [200]. Тому енергетичний баланс трибосистеми з деяким наближенням можна подати таким рівнянням:

$$\overline{W}_M = \overline{W}_{xp} + \overline{W}_p + \overline{W}_c + \overline{W}_b, \quad (3.6)$$

де \overline{W}_M – підведена до трибосистеми механічна енергія; \overline{W}_{xp} – енергія, що витрачається на трибохімічні реакції; \overline{W}_p – енергія, що розсіюється елементами трибосистеми за рахунок дисипативних реологічних процесів; \overline{W}_c – енергія, що витрачається на структурно-фазові перетворення; \overline{W}_b – внутрішня енергія, нагромаджена матеріалом поверхневого шару.

Ефективність трибохімічних механізмів дисипації енергії визначається термодинамічними характеристиками і кінетикою розвитку реакцій хімічної взаємодії активованих центрів металу з навколишнім середовищем. Результатом цих реакцій є окиснення відокремлених від поверхні первинних продуктів зношування та утворення на поверхнях тертя пасивувальних оксидних плівок. Для більшості металів теплоти утворення оксидів (зміна ентальпії системи) і ізобарні потенціали реакцій окиснення (вільна енергія Гіббса) характеризуються вкрай від'ємними значеннями [174] і перебігають з поглинанням значної кількості тепла. Додаткову енергію можуть поглинати оксиди, що утворюються на поверхні тертя під час їх пластичної течії та при їх диспергуванні. Ураховуючи високу твердість і міцність вторинних оксидних структур [6], можна очікувати, що втрата енергії на розвиток цих процесів буде значно вищою ніж для металів.

Реологічні механізми дисипації механічної енергії у фрикційному контакті пов'язують із проявом матеріалами контактної пари ефекту недосконалої пружності, який полягає у тимчасовій залежності діючих напружень від деформації. Така залежність, яку називають непружністю або в'язкопружністю, за динамічних навантажень викликає дисипацію підведеної механічної енергії.

У сучасній теорії реології в'язкопружного фрикційного контакту [2; 26] виділяють два види реологічної дисипації: поверхневу, яка реалізується безпосередньо в зоні фрикційного контакту в результаті імпульсної адгезійно-зсувної взаємодії мікровиступів шорсткості поверхні, і об'ємну, що розвивається в прилеглих до зон фактичного контакту приповерхневих об'ємах матеріалу внаслідок поширення в них циклічних хвиль деформації.

Процес адгезійно-зсувної дисипації моделюється поведінкою під навантаженням реологічного тіла Фойтта і за умов дії циклічних зсувних зусиль описуються такими співвідношеннями [26]:

$$s_0 = \gamma_0 G \sqrt{1 + \operatorname{tg}^2 Y_k};$$

(3.7)

$$\bar{P}_v = \frac{1}{2} G \operatorname{tg} Y_k \gamma_0^2 \omega, \quad (3.8)$$

де s_0 – амплітуда зсувних напружень; \bar{P}_v – середня величина механічної енергії, що розсіюється за період в одиниці об'єму (потужність дисипації енергії); $\gamma_0 = x_0 / h$ – градієнт деформації; G – модуль зсуву; ω – частота циклічного зсувного зусилля; Y_k – кут контактних втрат.

Параметр $\operatorname{tg} Y_k$ у рівняннях (3.7), (3.8), який є мірою розсіювання енергії коливань, називають контактним внутрішнім тертям. Він пов'язаний з модулем зсуву і контактено-динамічною в'язкістю співвідношенням:

$$\operatorname{tg} Y_k = \frac{\omega \eta}{G},$$

де η – динамічна в'язкість.

Аналіз рівнянь (3.7), (3.8) показує, що з підвищенням контактеного внутрішнього тертя збільшується як потужність дисипації енергії, так і амплітуда зсувних зусиль. Очевидно, що за таких умов для кожного поєднання матеріалів контактеної пари і температурно-силових умов їх фрикційного навантаження, повинен існувати певний баланс енергетичних втрат і динамічних контактенох напружень, які за інших однакових умов визначаються динамічною в'язкістю фрикційного контакту.

Об'ємну дисипацію визначають як дисипативний релаксаційний процес, що охоплює прилеглі до зон фактичного контакту об'єми матеріалу. Механізми такої дисипації в умовах динамічного навантаження пов'язують з механізмами об'ємного внутрішнього тертя [26], які одночасно є механізмами релаксації динамічних напружень [31].

Процес в'язкопружної об'ємної дисипації унаслідок дії періодичної зсувної сили в цьому випадку моделюється реологічною моделлю Максвелла, а дисипативні властивості системи визначаються такими співвідношеннями [26].

$$\operatorname{tg} Y_v = \frac{G}{\omega \eta}, \quad (3.9)$$

$$S_0 = \frac{G \gamma_0}{\sqrt{1 + \operatorname{tg}^2 Y_v}},$$

(3.10)

де s_0 – амплітуда напружень; Y_v – кут об'ємних втрат.

Параметр $\operatorname{tg} Y_v$ за аналогією з параметром $\operatorname{tg} Y_k$ називають об'ємним внутрішнім тертям. Його величина, як і величина логарифмічного декримента коливань $\delta = \pi \operatorname{tg} Y_v$, характеризує релаксаційну здатність матеріалу під час динамічного навантаження.

Із аналізу рівнянь (3.9), (3.10) випливає, що чим більше об'ємне внутрішнє тертя (об'ємна дисипація), тим нижчий рівень діючих у приповерхневих шарах матеріалу динамічних напружень. Тобто, можна зробити висновок, що наявність у матеріалах контактної пари ефективних джерел дисипації енергії, які працюють за механізмами об'ємного внутрішнього тертя, є одним із важливих факторів як зниження внутрішньої енергії трибосистеми, що витрачається на розвиток актів руйнування, так і динамічної напруженості зон фрикційного контакту.

До окремого виду реологічних дисипативних процесів можна віднести структурну релаксацію. Один із видів такої релаксації проявляється при структурно-фазових перетвореннях, у результаті яких формуються максимуми

внутрішнього тертя та відбирається значна частка підведеної до трибосистеми енергії.

У реальних умовах усі розглянуті вище види дисипативних процесів розвиваються одночасно. Тому формування дисипативно-релаксаційних властивостей і зносостійкості трибосистеми необхідно розглядати з позиції взаємного впливу трибохімічних, реологічних і структурно-фазових механізмів дисипації. В умовах динамічного контактного навантаження розвиток цих процесів, з одного боку, зменшує рівень нагромадженої внутрішньої енергії трибосистем, з другого, відповідає за кінетику утворення та руйнування захисних оксидних плівок і напружено-деформований стан поверхневих шарів у зоні фрикційного контакту.

На підставі енергетичної моделі трибосистеми та уявлень про структурно-реологічні механізми дисипації енергії у трибоконткті можна сформулювати ряд принципів створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної фретингостійкості:

1. Мінімізація підведеної до трибосистеми механічної енергії. Цей принцип передбачає, насамперед, зменшення фрикційного навантаження елементів трибосистеми. Найпростішим технологічним способом реалізації цього принципу є створення мастилоємних поверхонь, здатних тривалий час утримувати мастильний матеріал в зоні фрикційного контакту і забезпечувати ефективну регенерацію межових мастильних шарів.

Для трибосистем, що працюють в умовах тертя без мащення, як спосіб реалізації цього принципу, може бути застосування матеріалів, які в результаті трибохімічних реакцій здатні утворювати оксидні плівки або плівки інших хімічних сполук з низьким опором зсуву, або створення спеціальних антифрикційних покриттів. Технологічно такі покриття можуть бути створені, наприклад, методами газотермічного напилення із порошкових композицій, до складу яких входять метали, тугоплавкі сполуки і тверді мастильні матеріали такі, як графіт, нітрид бору BN, дисульфід молібдену MoS₂, втористий кальцій CaF₂ [136].

2. Застосування у вузлах тертя матеріалів з високою дисипативно-релаксаційною здатністю. Реалізуючи цей принцип необхідно враховувати, що різні матеріали за різних температурно-силових режимів фрикційної взаємодії можуть проявляти різний рівень внутрішнього тертя, а отже, і різну здатність до розсіювання підведеної механічної енергії і релаксації динамічних напружень. Матеріали з високим внутрішнім тертям в умовах дії динамічних контактних навантажень, як правило, мають більш високу зносостійкість [39; 201].

Разом з цим, не всі механізми внутрішнього тертя можна розглядати як фактор реологічного забезпечення зносостійкості. Так, найбільша інтенсивність дисипації механічної енергії (тепловиділення) забезпечується механізмом мікропластичного внутрішнього тертя. Водночас, через розмноження і незворотне переміщення дислокацій в процесі циклічної мікропластичної деформації в зонах фрикційного контакту будуть нагромаджуватися втомні пошкодження. Тобто, з реологічної точки зору, висока зносостійкість може досягатися тоді, коли матеріал поєднує високу релаксаційну здатність, яка забезпечується зворотніми непошкоджувальними механізмами внутрішнього тертя, з достатнім запасом мікропластичності. У випадку зворотності діючих механізмів дисипації, до яких належить більшість механізмів гістерезисного і релаксаційного внутрішнього тертя, у більш віддалених від зон фактичного контакту об'ємах матеріалу не відбувається нагромадження деформацій, а енергія коливань ефективно розсіюється, перетворюючись у тепло. Наявність у матеріалі запасу мікропластичності забезпечуватиме релаксацію динамічних напружень у найбільш навантажених зонах фрикційного контакту в режимі стабільної або слабозгасальної релаксаційної здатності [39].

3. Оптимальне поєднання релаксаційної здатності і критичної енергії руйнування матеріалів трибопарі. Аналіз рівняння (3.6) показує, що зносостійкий матеріал одночасно повинен мати і високу релаксаційну здатність і високий критичний рівень енергії руйнування. Не розсіяна в процесі зовнішнього тертя механічна енергія нагромаджується в поверхневому шарі

матеріалу і з досягненням критичної для даного матеріалу величини нагромадженої внутрішньої енергії починається розвиток актів поверхневого руйнування.

Найбільш ефективно цей принцип можна реалізувати в композиційних структурах на металевій основі, зміцненій високомодульними твердими фазами тугоплавких сполук перехідних металів. Такі сполуки мають високу енергоємність і здатні при механічних навантаженнях поглинати значну енергію [199; 202], що в поєднанні з пластичністю і релаксаційною здатністю металевої матриці буде збільшувати критичну енергію руйнування і одночасно забезпечувати ефективне розсіювання підвищеної механічної енергії. Створення матеріалів і захисних покриттів композиційної структури на тепер розглядається як один із перспективних напрямів триботехнічного матеріалознавства.

4. Оптимізація напружено-деформованого стану фрикційного контакту композиційних структур. Цей принцип хоча безпосередньо і не ґрунтується на структурно-реологічних механізмах керування зносостійкістю, але доповнює їх у частині зниження загальної навантаженості фрикційного контакту композиційних структур.

Одна із проблем ефективного використання функціональних можливостей композиційних структур для вирішення триботехнічних завдань викликана тим, що внаслідок різних значень фізико-механічних характеристик таких, як модуль пружності, теплоємність, теплопровідність, коефіцієнт лінійного розширення, у перехідній зоні між матрицею та включеннями зміцнювальної фази можуть виникати значні додаткові напруження. Величина і розподіл таких напружень підлягають регулюванню і за правильного вибору співвідношення властивостей та об'ємної концентрації складових композиту можуть бути мінімізовані [203].

5. Створення термодинамічно-нерівноважних метастабільних структур. Цей принцип ґрунтується на тому, що метастабільні структури, такі як, наприклад, пересичені тверді розчини металевих сплавів, одержані під час

гартування або за великої швидкості кристалізації, будучи в термодинамічному нестійкому стані, здатні ефективно розсіювати енергію тертя за механізмом структурної релаксації. Важливим фактом підтримання стабільності триботехнічних характеристик при цьому є забезпечення таких умов, щоб процеси структурної релаксації мали зворотний характер або відбувалися в режимі слабкої структурної релаксації [39].

Алгоритм розробки та напрямки практичної реалізації принципів створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної фретингостійкості подано на рис. 3.20.



Рис. 3.20 Алгоритм створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної фретингостійкості

Висновки до розділу 3.

1. На прикладі поєднання титанового сплаву VT8 із конструкційними сплавами на основі Al, Cu, Mg, Fe та з одноіменним сплавом досліджено

закономірності взаємного впливу матеріалів контактної пари на формування трибоструктури поверхні контакту та фрикційно-зносні характеристики трибосистеми. За результатами досліджень, з урахуванням специфіки впливу фретинг-корозії на працездатність деталей і спряжень, введено поняття “відкритих” та “закритих” трибосистем та запропоновано метод комплексного оцінювання фретинг-корозійної сумісності матеріалів у фретинг-парі.

2. Експериментально доведено, що у відкритих трибосистемах, які характеризуються відносно вільним виходом із зони трибоконтaktu продуктів зношування, а їх працездатність втрачається у наслідок зменшення натягу (з'єднання з гарантованим натягом), або збільшення зазору (з'єднання з гарантованим зазором), для мінімізації зносу елементів пари тертя необхідно поєднувати матеріали, продукти зношуванню яких здатні до кооперативного формування в зоні трибоконтaktu захисних поверхневих структур за механізмом трибоактивованого ущільнення і спікання. В цьому плані наприклад, для поєднання титанового сплаву у фретинг-парі з кольоровими сплавами, перевагу необхідно віддавати сплавам на основі міді, а із сплавами на основі заліза – корозійностійким сталям типу X18H10T перед високотвердими загартованими сталями.

3. Для закритих трибосистем, які розглядались як трибосистеми з замкненим об'ємом, де продукти зношування не мають вільного виходу із зони контакту і піддаються ущільненню за умов, аналогічних умовам вібраційного пресування, запропоновано критерій та розрахунково-аналітичний метод оцінювання фретингової сумісності матеріалів. Запропонований критерій є характеристикою трибосистеми, яка показує у скільки разів об'єм ущільнених порошкових продуктів зношування, що утворюються при фретинг-корозії, більший або менший сумарного зношеного об'єму матеріалів елементів трибопари.

4. Для різного класу конструкційних сплавів досліджено вплив параметрів віброконтактного навантаження на статистичні характеристики величини фретинг-зносу. Встановлено, що незалежно від природи матеріалу і амплітудно-силового режиму фретингу розподіл випадкових похибок величини фретинг-зносу підпорядковується закону нормального розподілу і задовільно описується кривою Гауса. Статистичні показники, що характеризують

розсіювання експериментальних результатів з визначення величини фретинг-знос (середня статистична величина, середнє квадратичне відхилення, коефіцієнт варіації), збільшуються при зростанні амплітуди фретингу та контактного навантаження і залежать від фізично-механічних його властивостей та структурної стабільності матеріалу.

5. Визначено взаємозв'язок інтенсивності зношування матеріалів від геометричних розмірів та схеми контакту елементів трибопари. Встановлено, що за умови постійної амплітуди фретингу інтенсивність зношування зростає із збільшенням параметра K_3 , який характеризує відношення амплітуди фретингу до напівдовжини ділянки контакту у напрямку вібропереміщень. Інтенсивність зношування найбільш швидко зростає коли параметр відносного зміщення поверхонь перевищує деяке порогове значення, яке лежить в області $K_3 \geq 0,5 \dots 0,6$. За інших однакових умов, критичне значення амплітуди фретингу, вище якої інтенсивність зношування різко зростає, менша для такого типу, який забезпечує кращі можливості виведення із зони тертя продуктів зношування.

6. Визначені закономірності впливу умов функційно-контактної взаємодії елементів трибосистеми на зносостійкість матеріалів при динамічному контактному навантаженні. Експериментально встановлено, що в режимі удару з проковзуванням (ударний фретинг) порівняно з режимом динамічного контактного навантаження без удару (динамічний фретинг) для сталі 40Х2НМА і титанового сплаву ВТ22 величина зносу зростає відповідно у 2,7 і 6 разів. Визначено механізм інтенсифікації зношування матеріалів при фретингу з ударною складовою, який полягає у пришвидшені процесів втомного руйнування поверхневих шарів матеріалу як результат взаємодії хвиль деформації від удару з хвилями деформації від тангенціального ковзання (фретингу).

7. На основі енергетичного аналізу трибологічних процесів та аналізу структурно-реологічних механізмів дисипації енергії і релаксації напружень у фрикційному контакті, сформульовані загальні принципи керування зносостійкістю елементів динамічно навантажених трибомеханічних систем. З урахуванням специфічних фретинг-корозійного зношування розроблено алгоритм створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної зносостійкості.

Результати досліджень даного розділу наведено в публікаціях:

1. Комплексний підхід до вибору матеріалів пар тертя, що піддаються фретинг-корозійному зношуванню / О.І. Духота, М.В. Кіндрачук, Н.О. Науменко та інш. // Проблеми тертя та зношування. – 2014. - №4 (65). – С. 19 – 28.
2. Критерії оцінювання працездатності та вибору матеріалів пар тертя за умов зношування при фретинг-корозії і динамічному ударному контактному навантаженні / О. Духота, Н. Науменко, М. Кіндрачук, А. Кудрін // Теорія і практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій: 5-а Міжнародна наук.-техн. конф., 27–28 жовтня 2016р., Львів: матеріали. – Львів: КІНПАТРИ ЛТД, 2017. – С. 7 – 9.
3. Ильинский И.И. Исследование вероятностных характеристик величины фреттинг-износа / И. И. Ильинский, А. И. Духота, А. П. Круглик // Трение и износ. – 1989. – Т. 10, № 6. – С. 1066 – 1069.
4. Дослідження впливу геометрії контакту елементів трибопари на фретинг-корозійне зношування / О.І. Духота, А.О. Корнієнко, В.В. Харченко та інш. // Проблеми тертя та зношування. – 2018. - № 1(78). – С. 50 – 66.
5. Духота А. И. Изнашивание деталей авиационной техники в условиях динамического контактного нагружения / А. И. Духота, В. Б. Сидоров, В. В. Малышкин // Проблеми експлуатації та надійності авіаційної техніки: зб. наук. праць – К. : КМУЦА, 1998. – С. 82-84.
6. Духота О.І. Зносостійкість матеріалів трибомеханічних систем при динамічному контактному навантаженні / О.І. Духота, Н.О. Науменко, В.І. Костючек // Проблеми тертя та зношування. – 2013. – Вип. 59. – С. 30 – 35.
7. Організація і триботехнології авіаремонтного виробництва / А.П. Кудрін, О. І. Духота, М. В. Кіндрачук, Г. М. Зайвенко. – К. : НАУ, 2015. – 212 с.
8. Перспективні напрями забезпечення працездатності деталей авіаційних трибосистем, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії / М. Кіндрачук, О. Духота, О.Тісов, С. Клопенко // 11-й Міжнародний симпозиум

українських інженерів-механіків у Львові, 15-17 травня 2013 р., Львів: тези доп. – Львів: КІНПАТРИ ЛТД, 2013. – С. 7.

9. Кіндрачук М. Трибологічні аспекти інженерії фретингостійких поверхонь / М. Кіндрачук, О. Духота, Н. Науменко // 12-й Міжнародний симпозіум інженерів-механіків у Львові, 28–29 травня 2015 р., Львів: тези доповідей. – Львів: КІНПАТРИ ЛТД. – 2015. – С. 130.

10. Духота О.І. Концептуальний підхід до створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної зносостійкості/ О.І. Духота // Проблеми тертя та зношування. – 2017. – №1 (74). – С. 97 – 103.

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СПОСОБУ І ТЕХНОЛОГІЇ ФОРМУВАННЯ ДИСИПАТИВНИХ ПОВЕРХНЕВО-МОДИФІКОВАНИХ ШАРІВ І ЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ НА ФРЕТИНГОСТІЙКІСТЬ ТРИБОСИСТЕМ

4.1 Дослідження впливу технологічних параметрів формування і параметрів фретингу на процеси фрикційно-контактної взаємодії та фретингостійкість трибосистем з дискретно-текстурованими маслоємними поверхнями.

Одним із традиційних способів забезпечення антифрикційності і зниження інтенсивності зношування деталей вузлів тертя є мащення. Тертя в умовах мащення знижує фрикційне навантаження деталей, а також, за рахунок наявності у складі мастильного матеріалу спеціальних активних присадок, сприяє формуванню на поверхні фрикційного контакту більш стійких до зношування вторинних структур не кисневого походження [6]. Разом з тим у номінально нерухомих з'єднаннях, що піддаються вібраційним навантаженням, при застосуванні традиційних способів фінішної механічної обробки деталей, рідинні і навіть консистентні пластичні мастильні матеріали малоефективні. В таких з'єднаннях позитивний ефект мастильної дії спостерігається тільки на початковому, інкубаційному періоді фретингу, коли сформований мастильним матеріалом граничний мастильний шар зберігає цілісність.

Ідея, покладена в основу способу підвищення фретингостійкості трибосистем, що розглядається в даному розділі, ґрунтується на реалізації принципу мінімізації підведеної до трибосистеми механічної енергії та зниження динамічної навантаженості поверхонь шляхом забезпечення умов для регенерації граничних мастильних шарів в зоні трибоконтракту. Для номінально нерухомих з'єднань найбільш ефективно ця задача може бути вирішена формуванням мастилоємних поверхонь з регулярно

розташованими мікрозаглибленнями. Феномонологічно такі поверхні нами розглядались як дискретно-текстуровані, а мікрозаглиблення - як резервуари, що забезпечують утримання мастильного матеріалу в зоні фрикційного контакту [204-209].

Механізм впливу дискретно-текстурованих мастилоємних поверхонь на процеси тертя та зношування в умовах фретингу на сьогодні вивчено недостатньо. Очевидно, що основну роль в формуванні триботехнічних властивостей пар тертя в цьому випадку будуть відігравати параметри дискретної поверхні. Оптимальне розташування і розміри мікрозаглиблень будуть сприяти проникненню мастильного матеріалу в зони безпосереднього фрикційного контакту знижувати їх фрикційне навантаження і, відповідно, рівень підведеної до трибосистеми механічної енергії.

Для визначення ефективності методу формування дискретно-текстурованих мастилоємних поверхонь в умовах фретинг-корозійного зношування на першому етапі проводились тестові порівняльні випробування з визначення триботехнічних характеристик пар тертя з нетекстурованими поверхнями зразків та з дискретно-текстурованими лунковими поверхнями за фіксованих параметрів фретингу [210].

Випробування проводились на машині тертя МФК-1 на зразках, виготовлених відповідно до ГОСТ 23.211-80. Формування дискретно-текстурованих поверхонь у вигляді системи лункових мікрозаглиблень з заданими параметрами текстури здійснювалось на робочій поверхні зразків методом ударно-пластичного деформування. Попередньо робоча поверхня зразків, а також робоча поверхня контрзразків, піддавались механічній обробці шліфуванням із забезпеченням параметра шорсткості поверхні $Ra \sim 0,32$ мкм.

Для тестових випробувань було підготовлено пари тертя з різною формою профіля мікрозаглиблень і різним розташуванням матеріалів в парі за твердістю. Пари, у яких дискретно-текстурована поверхня формувалась на зразках із більшою твердістю ніж твердість контртіла, умовно називали

прямими парами. Пари з меншою твердою дискретно-текстурованої поверхні ніж твердість контртіла, називали оберненими. Відомості про матеріали досліджуваних пар тертя представлено у табл. 4.1. На рис. 4.1 та у табл. 4.2 відповідно наведено технологічні схеми формування та параметри сформованих на досліджуваних зразках дискретно-текстурованих мастилоємних поверхонь.

Таблиця 4.1

Матеріали досліджуваних пар тертя

№ з/п	Пара тертя	Матеріал	Твердість, HRC	
1.	Пряма	зразок	сталь 45, загартована	50...52
		контрзразок	сталь 45, нормалізована	20...22
2.	Обернена	зразок	сталь 30ХГСА, у стані постачання	18...20
		контрзразок	сталь 45, загартована	50...52

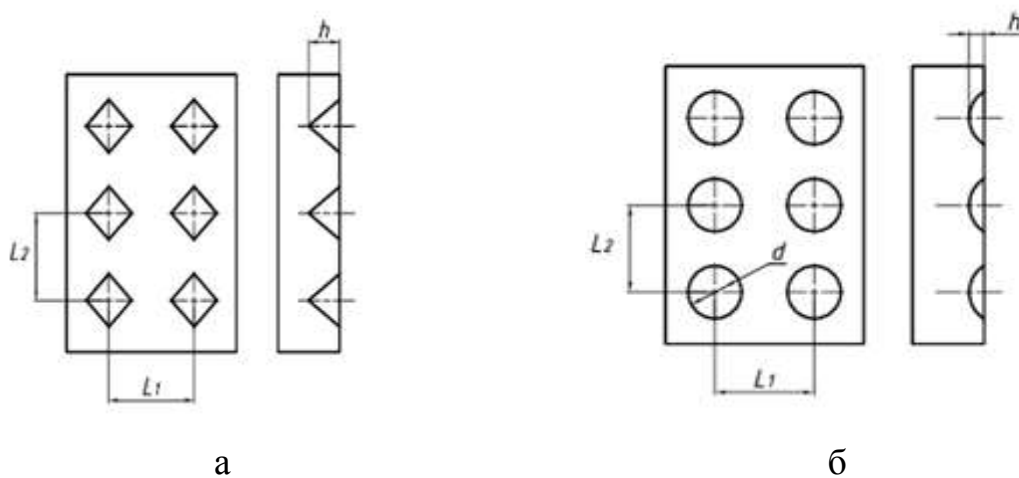


Рис. 4.1 Схеми формування дискретно-текстурованих мастилоємних поверхонь. Форма профілю мікрозаглиблень: а – прызматична; б – сферична

Базовим варіантом для порівняння слугували пари тертя із таких же матеріалів з шліфованими робочими поверхнями. Випробування проводили в умовах тертя без мащення та з змащенням в режимі мастильного голодування при разовому нанесенні на робочу поверхню зразків консистентного

мастильного матеріалу ЦИАТИМ-201. Параметри віброконтактного навантаження при тестових випробуваннях склали:

- амплітуда відносного переміщення – $A=175$ мкм;
- питома контактне навантаження $P=19,8$ МПа;
- частота коливань – $V=25$ Гц;
- база випробувань – $N=5 \cdot 10^5$ цикл.

Таблиця 4.2

Технологічні параметри дискретно-текстурованих поверхонь досліджуваних пар тертя

Варіант поверхні	Профіль лунки	Відстань між лунками в ряду, L_1 , м	Відстань між рядами лунок L_2 , м	Глибина лунки $h_{л}$, м	Об'єм лунки $V_{л}$, мм ³
1.	Празматичний	$2,0 \cdot 10^{-3}$	$2,0 \cdot 10^{-3}$	$0,15 \cdot 10^{-3}$	0,006
2.	Сферичний	$2,0 \cdot 10^{-3}$	$2,0 \cdot 10^{-3}$	$0,08 \cdot 10^{-3}$	0,021

Отримані за результатами тестових випробувань величини зносу досліджуваних пар тертя в абсолютних значеннях, визначених ваговим методом за втратою маси зразків, представлені діаграмами на рис. 4.2.

Як видно (рис. 4.2), у разі тертя шліфованих поверхонь за прийнятих умов фретингу, мащення не забезпечує суттєвого підвищення фретингостійкості досліджуваних матеріалів як у прямих, так і у обернених парах, що свідчить про недостатньо високу стійкість на таких поверхнях граничних мастильних шарів.

За таких же умов фретингу і умов мащення стійкість до фретинг-корозійного зношування пар тертя із дискретно-текстурованими поверхнями помітно зросла. Найбільший ефект підвищення зносостійкості досягається у прямих парах при сферичному профілі лунок. У порівнянні з базовим варіантом за абсолютним значенням величини зносу знос зразків із сферичним профілем лунок (табл. 4.1, варіант № 2) у прямих парах зменшився більш ніж у 6 разів. Одночасно помітно зменшився також знос контрзразків і сумарний знос пари.

Очевидно, що за прийнятих параметрів формування дискретно-текстурованих поверхонь і параметрів фретингу, сферичний профіль забезпечує найбільшу змащувальну ефективність мікрозаглиблень у порівнянні із призматичним профілем. До того ж, як видно із рис. 4.3, мікрозаглиблення із сферичним профілем характеризуються найменшою швидкістю зменшення мастилоємності (об'єму) в міру зростання лінійного зносу зразків.

Таким чином, можна сказати, що формування дискретно-текстурованих поверхонь з розвинутою системою мікрозаглиблень, навіть у разі відносно невеликої твердості одного із елементів пари тертя, може бути простим і ефективним способом підвищення зносостійкості і ресурсу трибосистем при фретингу в умовах мастильного голодування. Механізм підвищення триботехнічних властивостей трибосистем з дискретно-текстурованими поверхнями, як і передбачалось, пов'язаний із створенням більш сприятливих умов для утримання і регенерації граничних мастильних шарів в зоні трибоконтакту. Навантаження, що діють на трибосистему, при цьому, сприймаються через шар мастильного матеріалу, який розташовується у міжлунковому просторі і запобігає безпосередньому контакту металів пари тертя.

Оскільки опір зсуву граничних мастильних шарів значно нижчий ніж у металів, створення умов для їх постійної регенерації забезпечує стабільно низькі коефіцієнти тертя та, відповідно, низький рівень фрикційного навантаження трибосистеми. З реологічної точки зору такий підхід означає збільшення дисипативної здатності змащеного фрикційного контакту [211], що забезпечує збільшення частки розсіюваної трибосистемою енергії і зменшення частки енергії, яка іде на розвиток процесів поверхневого руйнування і зношування.

Дослідження з визначення впливу параметрів дискретно-текстурованих поверхонь і параметрів фретингу на стійкість до фретинг-корозійного зношування трибосистеми за вище визначених умов мащення проводили для поєднання матеріалів у оберненій парі тертя (табл. 4.1) з призматичним

профілем мікрозаглиблень як найменш сприятливим варіантом у відношенні інтенсивності зношування [210]. Для дослідження використано метод багатофакторного планування експерименту та математичної обробки даних, який дозволяє отримати відповідні функціональні залежності вихідних параметрів (величини зносу) від вхідних (геометричні параметри формування дискретно-текстурованих поверхонь; параметри віброконтактного навантаження при фретингу).

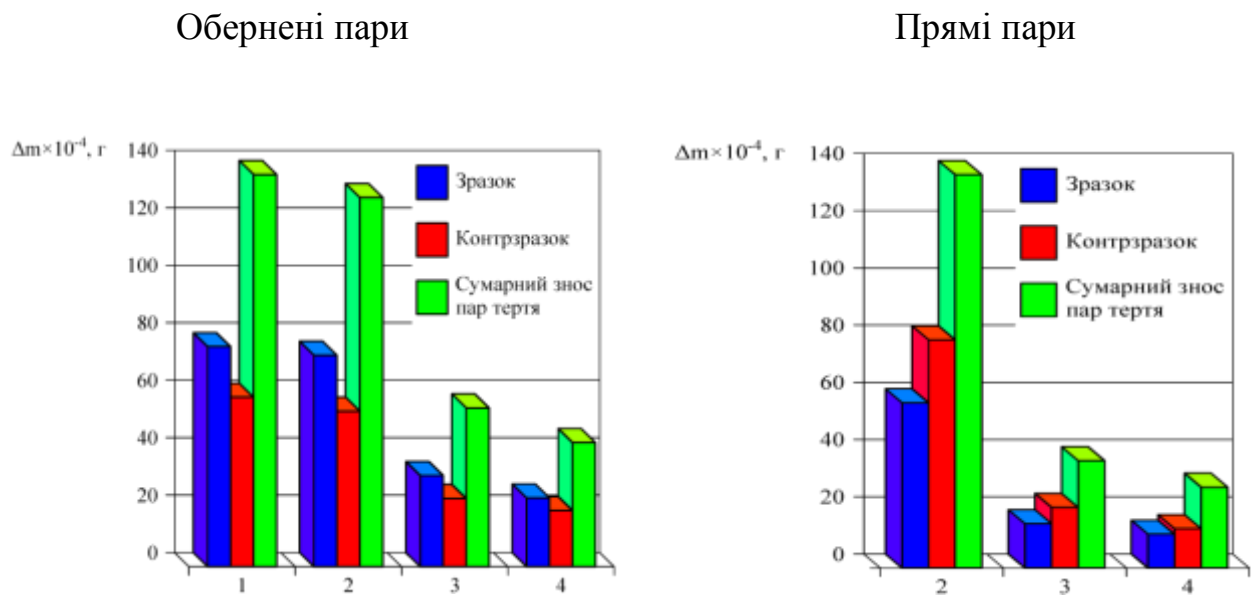


Рис. 4.2 Діаграма абсолютних значень величин вагового зносу зразків, контрзразків і сумарного зносу пар тертя при випробуванні на зношування в умовах фретинг-корозії. Варіанти підготовки поверхонь зразків:

- 1- шліфування, без мащення;
- 2- шліфування, мащення ЦИАТИМ-201;
- 3- дискретно-текстурована поверхня № 1, мащення ЦИАТИМ -201;
- 4- дискретно-текстурована поверхня № 2, мащення ЦИАТИМ 201

Побудова математичної моделі проводилась за наступними етапами: формалізація задачі, побудова плану експерименту, попередній статистичний аналіз результатів експерименту, побудова математичних моделей за результатами експерименту, аналіз достовірності отриманої моделі, отримання розрахункових

залежностей з використанням отриманої моделі, побудова графіків залежності функції відгуку від технологічних параметрів формування дискретно-лункових поверхонь і параметрів фретингу.

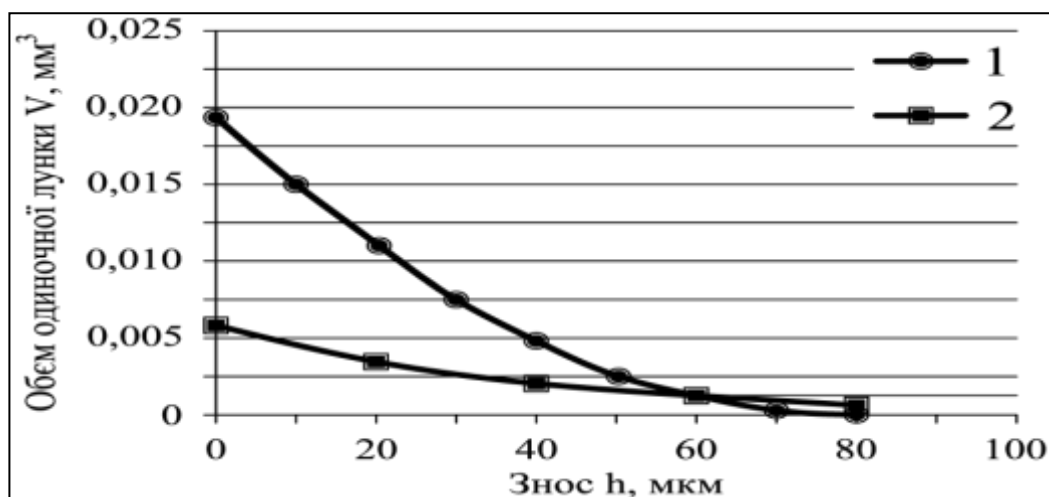


Рис. 4.3 Розрахункові залежності зміни об'єму одиної лунки у прямих парах від величини лінійного зносу. Профіль лунки: 1 – прызматичний; 2 – сферичний. Параметри дискретно-текстурованих поверхонь тотожні наведеним у табл. 4.2.

За результатами експерименту проведено статистичний аналіз та побудовано регресивні моделі залежностей величини зносу (функція відгуку Y) від досліджуваних параметрів, межі вирівнювання яких представлені у таблиці 4.3.

Розрахунок моделей здійснюється за допомогою пакета прикладних програм "Планування, регресія і аналіз моделей". В якості початкових даних використовувалася матриця планування та отримані за результатами експерименту дані.

Таблиця 4.3

Кодові значення і межі варіювання параметрів дискретно-лункових поверхонь та параметрів фретингу

№ пор	Параметри варіювання	Кодове позначення	Межі варіювання
1.	Параметри дискретно-лункових поверхонь:		
	- відстань між рядками, $\times 10^{-3}$ м	X1	1,5...3,0
	- відстань у рядку (крок), $\times 10^{-3}$ м	X2	1,5...3,0
	- глибина лунок, $\times 10^{-4}$ м	X3	0,5 – 1,5
2.	Параметри фретингу:		
	- питома нормальне навантаження на контакт, МПа	X4	10...30
	- амплітуда відносного проковзування зразків, мкм	X5	100...300

Необхідно сказати, що особливістю обраної методики побудови математичної моделі процесу є те, що в ній вдалось значною мірою позбавитися від двох основних недоліків класичної теорії планування експерименту та регресивного аналізу, які обмежують їх використання - планування та обробки моделей заздалегідь заданої структури та обов'язкового використання стандартної області планування.

За результатами виконаних обчислень отримані математичні моделі, що описують в кодових значеннях залежність величини вагового зносу конструкційної сталі 30ХГСА (у стані постачання) з дискретно-текстурованою поверхнею з призматичним профілем мікрозаглиблень (зразок), конструкційної загартованої сталі 45 (контрзразок) і сумарного вагового зносу пари тертя від параметрів дискретної поверхні та амплітудно-навантажувальних параметрів фретингу:

- ваговий знос зразка

$$Y_5 = 0,00524817 - 0,0015448x_3 + 0,00172928x_5 + 0,00101434x_4x_5 + 0,000970422x_4 + 0,000572524x_1z_3 + 0,000105732z_1x_2 \quad (4.1)$$

- ваговий знос контрзразка

$$Y_6 = 0.00439672 - 0.001825493 + 0.00150567u_1z_2 - 0.000541859x_2 + 0.000827717u_2z_5 - 0.000784443z_2x_4 + 0.00340455z_2u_5 + 0.00097213 \quad (4.2)$$

- сумарний ваговий знос пари

$$Y_7 = 0.00971511 - 0.00387282x_3 + 0.00299399u_1z_2 - 0.00142182x_2 - 0.00182509z_2x_4 + 0.00165128u_2z_5 + 0.00693571z_2u_5 + 0.00184508x_5 \quad (4.3)$$

У рівняннях матричної моделі входять тільки найбільш статично значимі складові, що визначають вплив досліджуваних параметрів на величину зносу. Перехід від кодових значень параметрів математичної моделі до натуральних визначається наступними співвідношеннями:

- для моделі 4.1

$$\begin{aligned} x_1 &= 1.21429*(X_1 - 2.17647); \\ z_1 &= 2.54839*((x_1^2) - 0.168779*x_1 - 0.47449); \\ x_2 &= 1.33333*(X_2 - 2.25); \\ x_3 &= 1.78947*(X_3 - 0.941176); \\ z_3 &= 2.07161*((x_3^2) - 0.0649836*x_3 - 0.452299); \\ x_4 &= 0.0944444*(X_4 - 19.4118); \\ x_5 &= 0.00839506*(X_5 - 180.882); \end{aligned}$$

- для моделі 4.2

$$\begin{aligned}
 x1 &= 1.21429*(X1 - 2.17647); \\
 z1 &= 2.54839*((x1^2)-0.168779*x1-0.47449); \\
 u1 &= 3.90963*((x1^3)-0.189796*(x1^2)-0.756232*x1+0.00997241); \\
 x2 &= 1.33333*(X2 - 2.25); \\
 z2 &= 1.25753*((x2^2)-0.148148*x2-0.352941); \\
 u2 &= 3.25018*((x2^3)+0.0290983*(x2^2)-0.856163*x2-0.0625576); \\
 x3 &= 1.78947*(X3 - 0.941176); \\
 z3 &= 2.07161*((x3^2)-0.0649836*x3-0.452299); \\
 u3 &= 3.74653*((x3^3)-0.345437*(x3^2)-0.705516*x3+0.126849); \\
 x4 &= 0.0944444*(X4 - 19.4118); \\
 z4 &= 1.73772*((x4^2)-0.0806452*x4-0.574074); \\
 x5 &= 0.00839506*(X5 - 180.882); \\
 z5 &= 2.01996*((x5^2)-0.191268*x5-0.313672); \\
 u5 &= 4.85425*((x5^3)-0.328812*(x5^2)-0.575278*x5+0.0431438).
 \end{aligned}$$

- для моделі 4.3

$$\begin{aligned}
 x1 &= 1.21429*(X1 - 2.17647); \\
 z1 &= 2.54839*((x1^2)-0.168779*x1-0.47449); \\
 u1 &= 3.90963*((x1^3)-0.189796*(x1^2)-0.756232*x1+0.00997241); \\
 x2 &= 1.33333*(X2 - 2.25); \\
 z2 &= 1.25753*((x2^2)-0.148148*x2-0.352941); \\
 u2 &= 3.25018*((x2^3)+0.0290983*(x2^2)-0.856163*x2-0.0625576); \\
 x3 &= 1.78947*(X3 - 0.941176); \\
 z3 &= 2.07161*((x3^2)-0.0649836*x3-0.452299); \\
 u3 &= 3.74653*((x3^3)-0.345437*(x3^2)-0.705516*x3+0.126849); \\
 x4 &= 0.0944444*(X4 - 19.4118); \\
 z4 &= 1.73772*((x4^2)-0.0806452*x4-0.574074); \\
 x5 &= 0.00839506*(X5 - 180.882); \\
 z5 &= 2.01996*((x5^2)-0.191268*x5-0.313672); \\
 u5 &= 4.85425*((x5^3)-0.328812*(x5^2)-0.575278*x5+0.0431438).
 \end{aligned}$$

Отримані залежності перевірені на адекватність, відповідність та інформативність за критеріями математичної статистики. Згідно методики, описаної у розділі 2.5, результати повторних досліджень, що проведені в однакових умовах, перевірялися на статистичну відповідність за G критерієм Кохрена. Для всіх регресійних залежностей розрахункове значення G критерія менше табличного при $\alpha = 0,05$. Тому ступінь розсіювання результатів за рядками матриці однакова, а результати відповідні.

Перевірка на адекватність моделей проводилась з використанням F-критерію Фішера. Для отриманих моделей при прийнятому рівні значимості $\alpha = 0,05$ $F_{\text{розра}} < F_{\text{табл}}$, тому модель адекватно відображає результат експерименту.

Оцінка якості отриманих математичних моделей проводилась шляхом визначення коефіцієнта множинної кореляції. Коефіцієнт множинної кореляції R показує величину статистичного зв'язку по рівнянню множинної регресії Y_i і початковими експериментальними результатами. В отриманих математичних моделях коефіцієнти множинної кореляції статистично значимі, тобто $F_{\text{розра}} > F_{\text{табл}}$ при прийнятому рівні значимості. Отже моделі інформативні і несуть корисну інформацію про процес, що моделюється.

На основі отриманих результатів за допомогою побудови відповідних геометричних поверхонь (сімейства графіків часткових рівнянь регресії) отримується наочне уявлення про графічний образ функції відгуку. Візуальний аналіз графіків дозволяє провести детальний аналіз впливу факторів на значення функції відгуку та визначити ті значення факторів, які протягом всього часу впливу здійснюють найбільший чи найменший ефект.

Таким чином, в результаті статистичного аналізу встановлено, що отримані регресійні залежності адекватні та інформативні, результати відтворювані, коефіцієнти b_0 і b_i статистично значущі. Це свідчить про те, що регресійні залежності адекватно описують процес і їх можна використовувати для аналізу й оптимізації технологічного процесу формування дискретно-текстурованих поверхонь деталей які працюють в умовах фретинг-корозійного зношування та граничного тертя. В досліджуваній області факторного простору із технологічних параметрів, що впливають на фретингостійкість трибосистеми, найбільш значущими є глибина мікрозаглиблень та щільність їх розташування, яка характеризується ефектом парної взаємодії параметрів $X1$ та $X2$.

Відмінною особливістю трибологічних процесів при вібраційному проковзуванні, як уже наголошувалось, є малі амплітуди відносного переміщення поверхонь, малі швидкості ковзання і нестационарний динамічний характер діючих навантажень [37-39]. За таких умов тривалість захисної дії

граничних мастильних шарів (тривалість латентного періоду) контролюється співвідношенням швидкостей процесів їх руйнування та відновлення і визначається як властивостями самого мастильного матеріалу, так і природою та станом тертьових поверхонь елементів трибопари. Враховуючи, що процеси тертя та зношування у трибосистемах з дискретно-текстурованими мастилоємними поверхнями протікають на ділянках контакту, що розташовані у міжлунковому просторі [212], механізм руйнування тертьових поверхонь таких трибосистем в умовах розвитку фретинг-процесу можна подати наступною трьохстадійною моделлю (рис. 4.4).

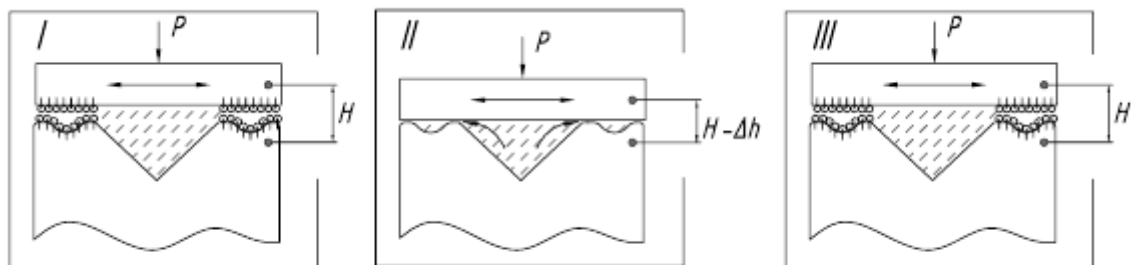


Рис. 4.4 Модель перебігу трибологічних процесів в зоні окремої ділянки контакту трибосистеми з дискретно-текстурованою мастилоємною поверхнею за умов фретинг-корозійного зношування: I – стадія формування первинного граничного змащувального шару; II – стадія руйнування граничної мастильної плівки та розвитку фретинг-корозійного зношування поверхонь трибоконтакту; III – стадія відновлення цілісності граничної мастильної плівки.

Перша стадія – стадія формування первинного граничного змащувального шару. На цій стадії на спряжених металевих поверхнях в результаті пластичної деформації по вершинах мікровиступів відбувається руйнування природних оксидних і адсорбованих плівок. Утворені локальні ювелірні мікродільниці поверхні металу, активовані багаторазовим пружно-пластичним передеформуванням, відіграють роль активних центрів для адсорбції полярних молекул поверхнево активних речовин, що надходять із

мастильного матеріалу. Цей процес закінчується формуванням моно- або полімолекулярного шару граничної змащувальної плівки. Такі шари, згідно [213], володіють високим опором до стиснення і низьким опором тангенціальному зміщенню, що забезпечує на даній стадії ефективний захист поверхні металів від руйнування.

На другій стадії на ділянках фактичного контакту під дією нормальних і вібраційних тангенціальних навантажень та одночасній каталітичній дії поверхні металу в мастильному матеріалі відбуваються складні незворотні процеси перебудови структури, які супроводжуються якісною зміною реологічних характеристик матеріалів у трибоконтакті [65, 214] і, в кінцевому, результаті призводять до деструкції і прогресуючого руйнування граничного мастильного шару. Одночасно, в місцях порушення цілісності граничної мастильної плівки розвиваються акти руйнування металевих поверхонь трибоконтакту, які протікають за звичайними для фретинг-корозії механізмами.

Третя стадія пов'язана з відновленням (регенерацією) цілісності граничної мастильної плівки.

Якщо спряження змоделювати у вигляді кінцевого числа трибоелементів [215], то розвиток елементарних актів руйнування поверхонь контакту на другій стадії викличе зменшення розмірів елементів трибопари на величину Δh в напрямку перпендикулярному до поверхні. Відповідно, як результат зменшення об'єму мікрозаглиблень, надлишок мастильного матеріалу витісниться в міжлунковий простір.

Зазначені стадії трибологічного процесу, що розвиваються в зоні фрикційного контакту, будуть періодично повторюватись доти, доки в результаті зносу мікрозаглиблення не втратять здатність виконувати функції резервуарів для утримання мастильного матеріалу. Очевидно, що в цьому плані трибосистеми з дискретно-текстурованими мастилоємними поверхнями можна розглядати як адаптивні самовідновлювальні трибосистеми.

4.2 Дослідження фретингостійкості поверхнево-модифікованих шарів, сформованих електроіскровим легуванням

Проведений аналіз причин пошкодження деталей вузлів тертя АТ показав [36; 167], що в багатьох випадках проблема підвищення зносостійкості трибомеханічних систем вирішується модифікуванням робочих поверхонь деталей методом електроіскрового легування (ЕІЛ). Метод ЕІЛ дозволяє формувати на металах поверхнево-зміцнені шари із будь яких токопровідних матеріалів, відрізняється технологічною простотою, низькою енергоємністю, високою міцністю зчеплення нанесеного шару з основою. Важливою позитивною якістю ЕІЛ є можливість отримувати багатофункціональні градієнтні покриття з дискретною структурою та багат шарові покриття і змінним по товщині фазовим складом [216].

Великий обсяг деталей сучасних ПС і АД, що піддаються ЕІЛ – поверхневому зміцненню, припадає на деталі виготовлені із титанових сплавів, які працюють в умовах фретинг-корозійного зношування без мащення. Разом з цим у багатьох випадках застосування технології ЕІЛ не забезпечує достатньо ефективний захист поверхонь від зношування на тривалий ресурс. У зв'язку з цим у даному розділі було поставлено завдання дослідити закономірності впливу структурно-фазового складу і технологічних схем формування на триботехнічні властивості в умовах фретинг-корозії ЕІЛ-покриттів із нового класу зносостійких матеріалів на основі композиційної кераміки систем ZrB_2 - SiC , $AlN-ZrB_2$, та тугоплавких сполук хрому Cr_2C_3 і титану TiN .

4.2.1 Обґрунтування вибору матеріалів та технологічних схем формування електроіскрових поверхнево-модифікованих шарів

Електроіскрове легування відноситься до високоенергетичних методів обробки поверхонь і ґрунтується на використанні концентрованого потоку енергії плазменого струменя, що виникає в дузі електроіскрового розряду.

Згідно узагальненої моделі вібраційного електроіскрового легування [216; 217], формування поверхнево-модифікованого шару методом ЕІЛ в одиничному циклі вібраційної взаємодії легуючого електроду з поверхнею металу можна подати наступною послідовністю процесів (рис. 4.5).

В якості матеріалів для поверхневого зміцнення методом ЕІЛ для титанових сплавів традиційно застосовують чисті метали, сплави, інтерметалічні сполуки різних металів, вольфрамокобальтові тверді сплави, тугоплавкі сполуки титану з киснем, азотом, вуглецем [122; 123; 217-220].

Поверхневі шари, сформовані із чистих металів, сплавів і інтерметалідних сполук не володіють достатньо високою твердістю і міцністю для забезпечення високого рівня зносостійкості в жорстких умовах фрикційно-контактної взаємодії. Покриття із вольфрамокобальтових твердих сплавів відрізняються високою твердістю і зносостійкістю, але формують відносно малий за товщиною шар із-за швидко згасаючого характеру масоперенесення матеріалу із легуючого електроду на деталь під дією електроіскрового розряду.

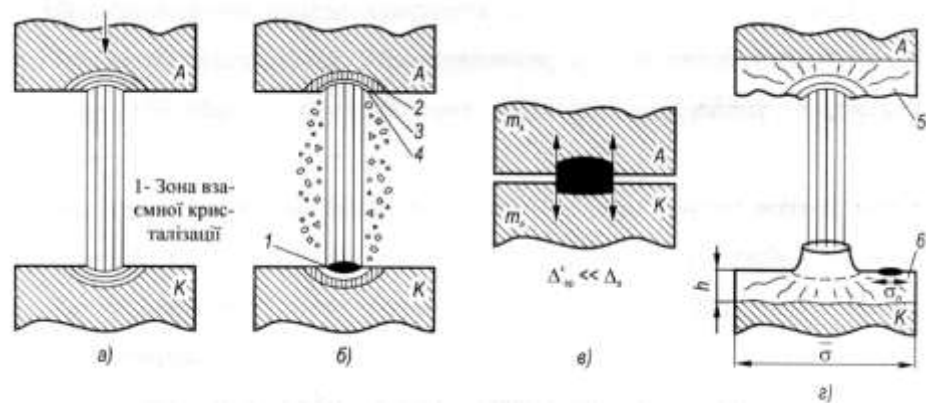


Рис. 4.5 Узагальнена модель процесу ЕІЛ: I – пробій міжелектродного проміжку; II – утворення ерозійних ямок на аноді та катоді з трьома зонами: випаровування (4), плавлення (3), напруженого стану (2); III – момент контакту електродів, який спричиняє захоплення і зворотній перенос матеріалу; IV – формування на аноді вторинної структури (5) і модифікованого шару (6) на катоді.

Недоліком титановмістних тугоплавних сполук є схильність титану до утворення рихлих оксидних плівок в процесах стаціонарного окиснення та трибоокиснення. Рихла плівка оксиду титану має в 1,6 рази більший об'єм, ніж об'єм основного матеріалу. Згідно критерію Піллінга-Бедвардса [174; 221], такі плівки є нещільними і не захищають поверхню від фрикційного руйнування. У зв'язку з цим являє інтерес застосування в якості матеріалу для ЕІЛ – легування титанових сплавів тугоплавких сполук на основі цирконію. На відміну від титану, цирконій при окисненні утворює щільний оксидний шар ZrO_2 . Крім того Ti і Zr є ізоелектронними та ізоструктурними елементами тому можна очікувати хорошої змочуваності у розплавах титанових сплавів тугоплавких сполук на основі Zr , що необхідно для утворення міцних адгезійних зв'язків в системі « Ti -сплав - ZrX » ($x=B; C; N$).

Із тугоплавких сполук цирконію найбільший інтерес для використання в якості основи ЕІЛ - покриттів триботехнічного призначення представляє діборид ZrB_2 завдяки його високій твердості і відносно малій різниці коефіцієнту термічного розширення з титаном. Менша різниця коефіцієнтів термічного розширення у ZrB_2 ($\alpha_{ZrB_2}=5,9 \cdot 10^{-6} K^{-1}$) з титаном ($\alpha_{Ti}=9,2 \cdot 10^{-6} K^{-1}$) ніж TiB_2 ($\alpha_{TiB_2}=4,8 \cdot 10^{-6} K^{-1}$) з титаном дозволить зменшити величину напружень на межі покриття – підкладка як у процесі формування покриття, так і під дією температури фрикційного нагріву. У складі зносостійких покриттів широко застосовуються також композиційні матеріали на основі нітриду алюмінію AlN , нітриду титану TiN , карбїду хрому Cr_2C_3 . Перспективність використання ЕІЛ – покриттів на основі ZrB_2 , AlN , TiN і Cr_2C_3 для підвищення зносостійкості титанових і алюмінієвих сплавах була доведена дослідженнями, виконаними в умовах абразивного зношування [222 - 224].

У зв'язку з вище зазначеними принципами для дослідження формування зносостійких покриттів на титанових сплавах методом ЕІЛ вибрані композиції на основі $ZrBr_2$, AlN , TiN і Cr_2C_3 наступних систем:

1. ЦБСАН ($AlN - ZrB_2$ на основі AlN)
2. ТАН ($AlN - TiN$ [1:1])

3. КХНТ – НХ (TiN – Cr₂C₃) + NiCr
4. ЦЛАБ – 2 (ZrB₂ – ZrSi₂ на основі ZrB₂ з добавкою LaB₆)
5. ЦЛАБ – 3 (ZrB₂ – ZrSi₂ на основі ZrB₂ з добавкою SiC і AlN)

Композиційні матеріали систем 1-5 розроблені в Інституті проблем матеріалознавства для цільового використання в якості матеріалів і захисних покриттів для роботи при високих температурах та стійких до абразивного зношування. Матеріал ЦЛАБ–3 розроблявся [225] з метою інтенсифікації спікання в процесі отримання компактних електродів методом гарячого пресування і надання композиту підвищеної механічної міцності. Для цього до складу композиту додатково введено спікаючі домішки SiC та AlN. При температурі 1573 К (температура спікання 2073 К) в результаті взаємодії з киснем і твердофазної взаємодії продуктів окиснення SiC і AlN утворюється муліт Al₂SiO₃, який ініціює спікання, що сприяє підвищенню механічної міцності композиту. До того ж, муліт, який може також утворюватись в процесі реакцій трибоокиснення, здатен у складі поверхневих вторинних структур відігравати роль твердого мастила, знижуючи фрикційне навантаження поверхонь трибоконтракту.

В табл. 4.4 для досліджуваних варіантів електродних матеріалів приведені параметри, що характеризують процес масоперенесення і формування поверхнево-модифікованого шару ЕІЛ-покриття при електроіскровому легуванні зразків із титанового сплаву ВТ3-1, [226; 227]. Легування здійснювалось в атмосфері повітря на установці «Елітрон-21» за режимом: струм короткого замикання $I_{к.з} \leq 1\text{А}$, частота вібрації електроду $\nu=1200\text{Гц}$, енергія імпульсу $E_{ім}=0,08\text{ Дж}$.

Значення параметрів масоперенесення - об'ємного привісу катода ΔK , коефіцієнта масоперенесення K_t і середньої товщини покриття відповідають питомій тривалості процесу легування 7хв/см^2 . Такий режим обробки забезпечує для всіх досліджуваних матеріалів сталість процесу масоперенесення матеріалу з електроду на поверхню підкладки, що

проявляються у збільшені прирощення об'єму (маси) зразка і товщини нарощуваного покриття в часі.

Таблиця 4. 4

**Параметри масоперенесення при електроіскровому легуванні
сплаву ВТЗ-1**

№ п/п	Легуючий електрод	Об'ємний привіс катода, $\sum^{t=7} \Delta k \pm 1, 10^{-4} \text{см}^3$	Коефіцієнт масо-перенесення, $Kt \pm 2, \%$ ($t=7 \text{хв./см}^2$)	Товщина покриття $h \pm 5, \text{мкм}$
1.	ЦБСАН	13.73	39.39	80-110
2	ТАН	8.09	35.16	30-40
3.	КХНТ-НХ	5.61	40.38	25-27
4.	ЦЛАБ-2	6.31	53.30	30
5.	ЦЛАБ-3	21.31	54.30	-
6	ВК-3	7.40	44.10	10-25

Слід відмітити, що в ряду досліджуваних електродних матеріалів між ерозійною стійкістю, коефіцієнтом масоперенесення і товщиною нарощуваного покриття однофазного зв'язку нема. Так, наприклад, електродні матеріали ЦЛАБ-2 і ЦДАБ-3 відрізняються ерозійною стійкістю більш ніж в 3 рази, але мають близькі значення коефіцієнту масоперенесення. В той же час матеріали ЦЛАБ-2 і КХНТ-НХ з близькою ерозійною стійкістю, значно відрізняється величиною коефіцієнту масоперенесення, але формують близькі за товщиною покриття. Матеріали ЦБСАН з 2 рази нижчою ерозійною стійкістю і в 1,35 рази нижчим коефіцієнтом масоперенесення забезпечує формування покриття в 2,7-3,7 рази більшої товщини, ніж ЦЛАБ-2. Відсутність кореляційного зв'язку між параметрами масоперенесення і товщиною нарощуваного шару покриття для різних електродних матеріалів свідчить про різний характер фазових перетворювань матеріалів в процесі електроіскрового легування і різну структурну однорідність покриттів.

З точки зору забезпечення високої зносостійкості деталей вузлів тертя значний інтерес представляє формування електроіскровим легуванням багат шарових покриттів з перемішуванням твердої і м'якої фаз. Із вище

викладених міркувань, в якості з твердої зносостійкої фази найбільш перспективною може бути ZrV_2 , який є основним компонентом електродного матеріалу ЦЛАБ-2. В якості матеріалу зв'язки вибрано сплав Ni-Cr (ніхром) і сплав НИАТ-5 системи Fe-Ni-Cr-Mo-Mn-Si.

Багатошарове покриття формували за схемою, представленою на рис. 4.6 [228]. Процес отримання такого покриття полягає в чергуванні легування поверхні різними електродами через певний проміжок часу. При цьому внутрішній шар покриття, що прилягає до основи, формується із сплаву НИАТ-5, а зовнішній - із матеріалу ЦЛАБ-2. Для утворення проміжних прошарків використовувався матеріал ЦЛАБ-2 з нікель-хромового зв'язкого. Пошарове багатокомпонентне електроіскрове легування дозволяє нарощувати більшу товщину покриттів порівняно із моношаровим, що робить перспективним застосування багатошарових покриттів також для відновлення зношених поверхонь.

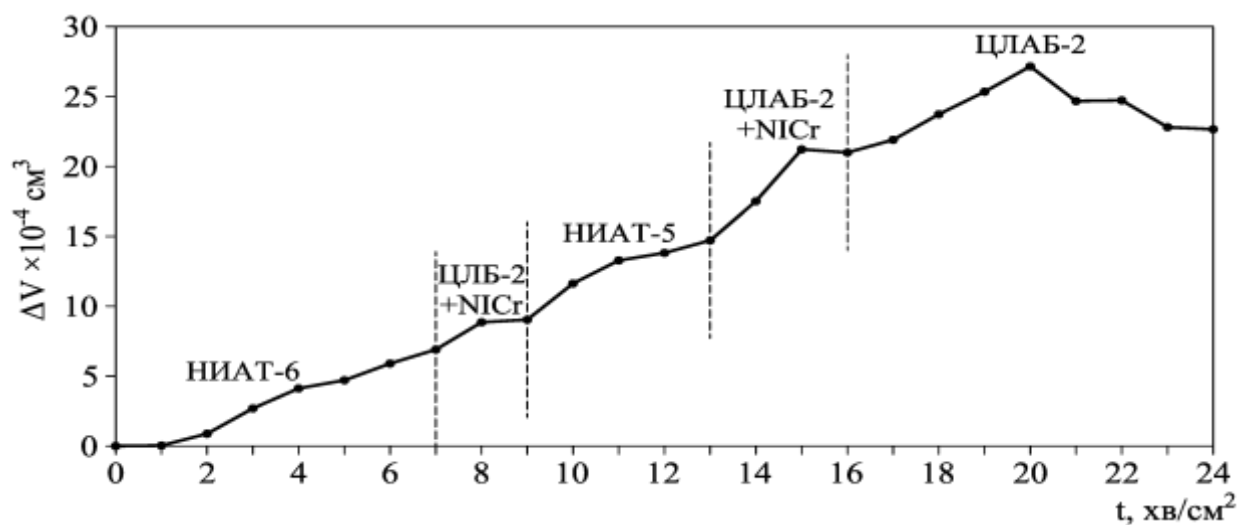


Рис. 4.6 Схема перемежування шарів при формуванні багатошарового покриття на сплаві ВТ 3-1

Установлено [124; 228; 229], що для різних видів зношування при терті без мащення позитивний ефект з підвищення зносостійкості ЕІЛ-покриттів досягається лазерним опаленням. Найбільш вірогідною причиною такого

ефекту може бути подрібнення структури і нерівноважний стан оплавлених модифікованих шарів. Для досліджуваних варіантів композиційних керамічних ЕІЛ-покриттів додатковий вплив на зносостійкість може чинити трансформація фазового складу поверхневих шарів в процесі лазерного оплавлення. У зв'язку з цим, як варіант технологічної схеми формування ЕІЛ-покриттів представляло інтерес дослідити покриття, сформовані комбінованим методом обробки – електроіскрове легування+лазерне оплавлення (ЕІЛ+ЛО).

4.2.2 Експериментальні дослідження закономірностей фретинг-корозійного зношування композиційних електроіскрових покриттів на основі тугоплавких сполук

4.2.2.1 Одно- та багат шарові покриття

В даному розділі представлено результати дослідження закономірностей формування структурно-фазового складу і зношування в умовах фретинг-корозії одно- та багат шарових покриттів, отриманих електроіскровим легуванням на титановому сплаві ВТЗ-1. Відомості про склад електродних матеріалів, режими і технологічні схеми електроіскрового легування наведені у розділі 4.2.1.

Згідно даних рентенофазового аналізу, при електроіскровому легуванні титанових сплавів композиційними керамічними матеріалами досліджуваних систем, у складі покриттів, поряд з основними компонентами, присутні продукти їх взаємодії один з одним і з киснем повітря які утворюються при нагріванні у плазмі іскрового розряду (табл. 4.5). При цьому формується гетерофазне покриття у вигляді матриці на основі Ti, модифікованої легуючими тугоплавкими сполуками [230-232]. У випадку селективності змочування легуючих компонентів матеріалом основи, утворюється структурно неоднорідне покриття, яке містить відносно рівномірно розташовані на поверхні глобули кулькоподібної форми.

Фазовий склад електроіскрових покриттів

	Матеріал електрода	Фази покриття (в порядку зменшення інтенсивності рентгенівських ліній)
1	ЦБСАН	ZrB ₂ , AlN, ZrSi ₂ , α-Al ₂ O ₃ , ZrO ₂ (мон), Ti, сліди: β-SiO ₂
2	ЦЛАБ-2	ZrB ₂ , ZrSi ₂ , LaB ₆ , Ti, ZrO ₂ (мон), β-SiO ₂ (рутил)
3	ЦЛАБ-3	ZrB ₂ , ZrSi ₂ , LaB ₆ , Ti, ZrO ₂ (мон), TiO ₂ (рутил) La ₂ O ₃ , β-SiO ₂ , La(BO ₂) ₃
4	ЦЛАБ-2 (багатошарове покриття)	ZrO ₂ , SiO ₂ , LaB ₆ , ZrB ₂ , ZrSi ₂ , La ₂ O ₃ , сліди: NiCrO ₄

Глобулярний характер мають покриття, сформовані при електроіскровому легуванні електродними матеріалами ЦБСАН, ЦЛАБ-2, ЦЛАБ-3, ТАН. Площа робочої поверхні, яку займають глобули, складає 30%-50%. Морфологія такої глобули на поверхні титанового сплаву ВТЗ-1 після електроіскрового легування електродним матеріалом ЦЛАБ-2 показана на рис. 4.7.

Механізм формування структурно-неоднорідних глобулярних покриттів при електроіскровому легуванні остається до кінця не з'ясованим [216; 218]. Припускається, що утворення глобул є наслідком формування контактних містків приварювання в процесі схоплення легуючого електроду з поверхнею основи, а склад глобул залежить від селективності змочування матеріала основи матеріалами легуючих компонентів [125]. При цьому, чим менша різниця в контактному куті змочування, тим менша висота глобул і площа робочої поверхні, яку вони займають.

На рис. 4.8 за даними мікрорентгеноспектрального аналізу наведено розподіл елементів на поверхні і поблизу глобули на електроіскровому покритті системи ЦЛАБ-2/ВТЗ-1. Концентраційний максимум цирконію в області глобули свідчить про те, що основною фазою глобули є диборид цирконію ZrB₂.

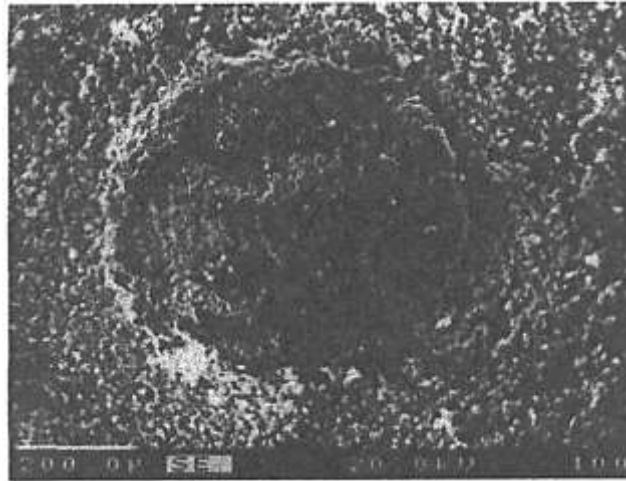


Рис.4.7 Мікроструктура глобули на поверхні титанового сплаву ВТЗ-1 після електроіскрового легування електродним матеріалом ЦЛАБ-2

Міжглобулярний простір являє собою титановий сплав, модифікований Zr-, La- та Si- місткими фазами. Концентраційний максимум кисню поблизу глобули вказує на те, що оксидні фази існують переважно в міжглобулярному просторі. Таким чином, при електроіскровому легуванні титанового сплаву вище зазначеними композиційними керамічними електродними матеріалами формується покриття, яке являє собою Ti- сплав, модифікований тугоплавкими Zr-, La- та Si – місткими фазами і армований поверхневими глобулами підвищеної твердості.

Слід відзначити, що глобулярність структури утворюється і зберігається протягом перших 1-7 хв/см² легування поверхні. При збільшенні тривалості процесу легування, очевидно, в наслідок електромеханічного згладжування глобули зникають і формується структурно однорідна поверхня покриття.

При електроіскровому легуванні сплаву ВТЗ-1 електродними матеріалами ВК-3 і КХНТ-НТ глобулярна структура покриття не формується, можливо, з причини малих і близьких контактних кутів змочування складових компонентів цих легуючих матеріалів титановим сплавом.

Формування багат шарового покриття на титановому сплаві ВТЗ-1 шляхом послідовного чергування матеріалів легуючих електродів відображає схема, представлена у попередньому розділі на рис. 4.6.

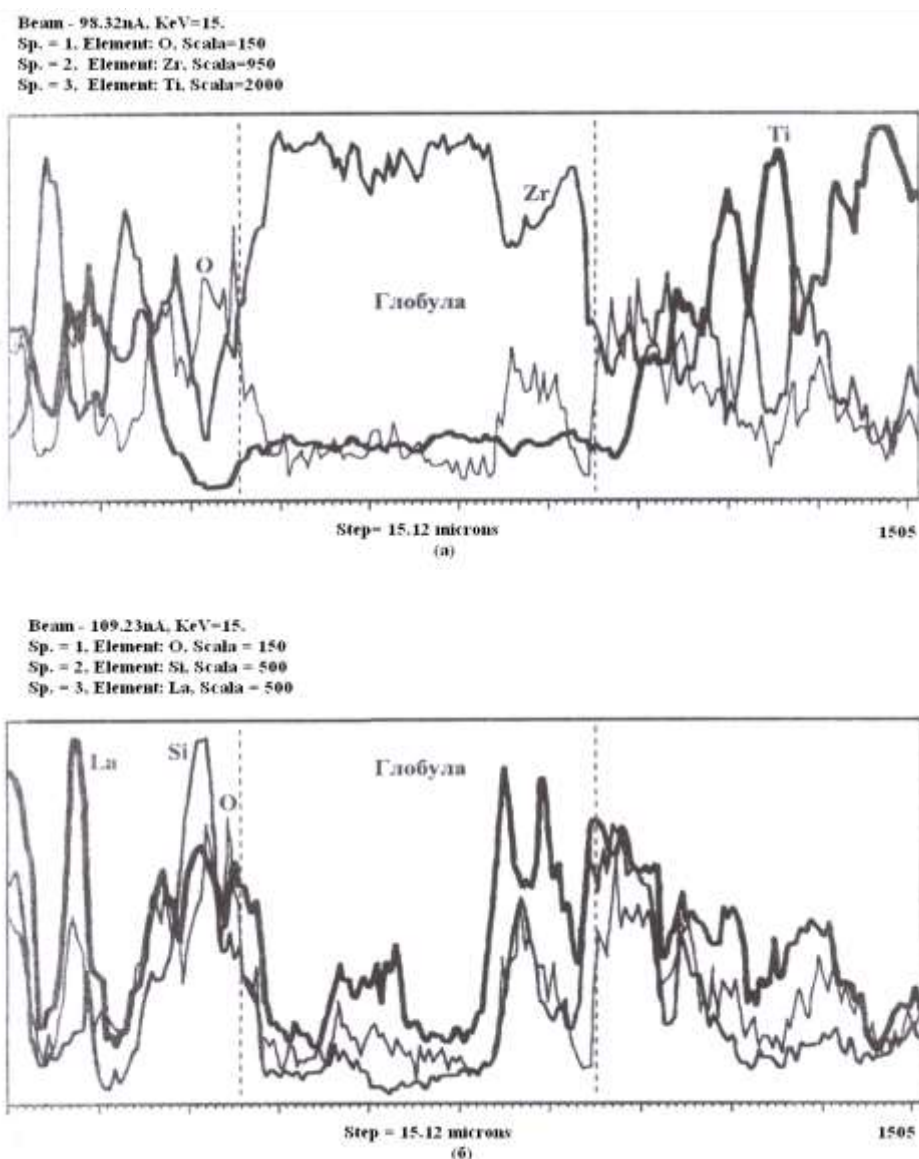


Рис. 4.8 Розподіл елементів на поверхні ЕІЛ-покриття системи ЦЛАБ-2/ВТЗ-1: (а) – О, Zr, Ti; (б) – О, Si, La

Спектри мікрорентгеноспектрального аналізу (МРСА), отримані з поперечного перерізу багат шарового покриття (рис. 4.9) [228], свідчать про відсутність перемішування Zr- і Fe – вмістних фаз. Результатом цього є утворення багатполосчатої структури покриття, в якій по чергово розташовані шари твердої фази на основі ZrB_2 і шари металічного сплава НИАТ-5 на основі твердого розчину Fe-Ni-Cr-Mn-Si. При цьому товщина кожного шару складає

6...8 мкм, а загальна товщина багат шарового покриття в 1,5...2 рази перевищує товщину одношарового ЕІЛ-покриття ЦЛАБ-2.

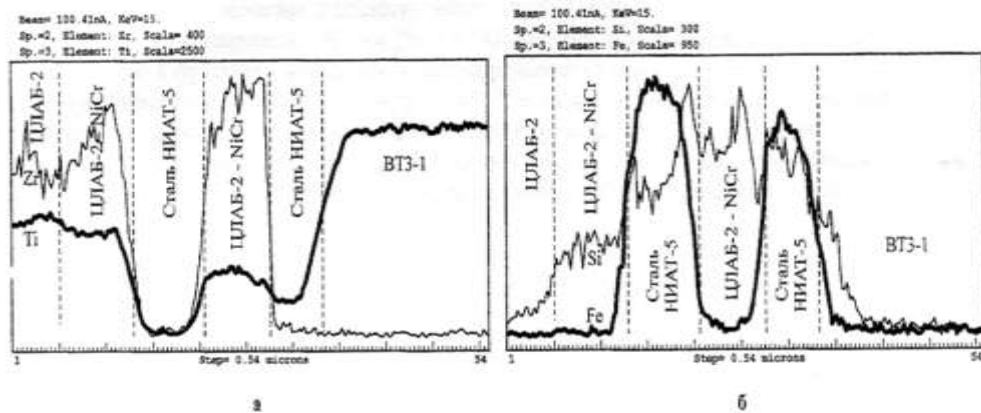


Рис. 4.9 Спектри мікрорентгеноспектрального поперечного перерізу багат шарового електроіскрового покриття ЦЛАБ-2 на сплаві VT3-1 [228]

Зразки з одно- і багат шаровим ЕІЛ-покриттями зазначених вище систем випробували на зношування в умовах фретинг-корозії при терті в атмосфері повітря в одноіменних парах і в парі з загартованою сталлю 45 (HRC 50...52). Знос визначався ваговим методом і з урахуванням питомої ваги матеріалу покриттів, перераховувався в об'ємний знос зразків.

Отримані результати випробувань представлені діаграмою на рис. 4.10, а їх аналізу присвячено праці [226-228; 230-232].

За прийнятих умов випробування в порядку зменшення зносу ЕІЛ – покриття розташовуються в наступній послідовності:

при терті в одноіменних парах: ВКЗ→ЦБСАН→ЦЛАБ-3→ЦЛАБ-2-ТАН→ЦЛАБ-2 багат шарове→КХНТ-НХ;

при терті в парі із сталлю 45 загартованою: ЦЛАБ-3→ЦБСАН→ЦЛАБ-2→ВКЗ→ТАН→ЦЛАБ-2 багат шарове →КХНТ-НХ.

Найбільш високою зносостійкістю як при терті в одноіменних парах, так і при терті в парі з загартованою сталлю 45 відрізняються багат шарове покриття, сформоване за схемою чергування шарів твердої керамічної складової ЦЛАБ-2

з шарами сплаву на основі Fe і ніхрому та одношарове покриття КХНТ-НХ на основі $TiN+Cr_3C_2$ з металічного ніхрому зв'язкою.

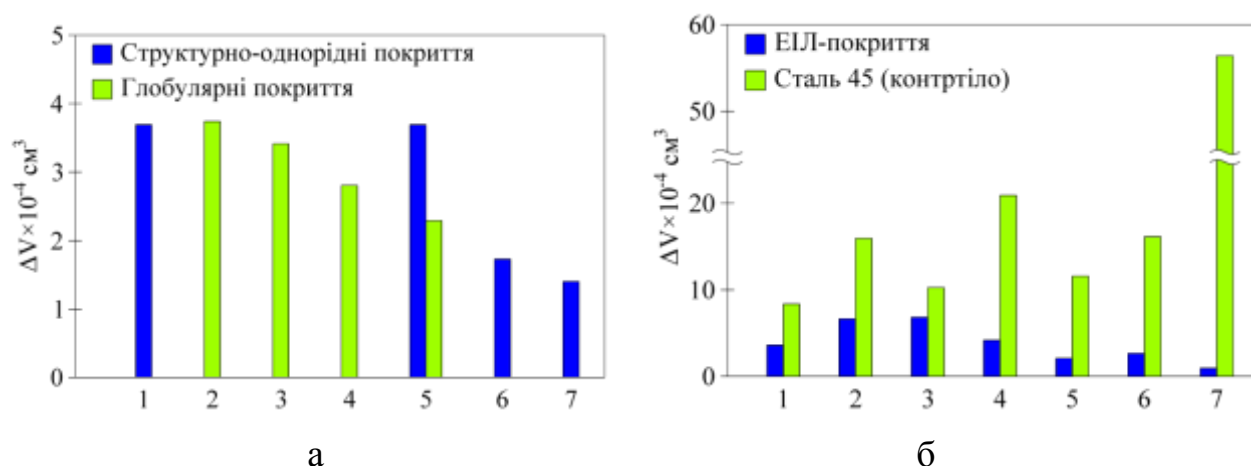


Рис. 4.10 Діаграма об'ємного зносу зразків при випробуванні на зношування в умовах фретинг-корозії. Умови випробувань: $A=87,5\text{мкм}$; $P=19,8\text{МПа}$, $\nu=25\text{Гц}$; $N=5 \cdot 10^5$ цикл. $T=293\text{К}$: а- однойменних парах; б – парі із сталлю 45 (HRC 50...52). Електроіскрові покриття: 1-ВКЗ; 2-ЦБСАН; 3-ЦЛАБ-3; 4-ЦЛАБ-2; 5-ТАН; 6-ЦЛАБ-2 багат шарове; 7-КХНТ-(НХ).

Величина зносу цих покриттів порівняно із ЕІЛ - покриттям із твердого сплаву ВКЗ в однойменних парах нижча відповідно у 2,2 та 2,8 рази та в парі із загартованою сталлю 45 нижча відповідно 1,8 та 3 рази. Натомість зношуюча здатність покриття ЦЛАБ-2 багат шарового і покриття КХНТ-НХ по відношенню до контргіла із загартованої сталі 45, більша порівняно із зношуючою здатністю покриття ВКЗ відповідно в 2 та 6 разів.

Серед досліджуваних варіантів ЕІЛ-покриттів найменшою зношуючою здатністю по відношенню до загартованої сталі 45 у співставленні із покриттям ВКЗ виявило покриття ЦЛАБ-3 (рис. 4.10 б), що визначає перспективність застосування цього покриття як захисного при поєднанні у контакті з матеріалами із меншою твердістю.

На основі аналізу результатів (рис. 4.10) можна також констатувати, що зносостійкість багат шарового покриття ЦЛАБ-2 в 1,7 рази вища ніж одношарового ЦЛАБ-2. Багат шарове покриття ЦЛАБ-2 формується в

результаті перемежування твердої і м'якої фаз за схемою, зображеною на рис. 4.6. Чередування шарів м'якої і твердої фаз в покритті сприяє підвищенню демпфуючої здатності покриття. Внутрішній шар із (Fe-Ni-Cr-Mn-Si) – сплава, який прилягає до основи, має нульовий кут змочування по відношенню до титанового сплаву і близький з титаном коефіцієнтом термічного розширення [228], що забезпечує міцний зв'язок покриття з основою. Зовнішній керамічний шар на основі дибориду цирконію ZrB_2 забезпечує високу твердість і контактну міцність поверхні. Наявність Ni-Cr зв'язки в керамічному композиті підсилює когезійну міцність на межі проміжних шарів сплав (Fe-Ni-Cr-Mn-Si) – кераміка + (Ni-Cr). Очевидно, що поряд з високою твердістю керамічної складової, така градієнтна структура буде сприяти деконцентрації напружень в покритті та, як результат, забезпечувати його підвищену зносостійкість.

Аналіз залежності коефіцієнта тертя від кількості циклів фретингу для одноіменних пар тертя з досліджуваними варіантами ЕІЛ-покриттів (рис. 4.11) показує, що коефіцієнт тертя з ростом кількості циклів фретингу поступово знижується від максимального значення для даної пари, яке досягається уже при $5 \cdot 10^3$ - $10 \cdot 10^3$ циклів фретингу і досягає мінімального значення в діапазоні від $2 \cdot 10^5$ до $4 \cdot 10^5$ циклів. При цьому у зразків з покриттям КХНТ-НХ, одно- та багатошарового покриттів ЦЛАБ-2 спостерігається найбільш суттєве зниження коефіцієнтів тертя і їх наближення до коефіцієнту тертя контактної пари титановий сплав ВТЗ-1- титановий сплав ВТЗ-1.

Для більшості металічних матеріалів на початковій стадії фретинг-корозії продуктів зношування ще недостатньо для утворення між контактними поверхнями трибопари їх ефективного прошарку. При цьому коефіцієнт тертя буде залежати від схильності матеріалів до схоплення та міцності адгезійних зв'язків, що утворюються між матеріалами пари тертя. Враховуючи високу твердість основних структуроутворюючих фаз ЕІЛ-покриттів досліджуваних систем, а також, те, що коефіцієнт адгезії є величиною обернено пропорційною твердості [38], фактор адгезії не можна вважати відповідальним за їх високий коефіцієнт тертя, характерний для початкового

періоду фретингу (рис. 4.11). Очевидно, що в даному випадку на формування величини сили тертя, а відповідно, і коефіцієнта тертя, позначається висока шорсткість поверхні ЕІЛ-покриттів.

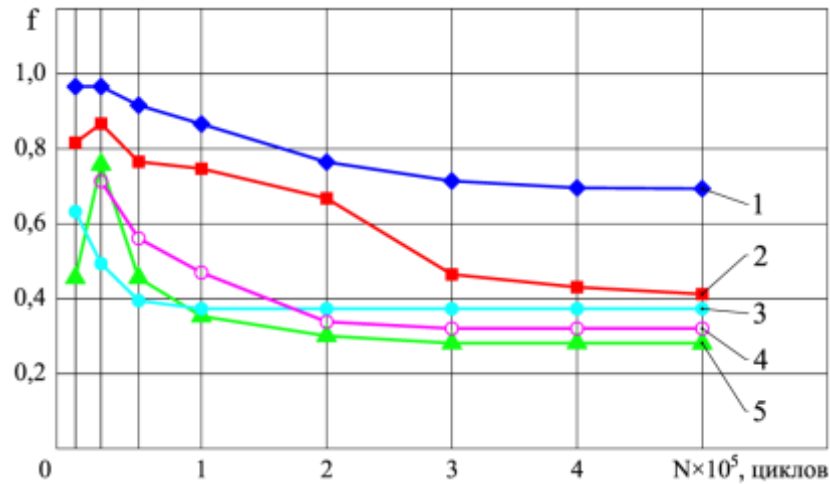


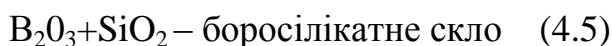
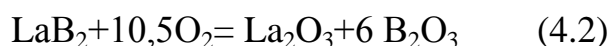
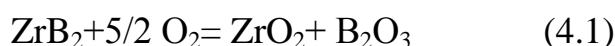
Рис. 4.11 Залежність коефіцієнту тертя від кількості циклів фретингу (пари однойменні): 1 - ЦЛАБ-3; 2 - ЦЛАБ-2; 3 - ЦЛАБ-2 (багат шарове); 4 - КХНТ-НХ; 5 – сплав -ВТЗ-1

Умовою низького тертя, згідно молекулярно-механічній теорії [16, 17], є забезпечення позитивного градієнта механічних властивостей по глибині поверхневого шару ($dt/dt > 0$). Для реалізації цієї умови необхідно, щоб міцність молекулярних зв'язків, які утворюються в процесі тертя, була меншою міцності нижче розташованих шарів. Така умова може реалізуватись, коли на поверхні тіл, що піддаються тертю, утворюється шар (наприклад оксидна плівка), який має порівняно з основою більш низький опір зсуву. При фретинг-корозії зниження коефіцієнту тертя забезпечують також продукти зношування, які внаслідок малої амплітуди відносного переміщення контактних поверхонь мають обмежену можливість виходу із зони тертя.

Роль продуктів зношування у зниженні коефіцієнта тертя при фретинг-процесі може бути ефективною за умови, що, по-перше, матеріали пари тертя утворюють достатньо великий об'єм продуктів зношування, по-друге,

швидкість генерації продуктів зношування після утворення ефективного прошарку дорівнює швидкості виходу їх із зони контакту. ЕІЛ - покриття досліджуваних систем завдяки високій зносостійкості утворюють у порівнянні із сплавом ВТЗ - 1 незначну кількість продуктів зношування. За такої умови дієвим фактором зниження коефіцієнту тертя з ростом кількості циклів фретингу можуть бути вторинні структури оксидних фаз, які утворюються в результаті селективного трибоокиснення окремих складових покриття та взаємодії продуктів реакцій трибоокиснення між собою.

Необхідно сказати, що оксидні фази утворюються в ЕІЛ-покриттях уже в процесі їх формування. Основними продуктами окислення фаз ZrB_2 , LaB_2 , $ZrSi_2$ і SiC , що входять до складу електродних матеріалів ЦЛАБ - 2 і ЦЛАБ - 3, є оксиди ZrO_2 , La_2O_3 , амфорний оксид B_2O_3 і оксид кремнію SiO_2 , які утворюються відповідно до реакцій 4.1-4.5:



Аналогічні реакції взаємодії компонентів покриттів з киснем можна очікувати і в результаті фрикційного трибоокиснення. Діоксид кремнію, що утворюється при окисненні $ZrSi_2$ і SiC у відповідності до реакцій (4.3), (4.4), при взаємодії з оксидом бора B_2O_3 утворюють в'язку жаростійку фазу боросілікатного скла (реакція 4.5), яка в процесі тертя може відігравати роль твердого мастила.

Із аналізу результатів триботехнічних випробувань, представлених на рис. 4.10, можна відмітити також позитивний вплив на стійкість до фретинг-корозійного зношування глобулярності структури покриттів. Такий ефект може бути пов'язаний із зменшенням площі фактичного контакту і, як наслідок, підвищенням питомого навантаження в зонах дотику спряжених поверхонь. В умовах фрикційної взаємодії збільшення тиску призводить до підвищення

температури фрикційного нагріву та, відповідно, до більш інтенсивного формування вторинних захисних структур у вигляді окисних плівок. За даними, приведеними в роботі [233], мікротвердість глобул в ЕІЛ - покритті із матеріалу ЦЛАБ - 2 становить $H_{\mu} \sim 20..23$ ГПа. Висока твердість глобул у поєднанні з інтенсифікацією процесів фрикційного трибсиокислення з утворенням захисних плівок окисних фаз сприяє високій зносостійкості. Локалізацію фрикційної взаємодії по поверхні глобул покриття ЦЛАБ - 2 наглядно видно із рис. 4.12, де на доріжці тертя зразка після $5 \cdot 10^5$ циклів фретингу спостерігається частково зношені глобули.

Більш низьку зносостійкість і аномально високий коефіцієнт тертя покриття ЦЛАБ - 3 у порівнянні з покриттям ЦЛАБ — 2 можна пояснити відмінністю їх фазового складу. Присутність в структурі покриття ЦЛАБ -3 карбиду кремнія, з одного боку, буде сприяти збільшенню вмісту SiO_2 в продуктах окислення і, відповідно, кількості боросілікатного скла. З іншого боку, в умовах високих питомих навантажень крихка фаза SiC буде сприяти більш інтенсивному руйнуванню поверхні і, відповідно, перешкоджувати формуванню в процесі фрикційного трибоокиснення захисних вторинних структур. Одночасно, високодисперсні тверді частини SiO_2 у складі продуктів зношування можуть шаржуватись у поверхню більш м'якого контртіла, утворюючи структури подібні тим, що були виявлені в зонах тертя алюмінієвому сплаві Д16Т (рис. 3.11, рис. 3.12). Очевидно, що формуванням таких захисних структур можна пояснити порівняно низьку зношуючу здатність покриття ЦЛАБ-3.

За даними рентгенофазового аналізу в багат шаровому покритті системи ЦЛАБ-2/ЦЛАБ-2+(N-Cr)/Сплав НИАТ-5/титановий сплав ВТЗ-1 (основа) поряд з основними фазами в великій кількості присутні діоксиди цирконія і кремнія (рис. 4.13).

Наявність в складі покриття діоксида кремнія, а також боридів цирконія і лантана може також приводити до утворення в процесі фрикційного трибоокиснення боросілікатного скла. Крім того, враховуючи специфіку

формування покриттів при електроіскровому легуванні, яка полягає в перемішуванні матеріалів у мікріванні розплаву, можна очікувати, що зовнішній керамічний шар такого покриття повинен вміщувати в своєму складі також компоненти Fe-Ni-Cr-Mn-Si-сплаву, який в процесі трибоокислення може утворювати шпінелі системи Ni(Fe)-Cr-O, здатні в умовах сухого тертя також виконувати роль твердого мастила.

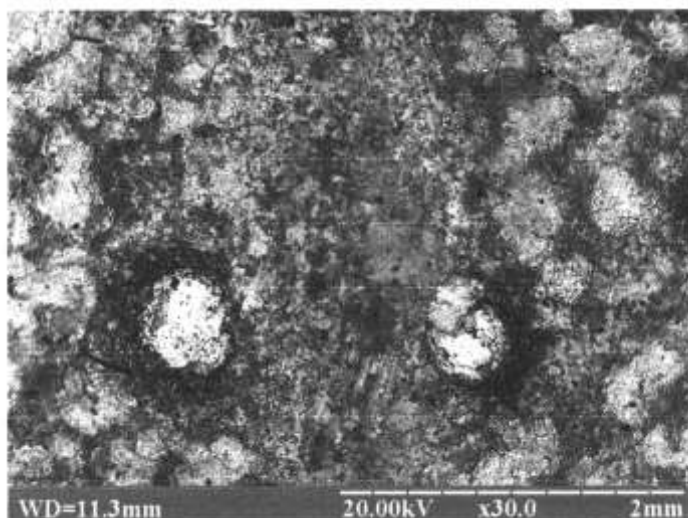


Рис 4.12 Топографія поверхні тертя покриття ЦЛАБ-2 після випробування на зношування в умовах фретинг-корозії: зображення у вторинному електронному випромінюванні

При електроіскровому легуванні титанового сплаву ВТЗ - 1 електродним матеріалом КХНТ - НХ системи (TiN-Cr₂C₂)+NiCr формується структурно-однорідна поверхня покриття. Результати рентгенофазового аналізу показали, що основними фазами в покритті є TiN, TiN_xO_y, (Ti, Cr)₇C₃, NiCr₂O₄, Ti. При цьому мікрорентгеноспектральним аналізом фіксується рівномірний розподіл Ti і Cr по поверхні покриття, що свідчить про утворення твердого розчину хрому в нітриді титану. З урахуванням даних РФА і МРСА можна зробити припущення, що для покриття КХНТ-НХ основними фазами поліоксидних

вторинних структур, що будуть утворюватися в процесі фрикційного трибоокислення можуть бути оксиди TiO_2 , CrO_3 , а також хроміти нікеля/хрома.

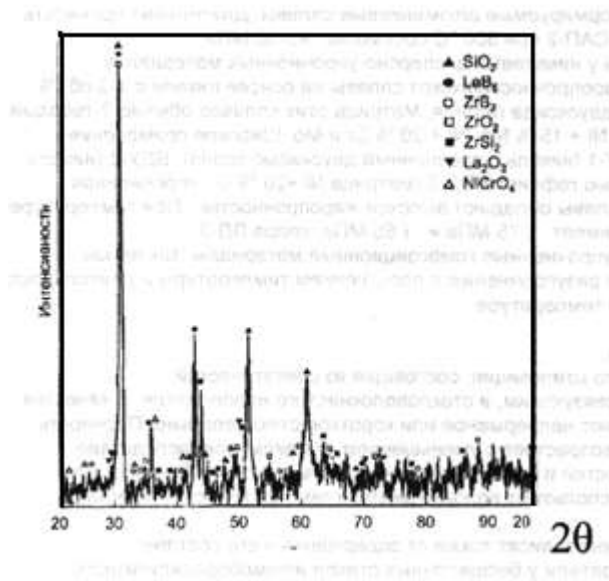


Рис. 4.13 Діфрактограма поверхні багат шарового. ЕІЛ-покриття системи ЦЛАБ-2/ЦЛАБ-2+ NiCr/сплав НИАТ-5 (Fe-Ni-Cr)/ЦЛАБ-2+NiCr/сплав НИАТ5 (Fe-Ni-Cr)/титановий сплав ВТЗ-1

Таким чином, дослідження кінетики зміни коефіцієнту тертя ЕІЛ-покриттів, сформованих на титановому сплаві ВТЗ-1 електроіскровим легуванням композиційною керамікою, дозволило встановити механізм перебігу в зоні трибологічного контакту процесів, що відповідають за формування триботехнічних показників покриттів і відрізняються від процесів, характерних для металів. На початковій стадії високий рівень коефіцієнту тертя визначається високою твердістю і шорсткістю поверхні ЕІЛ-покриттів. На сталій стадії фретингу фактором зниження коефіцієнта тертя можуть бути вторинні структури поліоксидних фаз, які утворюються в результаті трибоокиснення окремих складових фаз покриття та взаємодії продуктів реакції трибоокислення між собою.

На основі аналізу можливих реакцій взаємодії компонентів покриттів з киснем, даних РФА і МРСА аналізів можна сказати, що в процесах тертя ковзання, які реалізуються в умовах фретинг-корозії, найбільш вірогідними

фазами поліоксидних вторинних структур в зоні трибоконтакту є ZrO_2 , SiO_2 , La_2O_3 , B_2O_2 (для покриттів, сформованих із електродних матеріалів ЦЛАБ-2 і ЦЛАБ-3), а також TiO_2 , Cr_2O_2 і хроміти нікеля (для покриття, сформованого із матеріалу КХНТ-НТ).

Фазовий склад і специфіка формування при електроіскровому легуванні багатошарового покриття дозволяє припустити, що зовнішній керамічний шар покриття повинен містити в своєму складі компоненти Fe-Ni-Cr-Mi-Si-сплава, які в процесі трибоокиснення можуть утворювати оксидні фази системи Ni(Fe)-Cr-O-шпінельного тилу. Зазначені високотемпературні корозійностійкі фази виконують роль твердого мастильного матеріалу, що знижує динаміку навантаженості трибоконтакту і є одним із факторів, що сприяє підвищенню опору зношуванню.

4.2.2.2 Покриття, сформовані методом комбінованої обробки

Відповідно до визначених у розділі 4.2.1 технологічних схем формування ЕІЛ-покриттів, як метод комбінованої обробки досліджували електроіскрове легування з наступним лазерним оплавленням. За комбінованою схемою формували покриття із композиційного матеріалу на основі ZrB_2 та багатошарове покриття сформоване електроіскровим легуванням за схемою, представленою на рис.4.6.

Лазерне оплавлення здійснювали в імпульсному режимі на установці ЛТУ КВАНТ-15 в атмосфері повітря при щільності потужності $6,5 \cdot 10^4$ Вт/см². Сканування поверхні лазерним променем проводилось згідно схемами лазерного оплавлення з нульовим перекриттям лазерних доріжок (рис.4.14), використаної при дослідженні абразивної зносостійкості комбінованих (ЕІЛ+ЛО)-покриттів на основі композиційної кераміки [234].

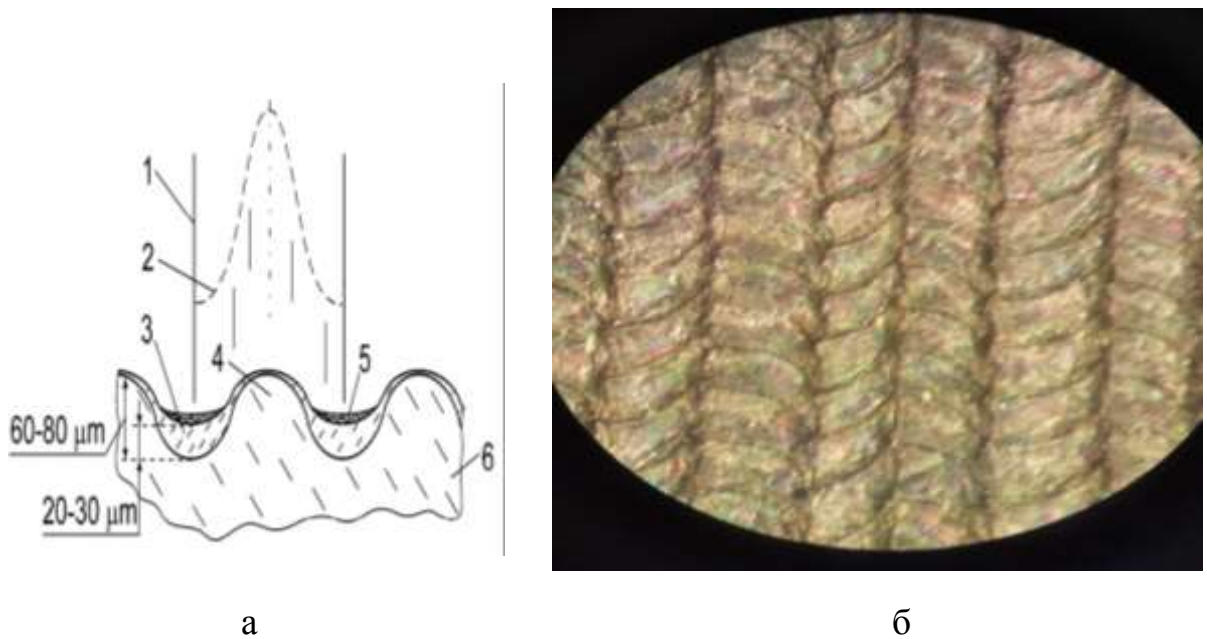


Рис. 4.14 Схема сканування лазерним променем (а) і структурована поверхня комбінованого (ЕІЛ+ЛО)-покриття системи ЦЛАБ2/ВТЗ-1 (б, х56): 1 – лазерний промінь; 2 – розподіл щільності потужності лазерного випромінювання; 3 – попередньо сформоване ЕІЛ-покриття; 4 – смуга лазерно-оплавленого покриття; 5 – смуга неоплавленого покриття, підданого нагріву лазерним променем; 6 – метал основи

З метою встановлення ефективності застосування комбінованих (ЕІЛ+ЛО)-покриттів зазначених систем і прогнозування їх фретингостійкості на тривалий ресурс проводились випробування з визначення кінетичних залежностей величини фретинг-знос (ЕІЛ+ЛО)-покриттів у порівнянні із ЕІЛ-покриттям такої ж системи, які не піддавались ЛО, карбидовольфрамомовим ЕІЛ-покриттям ВКЗ і титановим сплавом ВТЗ-1. Як видно із співставлення отриманих залежностей $\Delta V \sim f(N)$ (рис 4.15), покриття сформовані комбінованою обробкою характеризуються більш високою стійкістю до фретинг-корозійного зношування порівняно із вихідним ЕІЛ-покриттям такої ж системи та ЕІЛ-покриттям ВКЗ. В результаті лазерного оплавлення величина зносу після $10 \cdot 10^5$ цикл фретингу досліджуваних одно- та багат шарового покриттів зменшилось відповідно у 2,5 та 3.2 рази. При цьому для

комбінованих ЕІЛ+ЛО покриттів спостерігається тенденція до зниження інтенсивності зношування ростом числа циклів фретингу.

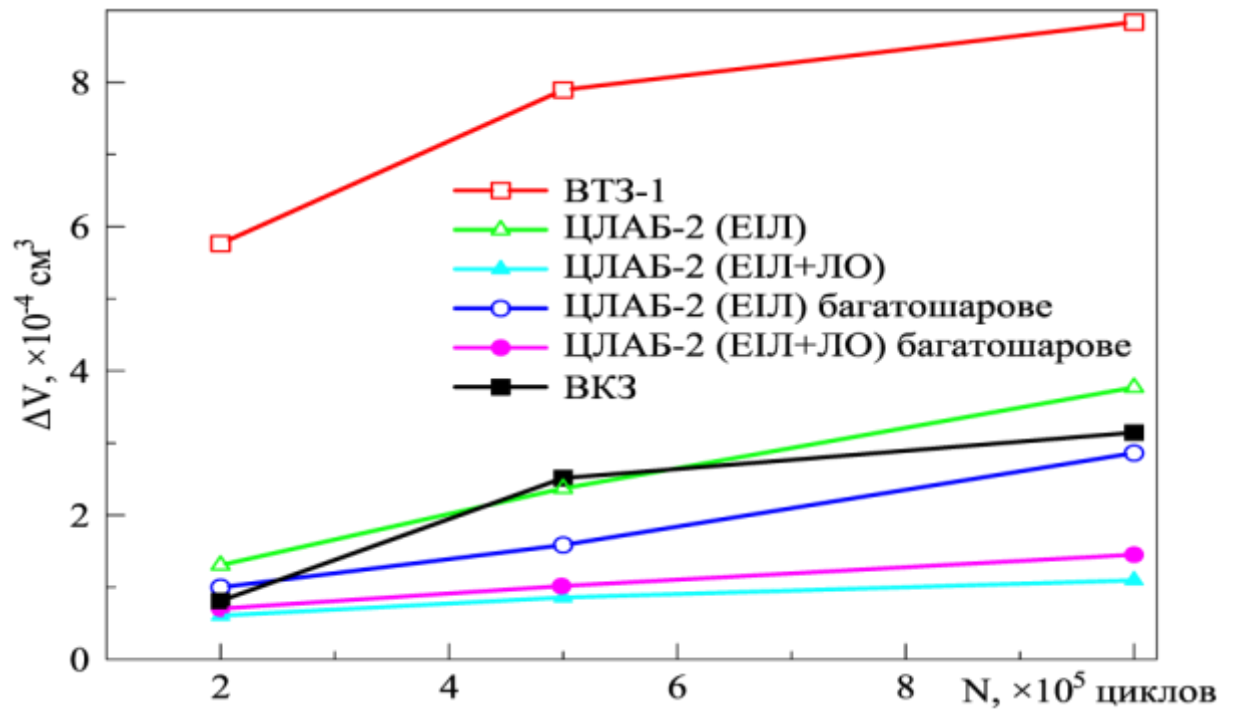


Рис.4.15 Кінетичні залежності величини фретинг-зносу ЕІЛ-і комбінованих (ЕІЛ+ЛО)-покриттів та титанового сплаву VT3-1. Умови випробувань: $A=87,5$ мкм; $P=19,8$ МПа; $v=25$ Гц; (□; Δ; o; ☆ – в однойменних парах; ▲ – в парі з одношаровим ЕІЛ-покриттям ЦЛАБ-2; • - в парі з багат шаровим ЕІЛ-покриттям ЦЛАБ-2)

Для встановлення причино-наслідкових зв'язків впливу ЛО на зносостійкість ЕІЛ-покриттів проводились дослідження структурно-фазового складу поверхні комбінованого (ЕІЛ+ЛО) – і вихідного покриттів систем ЦЛАБ-2/VT3-1 до і після випробувань на фретинг-корозійне зношування. Дослідження проводилось методами Оже-спекрокопії, мікрорентгеноспектрального (МРСА) та рентенофазового (РФА) аналізів [228, 230-232].

В табл. 4.6 представлено результати оцінки співвідношення основних фазових складових поверхні досліджуваних покриттів, отримані із аналізу концентраційних Оже-спектрів [231].

**Співвідношення фаз на поверхні ЕІЛ- і (ЕІЛ+ЛО) –покривтів системи
ЦЛАБ-2/ВТЗ-1 на глибині $h=5\text{нм}$**

Покривття	Високотверда тугоплавка оксидна матриця (ВТОМ)	Боросилікатна фаза (БСФ), об. %	Інші фази, об. %	Σ , об. %
ЕІЛ (глобула до зношування)	4,10TiO ₂ 0,98 Ti ₂ O 16,49 ZrO ₂ 6,75 La ₂ O ₃ 3,14 CaO 3,47 Al ₂ O ₃ $\Sigma = 34,94$	57,65B ₂ O ₃ 2,45 SiO ₂ $\Sigma=60,10$	4,96 ZrB ₂ $\Sigma=4,96$	100,0
ЕІЛ+ЛО (лазерна доріжка до зношування)	5,20TiO ₂ 11,76 Ti ₂ O 16,67 ZrO ₂ 17,57 La ₂ O ₃ 16,69 CaO 0,32 Al ₂ O ₃ $\Sigma=68,21$	25,09 B ₂ O ₃ 5,40 SiO ₂ $\Sigma=30,49$	-	98,7
ЕІЛ+ЛО _{імп} (лазерна доріжка після зношування)	47,92 Ti ₂ O 12,70 ZrO ₂ 3,51 La ₂ O ₃ 8,90 CaO 3,43 Al ₂ O ₃ $\Sigma=76,46$	15,62 B ₂ O ₃ 4,62 SiO ₂ $\Sigma=20,24$	-	96,7

В приповерхневому шарі як вихідного ЕІЛ-покривття, так і покривття сформованого комбінованою (ЕІЛ+ЛО)-обробкою до і після зношування виділяються дві основні фазові складові : – високотверда тугоплавка оксидна матрична фаза (ВТОМ), що складається в основному із оксидів титана, цирконія і лантана, і легкоплавка боросилікатна фаза (БСФ) системи B₂O₃-SiO₂.

Основною фазою поверхні ЕІЛ-покривття є БСФ-фаза (~60% об.). На поверхні комбінованого (ЕІЛ+ЛО)-покривття під дією лазерного опалвлення відбувається трансформація співвідношення фаз. Основою поверхні стає ВТОМ-фаза (~68% об.), а вміст БСФ-фази зменшується у 2 рази до ~30% об.

Приблизно таке ж співвідношення ВТОМ-і БСФ-фаз зберігається і на зношеній поверхні комбінованого покриття.

Таким чином, співвідношення і розподіл фаз (табл. 4.6) дозволяють зробити висновок, що на поверхні досліджуваних ЕІЛ- і комбінованих (ЕІЛ+ЛО)-покриттів системи ЦЛАБ-2/ВТЗ-1, як в процесі їх формування, так і фретинг-корозійного зношування утворюються захисні поверхневі оксидні структури змінного складу. Для ЕІЛ-покриття їх основу складає легкоплавка боросилікатна фаза $B_2O_3+SiO_2$. Для комбінованого (ЕІЛ+ЛО)-покриття захисні поверхневі структури, що утворюються як при ЛО, так і в процесі трибоокиснення, представляють собою матрицю із дисперсних фаз на основі оксидів титана, цирконія, лантана із борострікатним зв'язуючим. Тобто, лазерне оплавлення ЕІЛ-покриття ЦЛАБ-2 призводить до трансформації структурно-фазового складу поверхні яке забезпечує формування і відтворення в процесі фретинг-корозії нанодисперсної захисної трибоплівки на основі оксидів Ti-Zr-La с підвищеним рівнем зносостійкості. Високотверда тугоплавка оксидна матрична фаза ВТОМ такої трибоплівки відповідає за несучу здатність і стійкість до спрацювання, а боросилікатна фаза за рахунок притаманних твердомастильних властивостей, знижує фрикційне навантаження у трибоконтактні і, одночасно, забезпечує релаксацію напружень. Структуру поліоксидного шару, який формується із електродного матеріалу ЦЛАБ-2 при електроіскровому легуванні і комбінованій (ЕІЛ+ЛО) – обробці на титановому сплаві можна зобразити схемою, поданою на рис. 4.16.

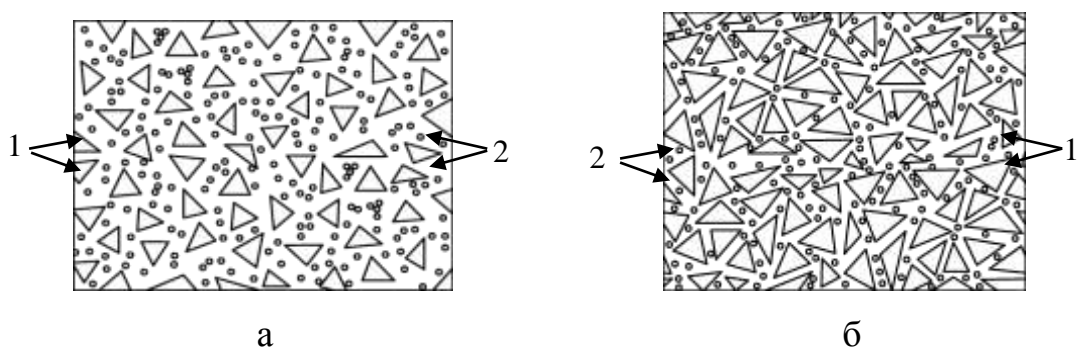


Рис. 4.16 Схема структури поліоксидного шару ЕІЛ – (а) і (ЕІЛ+ЛО) – (б) покриттів системи ЦЛАБ-2/ВТЗ-1: 1 – ВТОМ фаза; 2 – $B_2O_3+SiO_2$ фаза

4.3 Дослідження впливу матеріалу і технології формування на фретингостійкість покриттів, сформованих газотермічним напиленням

Серед існуючих і таких, що активно розвиваються методів інженерії зносостійких поверхонь, одними із найбільш універсальних і продуктивних є методи газотермічного напилення покриттів (ГТН). Натепер для ГТН розроблено і використовується досить широка номенклатура як простих, так і складних за вмістом компонентів матеріалів, які дозволяють отримувати покриття із самими різними властивостями. Разом з цим у рекомендаціях щодо їх застосування в більшості випадків зазначається лише функціональне призначення покриття без урахування всього комплексу вимог до експлуатаційних властивостей, що висуваються умовами роботи деталі. Підвищенню ефективності і більш широкому впровадженню технологій ГТН для вирішення триботехнічних задач буде сприяти виконання досліджень із встановлення взаємозв'язку між вихідним складом матеріалу, технологічними параметрами напилення і триботехнічними властивостями покриттів.

У даному розділі подано результати експериментальних досліджень закономірностей зношування в умовах фретинг-корозії ряду детонаційно-напиленних покриттів і покриттів сформованих методами плазмового, імпульсно-плазмового, високошвидкісного газополуменевого (HVOF-метод) та електродугового напилення. Проаналізовано особливості формування в процесі напилення структурно-фазового складу покриттів та його вплив на зносостійкість. Виконано аналітичні дослідження закономірностей формування напружено-деформованого стану в системі “ГТН покриття-основа” та дослідження з оцінювання ефективності різних технологічних впливів і методів конструювання покриттів на зносо- і втомну довговічність конструкційних сплавів з ГТН-покриттям. Основні результати з цього напряму досліджень опубліковано в наукових працях [36; 235-237].

4.3.1 Покриття, сформовані детонаційно-газовим напиленням

Як матеріали для одержання зносостійких покриттів методом детонаційно-газового напилення найбільше розповсюдження отримали композиції до складу яких в якості зносостійкої складової входять тугоплавкі сполуки перехідних металів з вуглецем, бором, азотом, кремнієм, киснем. В практиці авіадвигунобудування і ремонту АТ одним із перших почали застосовуватися механічні порошкові суміші карбиду вольфраму з кобальтом і нікелем. Покриття із таких матеріалів відрізняються високою зносостійкістю, у тому числі в умовах фретинг – корозії [143; 144; 238]. Їх застосування дало змогу вирішити ряд практичних завдань з підвищення зносостійкості і відновлення зношених деталей. Разом з тим порошкові механічні суміші WC-Co, WC-Ni не задовольняють цілій низці вимог, необхідних для формування детонаційним напилюванням якісних покриттів. Основними недоліками таких матеріалів, що негативно відбиваються на їх експлуатаційних властивостях, є:

- незадовільна текучість порошку, що зумовлює нерівномірність подачі його з дозатора в газорозрядну камеру;
- сегрегація компонентів порошкової суміші в процесі напилювання через велику різницю їх питомої ваги;
- мілкодисперсність фракційного складу порошоків та, як наслідок, значна підданість їх терморекційним процесам, таким як окиснення, зневуглецювання карбідної фази, утворення складних крихких інтерметалічних сполук.

Для усунення вказаних недоліків розроблено спеціалізовані композиційні порошкові матеріали системи WC-Co, WC-Ni з гетерогенною структурою порошкових частинок у яких одночасно поєднано карбідну і металеву фази. Крім того, для детонаційного напилювання застосовуються різні за теплоенергетичними параметрами і реакційною активністю їх продуктів згоряння горючі газиво-детонаційні суміші [129, 131].

Метою нижче поданих досліджень було визначення впливу складу, способу отримання порошкового матеріалу (типу будови порошкових

частинок) і складу горючої детонаційно-газової суміші на зносостійкість детонаційних покриттів системи WC-Co, WC-Ni при зношуванні в умовах фретинг-корозії. Досліджувались покриття напилені із механічних сумішей карбіду вольфраму з кобальтом BK15 і нікелем BN30 та покриття напилені із спеціалізованих порошкових матеріалів: компактованого BK15B, сфероїдизованого BK25M, планованого BN15П.

Компактований порошок BK15B являє собою гомодисперсні частинки сформовані із карбіду вольфраму WC і зв'язаним з ним у відповідному співвідношенні металічним кобальтом. Частинки сфероїдизованого BK25M та планованого BN15П порошоків складаються із карбідного WC ядра, покритого оболонкою відповідно кобальту і нікелю.

Покриття наносилися на зразки сплаву VT8 з використанням двох варіантів горючої детонаційно-газової суміші: ацетилен – кисневої і (пропан+бутан) – кисневої. Склад горючої газової суміші і режими напилення для кожного порошкового матеріалу попередньо оптимізувались із умови забезпечення однорідності структури і максимальної міцності зчеплення покриття з основою. Після напилення покриття піддавали алмазному шліфуванню на товщину 0,2...0,3 мм і шорсткість поверхні Ra ~ 0,2 ... 0,3 мкм.

Випробування на зношування проводились в однойменних парах. Дослідження виконувались у два етапи. На першому етапі ставилось завдання отримати данні для порівняння зносостійкості усіх варіантів покриттів, що досліджувались. На другому - дослідити вплив амплітудно-навантажувальних параметрів фретингу і температури на триботехнічні властивості покриття, що в процесі порівняльних випробувань виявило найбільш високу зносостійкість.

Порівняльні випробування проводились за наступних параметрів фретингу: амплітуда фретингу $A=250$ мкм; питоме контактне навантаження $P=29,4$ МПа; частота коливань $\nu = 25$ Гц; зовнішня температура $T=293$ К. База випробувань становила $N = 1 \cdot 10^6$ циклів. За критерій зносостійкості прийнято показник I_h , який характеризує величину лінійного зносу за 1 цикл фретингу.

Відомості про вихідний склад, тип порошкового матеріалу, варіант горючої газОВО-детонаційної суміші, що застосовувалась для напилення і триботехнічні властивості досліджуваних детонаційних покриттів у порівнянні із титановим сплавом ВТ8 подано у табл.4.7.

Таблиця 4.7

**Результати порівняльного оцінювання триботехнічних властивостей
в умовах фретинг – корозії детонаційних покриттів із композиційних
порошкових матеріалів на основі карбїду вольфраму**

№ з/п	Покриття	Вихідний склад порошкового матеріалу, % мас.	Тип порошку	Варіант газОВО-детонаційної суміші, що використовувалась для напилення	Параметр зносостійкості, I_h мкм/цикл	Коефіцієнт тертя, f
1	2	3	4	5	6	7
1	ВК15	85WC; 15Co	Механічна суміш	Ацетилен-кисень	$2,9 \cdot 10^{-6}$	0,94
				Пропан+бутан-кисень	-	-
2	ВН30	70WC; 30Ni	Механічна суміш	Ацетилен-кисень	$11,6 \cdot 10^{-6}$	0,79
				Пропан+бутан-кисень	-	-
1	2	3	4	5	6	7
3	ВК15В	85WC; 15Co	Компактований	Ацетилен-кисень	$2,5 \cdot 10^{-6}$	0,86
				Пропан+бутан-кисень	$1 \cdot 10^{-6}$	1,15
4	ВК25М	75WC; 25Co	Сферодизований	Ацетилен-кисень	-	-
				Пропан+бутан-кисень	$1,9 \cdot 10^{-6}$	0,98
5	ВН15П	85WC; 15Ni	Плакований	Ацетилен-кисень	-	-
				Пропан+бутан-кисень	$8,6 \cdot 10^{-6}$	0,96
6	Титановий сплав ВТ8				$65 \cdot 10^{-6}$	0,25

Як видно із отриманих результатів (табл. 4.7), за прийнятих параметрів фретингу усі досліджувані варіанти детонаційних покриттів у порівнянні з титановим сплавом ВТ8 виявляють значно вищий рівень зносостійкості. Разом з тим можна відмітити, що зносостійкість покриттів суттєво залежить як від складу та будови частинок вихідного порошкового матеріалу, так і від складу горючої газОВО-детонаційної суміші, що використовувалась для напилення. Серед покриттів однієї системи (WC-Co; WC-Ni) покриття отримані із спеціалізованих порошкових матеріалів відрізняються більш високою зносостійкістю. Найвищі показники зносостійкості мають покриття, отримані із компактованого ВК15В і сфероїдизованого ВК25М порошоків напилені з використанням (пропан + бутан) - кисневої горючої газОВО-детонаційної суміші. Покриття з нікелевою зв'язкою ВН30 і ВН15П, у порівнянні з покриттями з кобальтовою зв'язкою ВК15В і ВК25М, мають нижчий показник зносостійкості. Отриманий результат узгоджується з результатами раніш виконаних нами досліджень зносостійкості при фретинг - корозії детонаційних покриттів систем WC+Co і WC+Ni [143] і пояснюється тим, що Ni, як зв'язуючий матеріал, забезпечує менш міцні ніж Co зв'язки між структурними складовими у шарі детонаційно - напиленого покриття.

Відомо, що однією із важливих умов досягнення високого опору зношуванню є створення композиційної структури, що відповідає умові забезпечення антифрикційності за правилом Шарпі. Згідно цієї умови, висока зносостійкість буде притаманна матеріалам, структура яких складається із часток твердої фази, рівномірно вкраплених в м'яку матрицю. У матеріалах такого типу контактні фрикційні навантаження головним чином буде сприймати тверда складова, зменшуючи тим самим глибину і ступінь деформації поверхневих шарів матеріалу. Одночасно пластична матриця забезпечить ефективну релаксацію напружень і дисипацію підведеної механічної енергії за механізмами внутрішнього тертя.

Для спечених металокерамічних твердих сплавів існує оптимальне співвідношення твердої карбідної фази і м'якої фази металу зв'язки за яких

забезпечується їх максимальна об'ємна міцність і зносостійкість. В процесі детонаційного напилення в результаті високотемпературних реакцій між компонентами порошкового матеріалу і їх взаємодії з високотемпературним газовим потоком відбувається зневуглицювання карбіду вольфраму і зв'язування вихідних та деяких знов утворених фаз у складні карбіди і інтерметалеві сполуки [239; 240]. Ступінь зміни хімічного і фазового матеріалу визначається параметрами процесу напилення, хімічною активністю продуктів згорання детонаційно-газової суміші, будовою і розмірами часток порошку. Так, за даними рентгенофазового аналізу [239], у покриттях, одержаних детонаційним напиленням твердосплавних порошкових сумішей 85 % мас. WC+15% Co (BK15) та 80 % мас WC+20 % Co (BK20), окрім карбідної фази WC і металевої фази Co виявлені вольфрам, карбіди W_2C , W_3Co_3C , $Co_3W_6C_4$ і інтерметалідні сполуки Co_7W_6 , Co_3W . Закономірно очікувати, що чим менше в процесі напилення у складі покриття зберігається високотвердої карбідної фази WC і зв'язуючого металу відносно оптимального складу композиції і чим більше утворюється менш твердих і більш крихких структурних складових з меншою ніж у системах WC-Co, WC – Ni міжфазною когезійною міцністю, тим меншу зносостійкість буде мати покриття. Фазовий склад покриттів, сформованих із спеціалізованих порошкових матеріалів BK15B, BK25M, очевидно, найбільше відповідає оптимальному співвідношенню карбідної WC – складової і металевої кобальтової зв'язки.

Про формування більш сприятливої з огляду зносостійкості однорідності структури і деформаційно-міцністних властивостей поверхневих шарів покриттів, напилених із спеціалізованих порошкових матеріалів, свідчать результати досліджень, отриманих методом деформаційного трибоспектрального аналізу. Метод ґрунтується на структурній чутливості трибOMETричних характеристик, обумовлених неоднорідністю напружено-деформованого стану поверхневого шару, які визначають характер формування спектру сили тангенсіальної контактної взаємодії при втіленні в поверхню матеріалу і переміщенні в ній алмазного індектора з постійною швидкістю в

режимі пружно-пластичної деформації [241]. В результаті спектрального представлення випадкового процесу зміни сили контактної взаємодії структурний стан поверхневого шару матеріала ідентифікується сукупністю статистичних характеристик.

На рис. 4.17 представлені діаграми спектральної щільності поверхневого шару до і після випробувань на фретинг-зношування покриттів ВК15, ВК15В, ВК25М, яка характеризує зміну його деформаційних і міцнісних характеристик вздовж лінії переміщення індектора.

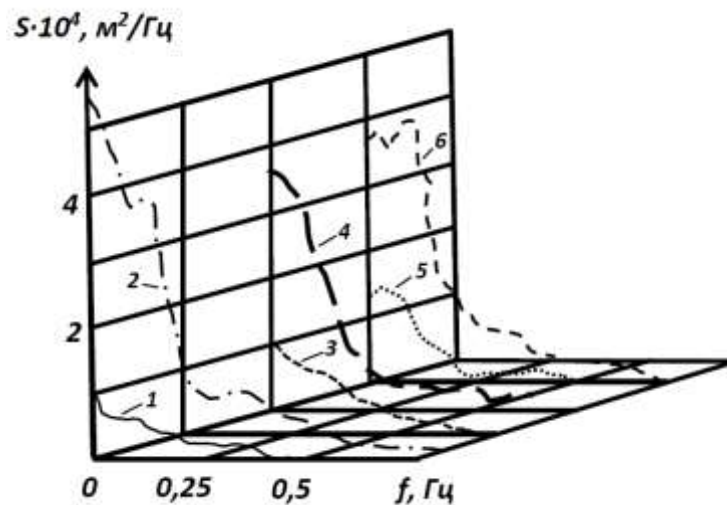


Рис. 4.17 Спектральна щільність поверхневого шару детонаційних покриттів до (-) і після (-·-) випробувань на фретинг-зношування: 1;2 – покриття ВК15, напилення ацетилен-кисневою горючою детонаційно-газовою сумішшю; 3-4 – покриття ВК15В, напилення ацетилен—кисневою горючою детонаційно-газовою сумішшю; 5-6 – покриття ВК25М, напилення (пропан+бутан) – кисневою горючою детонаційно-газовою сумішшю.

Аналіз діаграм спектральної щільності досліджуваних варіантів покриттів дозволяє зробити висновок, що у покриття ВК15, отриманого із механічної суміші порошків, після випробувань на фретинг-зношування спостерігається утворення структури поверхневого шару, для якої характерно значне збільшення дисперсії міцності в локальних мікрооб'ємах порівняно з вихідним станом (площа під графіком спектральної щільності) і яка супроводжується подрібненням структури і різким зниженням пластичності. Покриття, отримані із спеціалізованих порошкових матеріалів ВК15В і ВК25М виявляють більшу

структурну стабільність. Після випробувань на фретинг-зношування їх характеристики спектральної щільності зазнають меншої зміни. Це свідчить про досить високу однорідність деформаційно-міцнісних властивостей цих покриттів, хоча рівень їх енергетичних (міцнісних і деформаційних) характеристик нижчий, ніж у покриття ВК15.

Відмінність у зносостійкості покриттів, напилених з використанням ацетилен-кисневої і (пропан+бутан) – кисневої горючої детонаційно-газової суміші можна пояснити різними їх теплоенергетичними параметрами і різною реакційною активністю продуктів їх згорання. (Пропан+бутан) – киснева суміш, очевидно, забезпечує в процесі напилення меншу ступінь знеуглецювання карбіду вольфраму і менш інтенсивне зв'язування кобальту в складні вольфрамо-кобальтові карбіди і інтеметалідні сполуки, утворення яких істотно підвищують крихкість і знижують міцність детонаційно-напиленних покриттів системи WC-Co [240]. Такий висновок підтверджується результатами металографічного аналізу. При вибірковому травленні на кобальт в структурі покриття напиленого з використанням (пропан+бутан) – кисневої горючої детонаційно-газової суміші, на відміну від покриття напиленого з використанням ацетилен-кисневої горючої детонаційно-газової суміші, кобальтова фаза виявляється металографічним шляхом. Характерна мікроструктура і топографія поверхонь тертя зразків з покриття ВК15В для двох зазначених варіантів детонаційно-газового напилення показано відповідно на рис. 4.18 і рис. 4.19.

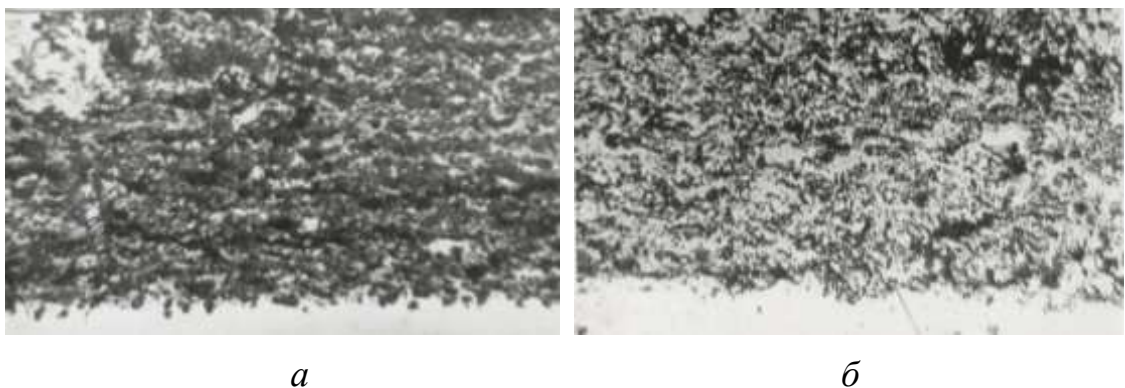


Рис. 4.18 Мікроструктура детонаційного покриття ВК15В (x300): α – напилення ацетилен-кисневою горючою детонаційно-газовою сумішшю; δ –

напилення (пропан+бутан) – кисневою горючою детонаційно-газовою сумішшю.

Дослідження, що передбачались другим етапом, виконувались для покриття ВК15В з варіантом напилення (пропан+бутан) – кисневою горючою детонаційно-газовою сумішшю. В ході випробувань з визначення впливу амплітуди відносно переміщення, контактного навантаження і частоти коливань на знос покриття додатково вимірювалась об'ємна температура зразків поблизу поверхні контакту.

Графіки залежності параметра зносостійкості I_h від амплітуди відносного переміщення, питомого контактного навантаження, частоти коливань і зовнішньої температури подано відповідно на рис. 4.20, рис. 4.21, рис. 4.22 і рис. 4.23. На рис. 4.20, рис. 4.21 і рис. 4.22 представлено також графіки залежності температури зразків в зоні контакту від амплітуди відносного переміщення, питомого контактного навантаження і частоти коливань.

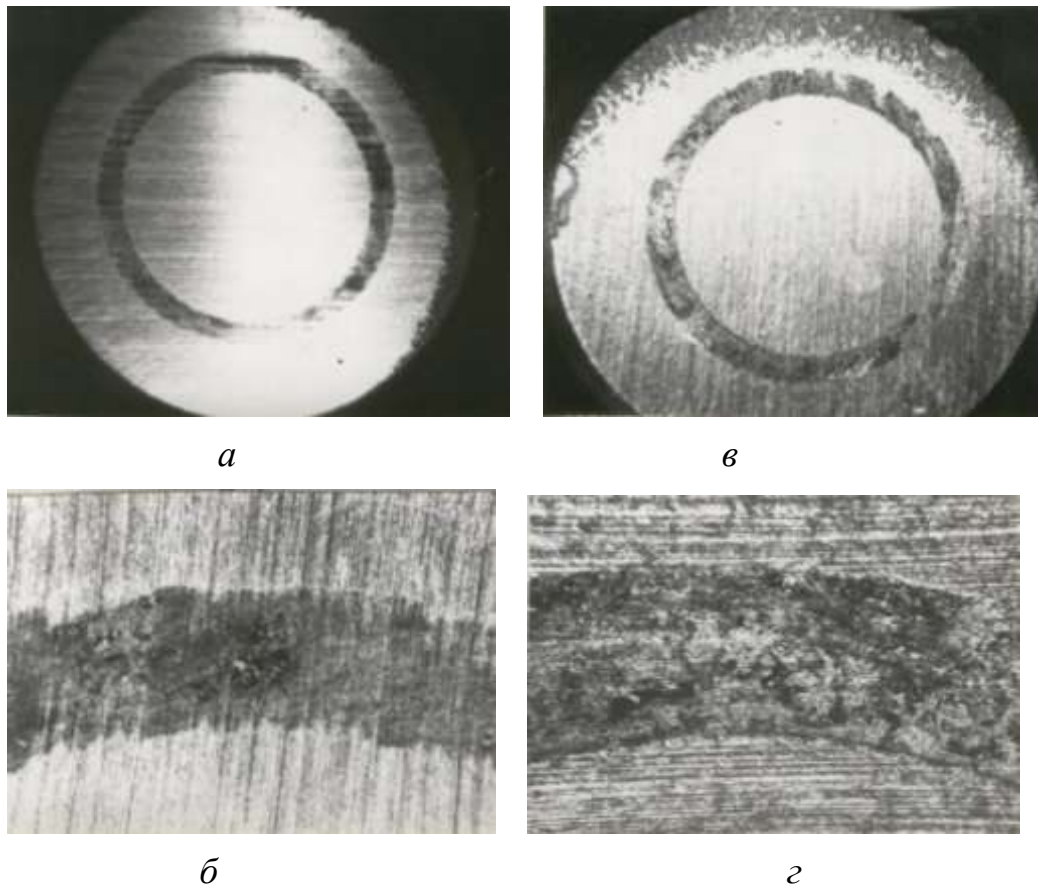


Рис. 4.19 Топографія поверхні тертя детонаційного покриття ВК15В після випробування на зношування в умовах фретинг-корозії: *а, б* – напилення ацетилен-кисневою горючою детонаційно-газовою сумішшю; *в, г* – напилення (пропан+бутан) – кисневою горючою детонаційно-газовою сумішшю. Умови випробувань: $A = 250$ мкм; $P = 30$ МПа; $\nu = 30$ Гц; $T = 293$ К; $N = 1 \times 10^6$ цикл. Пари одноіменні: *а, в* – х 8; *б, г* – х 32.

Отримані результати показують (рис. 4.20-4.23), що у досліджуваному діапазоні амплітуд відносного переміщення, питомого контактного навантаження, частоти коливань і зовнішньої температури покриття ВК15В при терті в одноіменній парі виявляє високий рівень зносостійкості. Помітне зростання величини зносу спостерігається лише при збільшенні амплітуди відносно переміщення від 250 мкм до 400 мкм (в 2,5 рази) і зовнішньої температури від 623 К до 773 К (в 3 рази), але і за таких умов зносостійкість покриття залишається досить високою.

Питоме контактне навантаження і частота коливань мало впливають на величину зносу. З підвищенням контактного навантаження від 10 МПа до 50 МПа знос збільшується менше ніж у 1,5 рази, а із підвищенням частоти коливань від 10 Гц до 50 Гц практично не змінюється.

Температура зразків у зоні контакту збільшується із підвищенням амплітуди відносно переміщення, питомого контактного навантаження і частоти коливань. Найбільш інтенсивне зростання температури відбувається із підвищенням амплітуди відносного переміщення. На зразках за амплітудно-навантажувальних параметрів фретигу $A = 400$ мкм, $P = 30$ МПа температура в зоні контакту досягала 523 К і спостерігалось розтріскування покриття в області поверхні контакту (рис. 4.24 а, б).

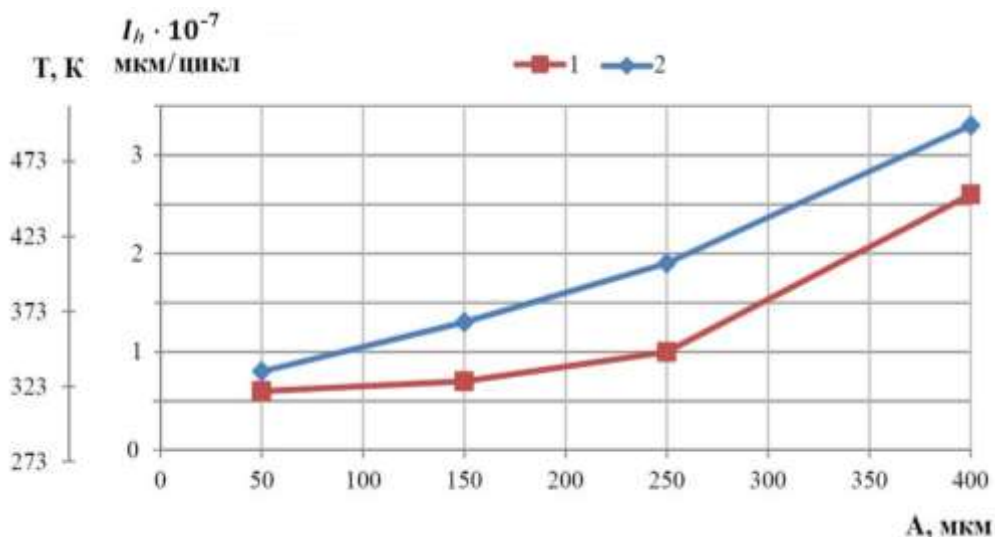


Рис. 4.20. – Залежність параметра зносостійкості покриття ВК15В(1) і температури зразків в зоні контакту (2) від амплітуди фретингу. Умови випробувань: $P = 20$ МПа, $\nu = 30$ Гц; $T = 273$ К; $N_m = 1 \cdot 10^6$ цикл. Пари одноіменні.

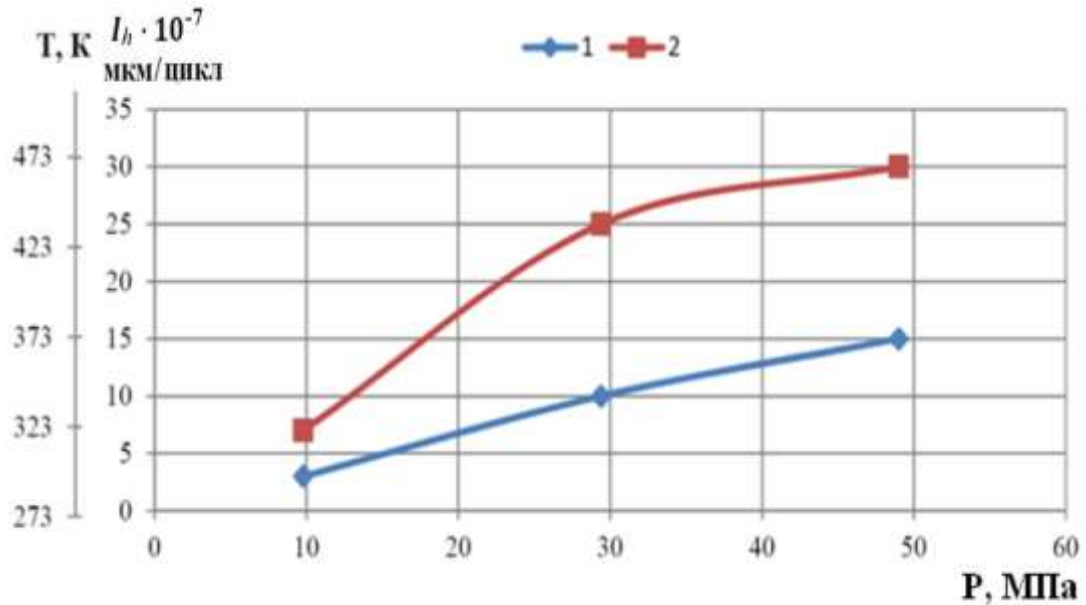


Рис. 4.21 Залежність параметра зносостійкості I_h (1) детонаційного покриття ВК15В і температур зразків в зоні контакта (2) від питомого контактного навантаження. Умови випробувань: $A = 250$ мкм; $\nu = 30$ Гц; $T = 293$ К; $N = 1 \times 10^6$ цикл. Пари одноіменні.

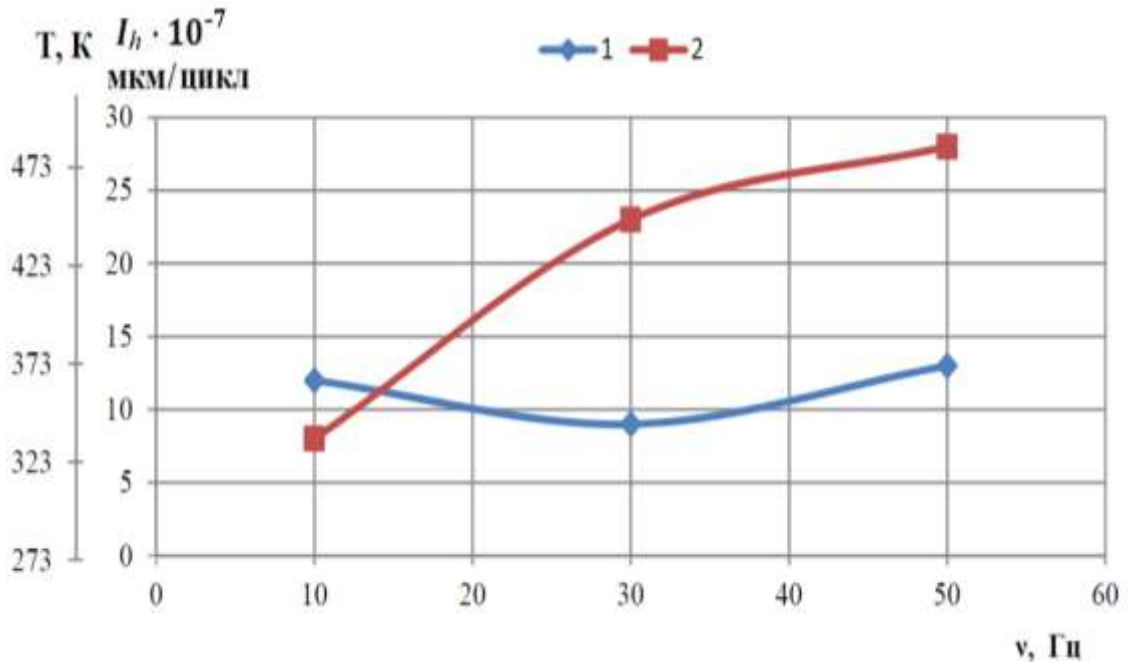


Рис. 4.22 Залежність параметра зносостійкості I_h (1) детонаційного покриття ВК15В і температури зразків в зоні контактів (2) від частоти коливань. Умови випробувань: $A = 250$ мкм; $P = 30$ МПа; $T = 293$ К; $N = 1 \times 10^6$ цикл. Пари одноіменні.

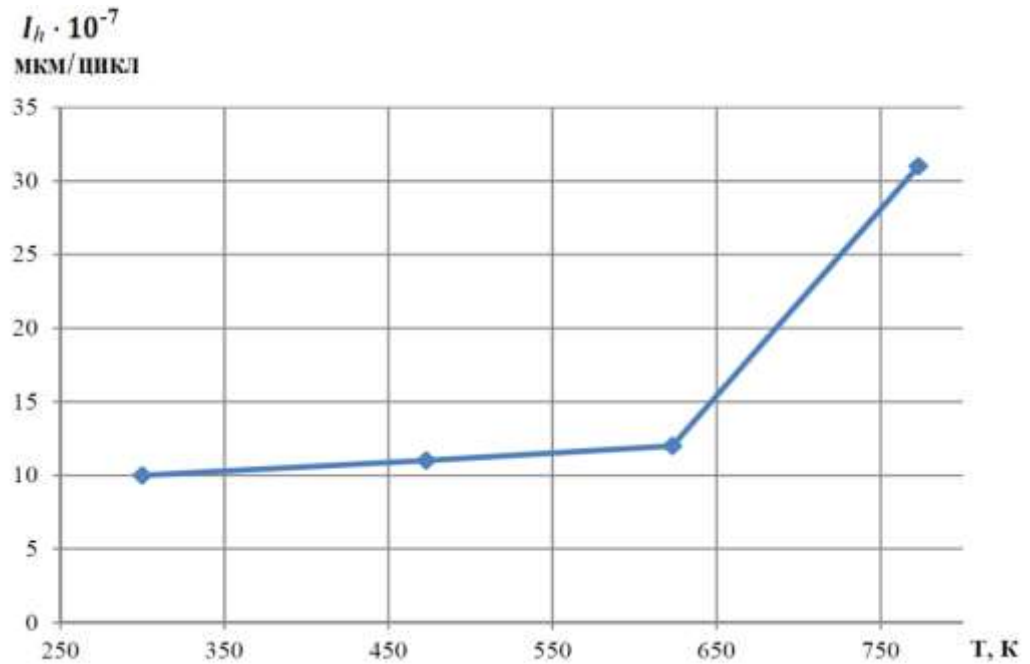


Рис. 4.23 Залежність параметра зносостійкості I_h детонаційного покриття ВК15В від зовнішньої температури. Умови випробувань: $A = 250$ мкм; $P = 30$ МПа; $\nu = 30$ Гц; $N = 1 \times 10^6$ цикл. Пари одноіменні.

Аномально високі температури фрикційного нагріву, в даному випадку, можна пояснити, з одного боку, високим коефіцієнтом тертя та високою здатністю покриття розсіювати підведена до трибосистеми механічну енергію з переведенням її в тепло, з другого – притаманною титановим сплавом низькою теплопровідністю, що утруднює відведення згенерованого тертям тепла від покриття до матеріалу основи. Оскільки миттєві температури, які виникають на плямах фактичного контакту в процесі фретингу, перевищують в десятки разів середньо - об'ємну поверхневу температуру [37], можна очікувати, що в циклі «нагрів-охолодження» у покритті будуть виникати значні термічні напруження. Одночасно, як відомо [195; 242-244], у феромагнітних матеріалів таких, як Со і Ні, з підвищенням амплітуди деформації відбувається необоротна перебудова доменної структури та відповідно зростають втрати підведеної механічної енергії (підвищується рівень амплітудно-залежного внутрішнього тертя) за рахунок магніто-пружного гістерізіса. З досягненням певної критичної величини амплітуди деформації і підвищенні температури (для кобальту до

373К...473К) [245] ефективність магнітно-пружного гістередиса суттєво знижується, що проявляється в погіршенні дисипативно-реологічних властивостей матеріалу. Очевидно, що багаторазова циклічна дія термічних напружень і циклічних напружень від дії фрикційного навантаження у поєднанні з втратою релаксаційної здатності кобальтової зв'язки і є причиною розтріскування покриття.

З метою визначення граничних умов працездатності покриття ВК15В, напиленого з використанням «пропан+бутан» - кисневої горючої детонаційної газової суміші, додатково проведені випробування зразків за різного поєднання питомого контактного навантаження і амплітуди відносного переміщення. План експеримента і результати оцінювання працездатності покриття представлені у табл. 4.8. Знаком «+» зазначені допустимі амплітудно-силові параметри фретингу, знаком «-», параметри фретингу, за яких поряд із рівномірним зношуванням може відбуватись розтріскування покриття.

Аналіз температурної залежності величини зносу показує (рис. 4.23), що гранична робоча температура покриття ВК15В не повинна перевищувати 623 К.

Таблиця 4.8

**План експерименту і результати оцінювання працездатності
детонаційного покриття ВК15В за різних параметрів фрикційного
контактного навантаження в умовах фретингу**

Р, МПа	А, мкм			
	50	150	250	400
10	+	+	+	+
20	+	+	+	-
30	+	+	+	-
40	+	+	-	-
50	+	+	-	-

Підвищений знос в області температур вищих за 623 К може бути пов'язаний з окисненням вольфрамовмістких компонентів, які входять до складу покриття. Оксидні шари, що формуються в процесі їх окиснення у наслідок високої летучості оксиду WO_3 характеризуються підвищеною пористістю, відносно невеликою міцністю і легко піддаються руйнуванню [174]. На користь такого механізму інтенсифікації зношування свідчить той факт, що за зазначених температурних умов фретингу на поверхні тертя зразків з покриттям ВК15В помітних ознак формування будь-яких вторинних структур не спостерігається (рис.4.24 в, г). Очевидно, що таке ж граничне обмеження робочої температури будуть мати і інші твердосплавні покриття на основі карбіду вольфраму.

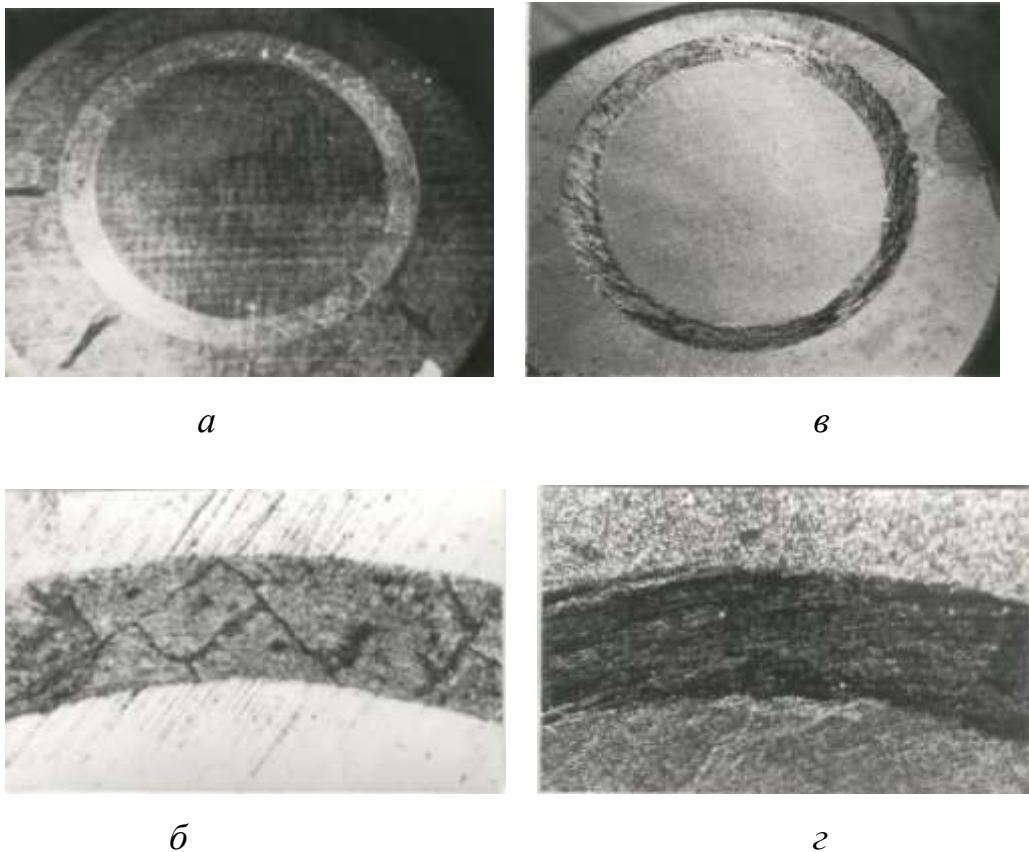


Рис. 4.24 Топографія поверхні тертя детонаційного покриття після випробування на зношування в умовах фретинг-корозії. Умови випробування: *а, б* - $A = 400$ мкм; $P = 30$ МПа; $\nu = 30$ Гц; $T = 293$ К; $N = 1 \times 10^6$ цикл.; *в, г* - $A = 250$ мкм; $P = 30$ МПа; $\nu = 30$ Гц; $T = 773$ К; $N = 1 \times 10^6$. Пари однойменні.

4.3.2 Покриття, сформовані методами плазмового, газополуменевого і електродугового напилення

Методи плазмового газополуменевого і електродугового напилення порівняно з детонаційним методом відрізняється більшою продуктивністю, але меншою щільністю і адгезійно-когезійною міцністю покриттів. Новим у розвитку технологій плазмового і газополуменевого напилення є розроблення заходів, що забезпечують суттєве збільшення швидкості частинок напилюваного матеріалу, а також дають можливість керувати температурою і газодинамічними параметрами робочого струменя.

Теоретичними і експериментальними дослідженнями з пришвидчення і розігріву частинок, що беруть участь у формуванні ГТН – покриттів, встановлено, що найбільш суттєве збільшення міцності зчеплення покриття з матеріалом основи досягається за надзвукових швидкостей робочого струменя і напилюваних частинок. Одночасно збільшується щільність і когезійна міцність покриттів [246; 247]. Це пояснюється ростом локального тиску і температури в зоні співударяння напилюваних частинок з основою, що активізує процеси міжмолекулярної і міжатомної взаємодії матеріалів.

З метою збільшення швидкості напилюваних частинок і, відповідно, експлуатаційних характеристик покриттів в Інституті надтвердих матеріалів НАН України розроблено метод імпульсно–плазмового напилення. В основі цього методу лежить використання імпульсних плазмених струменів, що генеруються при розряді ємкісного накопичувача енергії між коаксиально розташованими електродами. Швидкість імпульсного плазменого струменя може досягати при атмосферному тиску $1 \cdot 10^4 \dots 2 \cdot 10^4$ м/с, а швидкість напилюваних частинок $1 \cdot 10^3 \dots 2 \cdot 10^3$ м/сек.

До прогресивних інноваційних технологій ГТН відносяться також так названі метод високошвидкісного кисневого „High Velocity Oxygen Fuel” і високошвидкісного повітряного „High Velocity Air Fuel” газополуменевого напилення. В цих методах для розігріву, розпилювання і транспортування напилюваного матеріалу використовують газовий струмінь, що генерується

спеціальним пальником з камерою прискорення реактивного типу при спаленні горючого газу ацетилену, пропану, водню чи пропілену у суміші з киснем (HVOF – метод), або у суміші із стисненим повітрям (HVOF - метод) [248; 249]. При використанні методу HVOF швидкість струменя продуктів згоряння досягає від 1350 м/с до 2880 м/с, а швидкість частинок напилюваного матеріалу від 700 м/с до 1000 м/с.

В табл. 4.9 порівняно з конструкційним титановим сплавом ВТЗ-1 представлено результати випробувань на зношування в умовах фретинг – корозії ряду покриттів отриманих із різних матеріалів із застосуванням звичайного плазмово – дугового, імпульсно – плазмового та високошвидкісного газополуменевого HVOF- методу напилення. Технологічні параметри напилення для кожного із досліджуваних варіантів покриття попередньо оптимізувались із умови формування найбільш однорідної структури і досягнення найбільшої адгезійної міцності покриття. Після напилення покриття піддавали алмазному шліфуванню на товщину 0,2...0,3 мм і шорсткість поверхні Ra~0,2...0,3 мм.

Випробування на зношування проводились при двох амплітудно–навантажувальних режимах фретингу: умовно „помірному” (A=125 мкм; P=19,8 МПа) і умовно „жорсткому” (A=250 мкм; P=29,4 МПа). Для першого режиму база випробувань прийнята рівню $N=5 \cdot 10^5$ цикл, для другого $N=2 \cdot 10^5$ цикл. Контртілом слугували зразки із сталі 45 загартованої і відпаленої на твердість HRC 50...52.

Аналіз отриманих даних (табл.4.9) показує, що як за умовно “помірного”, так і за умовно “жорсткого” амплітудно – навантажувального режиму фретингу всі досліджувальні варіанти покриттів мають більш високу у порівнянні з титановим сплавом ВТЗ-1 зносостійкість. Звертає на себе увагу той факт, що, незалежно від методу напилення, покриття сформовані із композиційних матеріалів до складу яких входять високотверді карбідні фази (покриття КХН-30, КТН-35, КТН-50, ПС-12НВК-01) і які за помірного амплітудно–навантажувального режиму фретингу виявляють відносно високу

зносоустійкість, за жорсткого амплітудно-навантажувального режиму фретингу мають більш низьку зносоустійкість, ніж менш тверде молибденове покриття.

Для встановлення причинно – наслідкових зв'язків між параметрами віброконтактного навантаження і зносоустійкістю для покриттів КХН-30, КТН-35, КТН-50, напилених плазмово–дуговим методом, та Мо-покриття, напиленого високошвидкісним газополуменевим HVOF – методом, додатково були проведені дослідження із встановлення залежності величини лінійного зносу від питомого контактного навантаження. Покриття КХН-30, КТН-35, КТН-50 випробувались в однойменних парах, Мо-покриття у парі із загартованою сталлю 45(HRC52...54).

Таблиця 4.9

Результати порівняльних випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії покриттів сформованих методами плазмово-дугового, імпульсно – плазмового і високошвидкісного газополуменевого напилення

№ пор.	Покриття	Склад вихідного матеріалу	Метод напилення	Показник зносоустійкості I_N , цикл/мкм за амплітудно-навантажувального режиму фретингу	
				Умовно “помірний”	Умовно “жорсткий”
1.	КХН-30	70 мас. % Cr_2C_3 + 30мас.% Ni	Плазмово-дуговий	$3,6 \cdot 10^4$	$0,25 \cdot 10^4$
			Імпульсно-плазмовий	$5,0 \cdot 10^4$	-
2.	КТН-35	65мас.% TiC+35мас.%Ni	Плазмово-дуговий	$4,2 \cdot 10^4$	$0,31 \cdot 10^4$
3.	КТН-50	50мас.%TiC +50мас.% Ni	Плазмово-дуговий	$4,9 \cdot 10^4$	$0,36 \cdot 10^4$
4.	ПС-12 НВК-01	65мас% сплаву Ni-Cr-B-Si-Fe+35мас.%WC	Плазмово-дуговий	$4,8 \cdot 10^4$	$0,27 \cdot 10^4$
			Імпульсно-плазмовий	$5,9 \cdot 10^4$	-
5.	Молибден	Мо-порошок	Плазмово-дуговий	$5,2 \cdot 10^4$	$0,5 \cdot 10^4$
			HVOF-газополуменевий	$5,6 \cdot 10^4$	$0,91 \cdot 10^4$
6.	Сплав ВТЗ-1			$2,0 \cdot 10^4$	$0,22 \cdot 10^4$

Випробування проводились при ступінчатому збільшенні навантаження в діапазоні $P=9,8\dots 49,0$ МПа з кроком 4,9 МПа при амплітудах відносного переміщення 125 мкм і 250 мкм на базі $N=5 \cdot 10^5$ цикл і $N=2 \cdot 10^5$ цикл. Результати дослідження представлено на рис.4.25, рис. 4.26.

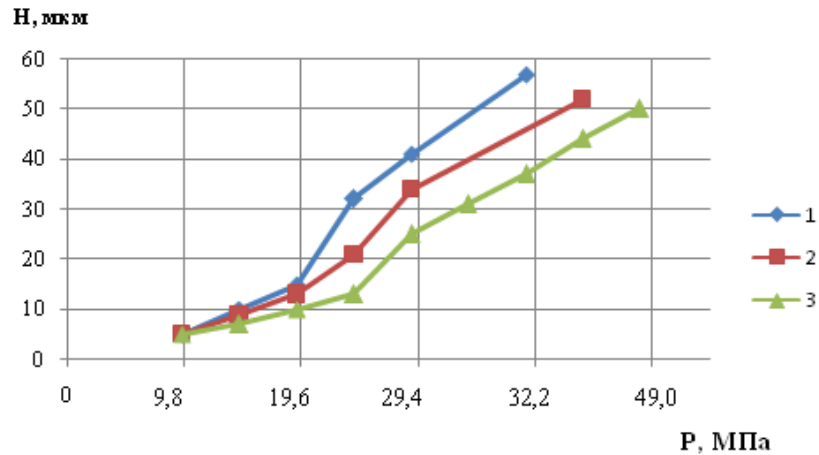


Рис. 4.25. Залежність величини середнього лінійного зносу покриттів КХН-30 (1), КТН-35 (2) і КТН-50 (3) від питомого контактного навантаження. Напилення плазмово-дуговим методом. Умови випробувань: $A=125$ мкм; $\nu=30$ Гц; $T=293$ К; $N=5 \cdot 10^5$ цикл. Пари однойменні

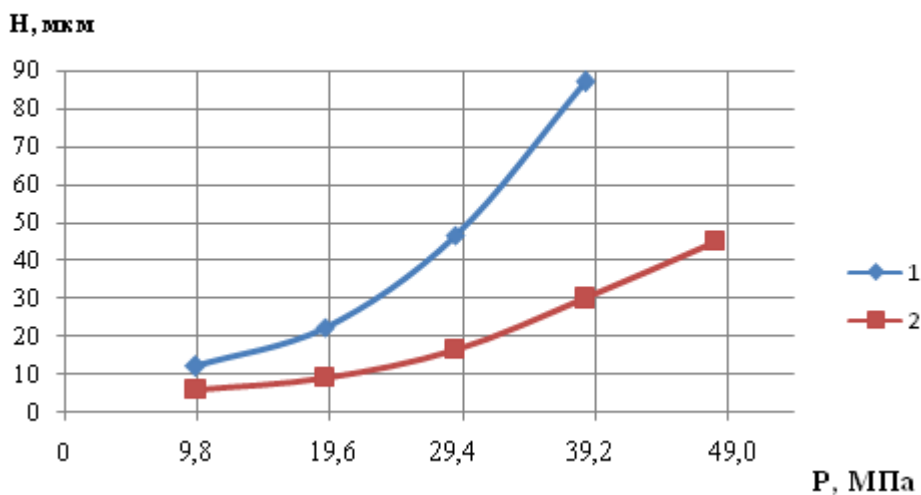


Рис. 4.26. Залежність середнього лінійного зносу молибденового покриття від питомого контактного навантаження. Напилення високошвидкісним газополуменевим HVAF-методом. Умови випробувань: 1 - $A=250$ мкм; $P=19,6$ МПа; $N=2 \cdot 10^5$ цикл; 2 - $A=125$ мкм; $P=29,4$ МПа; $N=5 \cdot 10^5$ цикл. $\nu=30$ Гц; $T=293$ К. Матеріал контр-зразка – Сталь 45 (HRC 50-52)

Як видно із рис.4.25 для покриттів КХН-30, КТН-30 і КТН-50 спостерігається немонотонне стрибкоподібне зростання величини зносу при збільшенні питомого навантаження у контакті вище певної критичної величини $P_{кр}$. Такий характер залежності $H = f(P)$ свідчить про зміну механізму фрикційного руйнування.

Серед покриттів зазначеної групи найменше значення $P_{кр}$ і найбільш низьку зносостійкість має покриття системи Cr_2C_3-Ni (КХН -30). Металографічний аналіз показав, що структура плазово-напиленого покриття КХН -30 складається із карбідних зерен Cr_2C_3 , хаотично розподілених між шарами нікелевої зв'язки. Оскільки встановлено [250], що карбід хрому навідь за високих температур майже не розчиняється в Ni, зв'язок між частинами карбідної фази і Ni у покритті КХН -30 може здійснюватись переважно за рахунок механічного зчеплення. При напруженнях, що перевищують когезійну міцність матеріалу на межі карбідної і матричної фаз відбуваються акти крихкого локального руйнування покриття з відокремленням вільних частинок Cr_2C_3 , переміщення яких в зоні контакту за умов фретингу викликає інтенсивне абразивне зношування.

Фазовий склад покриттів системи TiC-Ni (КТН-35; КТН-50), сформованих плазовим напиленням, як показали результати досліджень [251], відрізняється від складу вихідного матеріалу. Крім TiC і Ni у покриттів виявлені фази, які являють собою твердий розчин TiC у Ni, подвійний карбід $(TiNi)_6C$ і інтерметалідні сполуки $TiNi$, $TiNi_3$. Присутність зазначених фаз свідчить про наявність твердофазної дифузійної і хімічної взаємодії між TiC і Ni, яка відбувається в процесі напилення під дією високотемпературного плазового струменя. У цьому випадку слід очікувати більш високої когезійної міцності покриття і відповідно більш високого значення $P_{кр}$.

Очевидно, що за прийнятих значень питомих контактних навантажень і встановленому механізму інтенсифікації зношування, величина критичного навантаження $P_{кр}$, що викликає стрибкоподібне зростання зносу, швидше всього буде досягатись на плямах фактичного контакту в період

припрацювання і у покриттів з меншою когезійною міцністю. У наслідок збільшення площі фактичного контакту в ході припрацювання і формування в зоні контакту стійкого прошарку продуктів зношування, діючі контактні напруження зменшаться, що буде сприяти зменшенню інтенсивності фрикційного руйнування.

Можна очікувати, що подібні закономірності перебігу фретинг-корозійного зношування притаманні і іншим композиційним ГТН-покриттям, структурно-фазовий склад яких сформований за принципом “тверда зміцнююча фаза – м’яка матриця” і які характеризуються недостатньо високою для заданого амплітудно-навантажувального режиму фретингу когезійною міцністю. Відмінність у залежностях величини зносу від силових параметрів фретингу, в цьому випадку, буде визначатись переважно міцністю когезійних зв’язків між окремими структурно-фазовими складовими та шарами покриття і абразивною здатністю продуктів його зношування.

Графіки залежності $H = f(P)$ молібденового покриття мають монотонно зростаючий характер, без явно вираженого стрибкоподібного збільшення величини зносу. Це свідчить про те, що розвиток процесу фрикційного руйнування молібденового покриття за прийнятих параметрів фретингу відбувається за одним і тим же провідним механізмом, а саме покриття характеризується високим рівнем і високою однорідністю міцності когезійних зв’язків.

Необхідно сказати, що завдяки пористості газотермічні покриття розглядаються як перспективні для застосування на деталях, що працюють в умовах тертя з мащенням, зокрема, як альтернативні поки що широко розповсюдженим електролітичним хромовим покриттям. Така проблема особливо гостро стоїть для важко навантажених деталей номінально-нерухомих з’єднань, де зносо-ресурсна ефективність електролітичних хромових покриттів обмежена незадовільною змочуваністю їх поверхні мастильними матеріалами і не високою здатністю твердих хромових осадків до припрацювання. В останній час у світовій практиці застосування електролітичного хромування

обмежується також із-за високої токсичності сполук хрому і проблем їх утилізації. При цьому при пошуку альтернативних методів ставиться завдання не тільки забезпечити експлуатаційні характеристики захисних покриттів не гірші, ніж у електролітичного хрому, але і застосування для їх нанесення найменш дорогих і не дефіцитних матеріалів.

На рис. 4.27 представлено результати порівняльних випробувань на зношування при фретингу в умовах мащення консистентним мастилом «Ера» електролітичного хромового покриття, напиленого газополуменевим HVAТ-методом молібденового покриття та покриття із мартенситної сталі 40Х13, напиленого методом електродугової металізації при розпилюванні високошвидкісним потоком продуктів згоряння пропан-повітряної гарячої газової суміші. Відповідні їм залежності коефіцієнтів тертя від кількості циклів фретингу подано на рис. 4.28.

Аналіз отриманих залежностей $H=f(P)$ показує, що за прийнятих умов фретингу у всьому досліджуваному діапазоні питомих контактних навантажень стабільно більш високу порівняно із електролітичним хромом зносостійкість проявляє молібденове покриття. Так, при максимально встановленому значенні величини питомого контактного навантаження $P=49$ МПа, величина середнього лінійного зносу зразків з молібденовим покриттям майже у 20 разів нижча ніж зразків з електролітичним хромовим покриттям. При цьому, як видно із знімків робочих поверхонь зразків після випробувань (рис. 4.29), одночасно в парі з молібденовим покриттям не виявляється будь-яких значних пошкоджень від фретинг-корозії поверхні контрзразків із загартованої сталі 45.

Висока ефективність антифрикційної і протизношувальної дії мастильного матеріалу на поверхні молібденового покриття може бути пояснена з одного боку, його високою (за рахунок пористості) маслоутримуючою здатністю, з другого – поєднанням у молібдена такого комплексу фізико-механічних властивостей, яке забезпечує формування на поверхні тертя ефективних, стійких до руйнування граничних мастильних шарів. Зокрема, таких притаманних молібдену властивостей, як висока міцність

міжатомних зв'язків, високий рівень внутрішнього амплітудно-залежного тертя, схильність до зміцнення при динамічних навантаженнях за механізмом динамічного деформаційного старіння при збереженні достатнього запасу мікропластичності [193; 252].

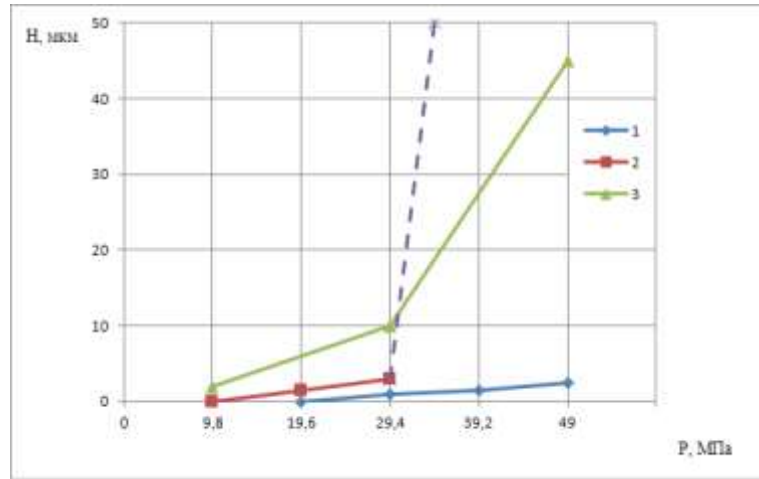


Рис. 4.27. Результати порівняльних випробувань на зношування покриттів при фретинг-корозії в умовах мащення: 1 – молібден, газополуменеве напилення ; 2 – 40X13, електродугова металізація ; 3 – твердий електrolітичний хром. Умови випробувань: $A=150$ мкм; $\nu=30$ Гц; $T=293$ К; $N=5 \cdot 10^5$ цикл. Матеріал контрзразка – сталь 45 (загартована). Мазильний матеріал «Ера».

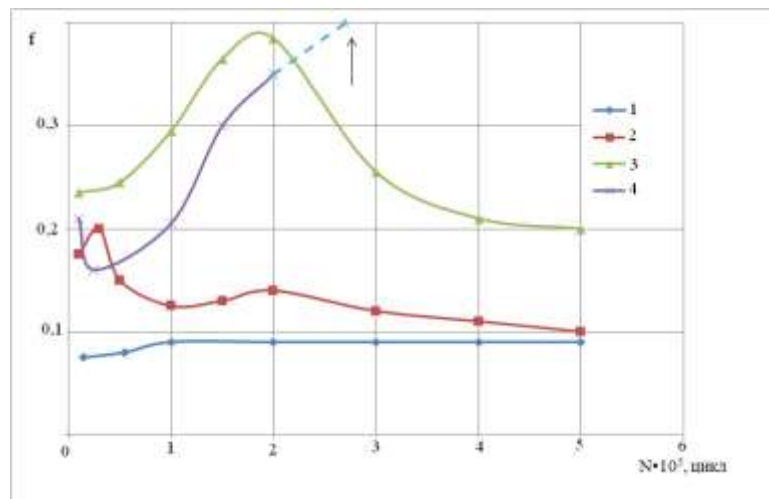


Рис. 4.28. Залежності коефіцієнта тертя покриттів у парі із сталюю 45 (HRC=50-52) від кількості циклів фретингу. 1; 4 – 40X13, електродугова металізація; 2 – молібден, газополуменеве напилення; 3 – твердий електrolітичний хром. Умови випробувань: $A=150$ мкм; 1; 2; 3 – $P=49,0$ МПа; 4 – $P=29,4$ МПа; $\nu=30$ Гц. Мазильний матеріал «Ера»

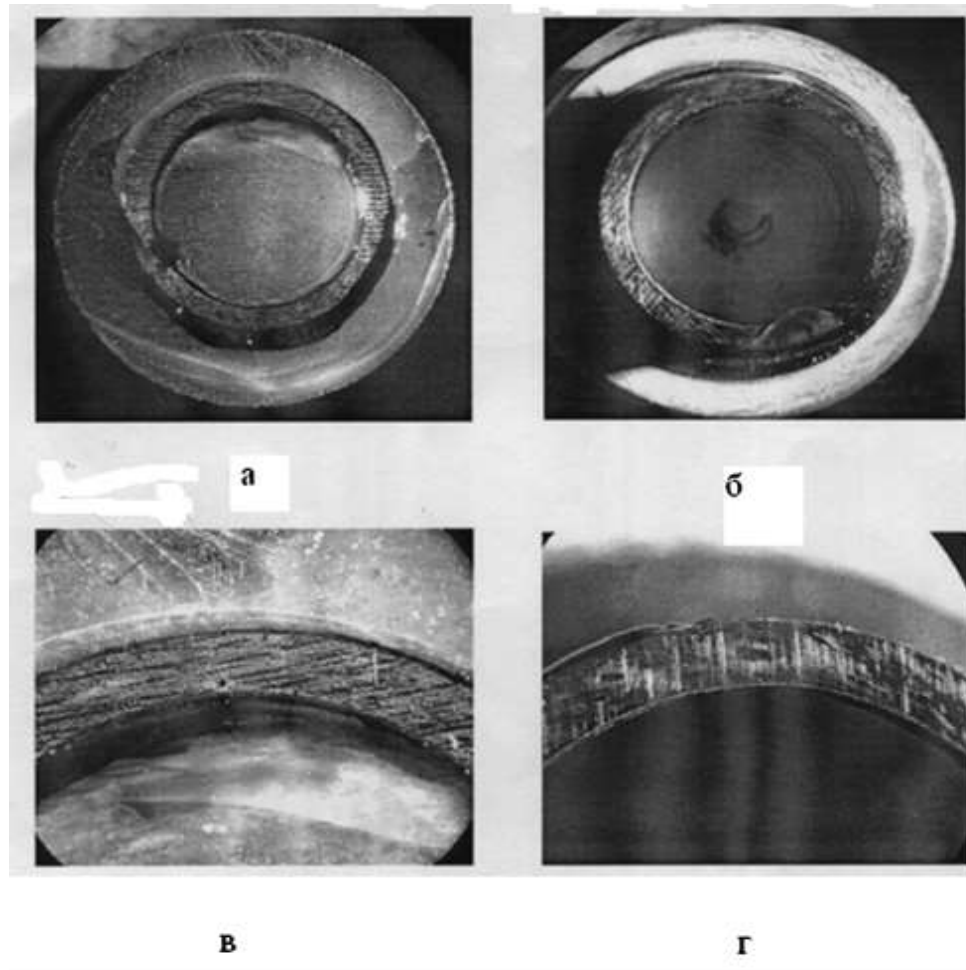


Рис. 4.29. Топографія поверхонь тертя зразка (а) і контрзразка (б; в; г) після випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії. Зразок – молібден, газополуменеве напилення HVAF-методом; контр зразок- сталь 45 (загартована). Умови випробувань: $A=150$ мкм; $P=29,4$ МПа; $\nu=30$ Гц; $T=293$ К; $N=5 \cdot 10^5$ цикл. Мастильний матеріал «Ера»

Відомо, що у ролі активних центрів адсорбції полярних молекул змащувальної речовини виступають східці і так названі «вінціальні грані», що утворюються при виході дислокацій на поверхню кристалів [213; 253]. Тому наявність у молібдена достатнього запасу мікропластичності (рухомих дислокацій за умов деформування нижче межі текучості) можна розглядати як фактор, що сприяє формуванню і швидкій регенерації на поверхні тертя в умовах мащення граничних мастильних шарів. Висока міцність міжатомних зв'язків у поєднанні із ефектом динамічно деформаційного старіння та наявності і структурі покриття певної кількості розсосереджених вкраплень

твердих оксидних фаз (рис. 4.30, рис.4.31), запобігає надмірній деформації виступів шорсткості поверхні та відповідно руйнуванню молекулярної структури моно- та мультимолекулярного мастильного шару на плямах фактичного контакту.

Очевидно, що на хромовій поверхні і поверхні покриття із сталі 40X13 при $P > 29,4$ МПа ефективність захисної дії граничної мастильної плівки втрачається, що проявляється у різкому збільшенні величини зносу (рис. 4.27). При цьому в діапазоні питомих контактних навантажень $P \leq 29,4$ МПа покриття 40X13, як і Мо-покриття, у порівнянні із електролітичним хромом проявляє також стабільно більш високу зносостійкість.

Отриману закономірність зміни стійкості до фретинг-корозійного зношування стосовно покриття 40X13 можна пояснити специфікою умов його формування та специфікою структурно-фазових перетворень, що можуть відбуватись у загартованих сталях в процесі тертя.

При електродуговому напиленні покриттів із дроту сталей мартенситного класу, в наслідок високих швидкостей польоту розплавлених частинок металу і високої швидкості їх охолодження, формуються шари покриття структура яких, в основному, складається із мартенсита, невеликої кількості залишкового аустеніта і оксидів заліза FeO та Fe₃O₄ [254].

У загартованому стані структурно-метастабільний мартенсит характеризується підвищеною твердістю, міцністю і, в той же час, незначним опором малим пластичним деформаціям (високим рівням мікропластичності) [39, 254; 255]. Таке поєднання властивостей, з одного боку, забезпечує високу релаксаційну здатність і зносостійкість самого покриття, з другого - можливість утворення на його поверхні активних центрів для формування адсорбційних граничних мастильних шарів.

При зовнішньому терті, з ростом інтенсивності дії температурних і силових полів, в зоні фрикційного контакту активізуються процеси розпаду мартенсита загартування та залишкового аустенітса. За певних умов механо-термічного впливу цей процес може розвиватись за механізмом відпуску під

напруженням чи динамічного старіння [256; 257]. При цьому, на відміну від звичайного відпуску загартованої сталі, відбувається більш повний розпад

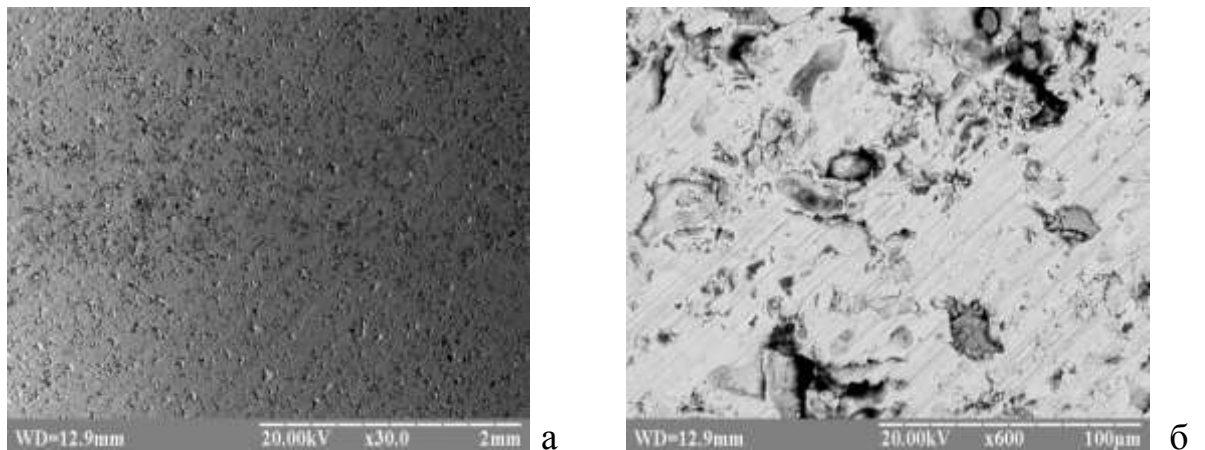


Рис. 4.30. Загальний вигляд (а) та зображення поверхні зразків з молібденового покриттям у вторинних електронах (б). Плазмове напилення HVAF-методом. Світлі ділянки – Мо – матриця; темні вкраплення – оксидні фази

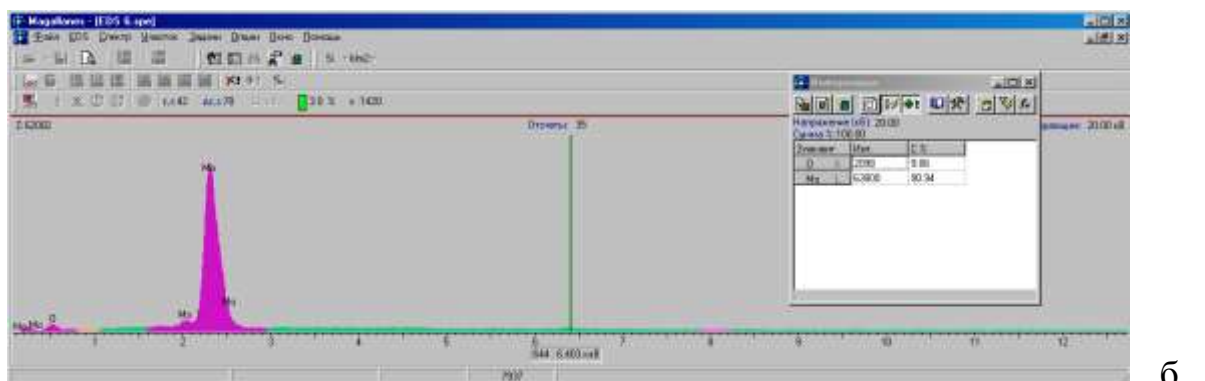
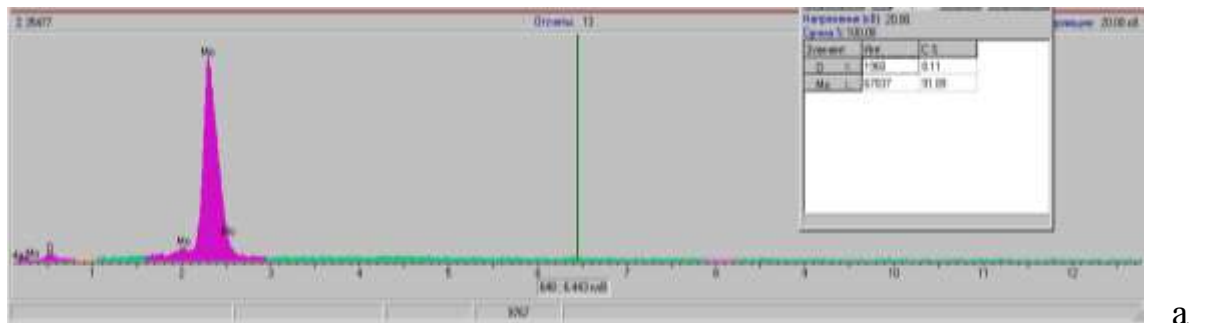


Рис. 4.31. Результати аналізу відсоткового вмісту хімічних елементів на поверхні зразків із молібденовим покриттям. Плазмове напилення HVAF-

методом: а – вихідна поверхня; б – поверхня після випробувань на фретинг-зношування

мартенсита, що супроводжується додатковим обмеженням рухомості дислокацій, зниженням мікропластичності і релаксійної здатності матеріала. Очевидно, що блокування дислокацій одночасно викличе втрату адсорбційної активності і здатності матеріала покриття до формування стійких до руйнування граничних мастильних шарів.

4.3.3 Чисельне моделювання напружено-деформованого стану системи «покриття-основа»

Враховуючи те, що стійкість ГТН-покриттів до зношування і контактного руйнування значною мірою може підпорядковуватись дії додаткових термічних напружень, проводились аналітичні дослідження з визначення закономірностей впливу температури фрикційного нагріву на формування напружено-деформованого стану в системі «ГТН покриття-основа».

Дослідження проводились методом скінченно-елементного аналізу [258-261]. В якості твердотільної моделі трибосистеми прийнято циліндр діаметром 20 мм і висотою 20 мм на верхній торцевій поверхні якого нанесено покриття у вигляді суцільного шару (Рис. 4.32 а). Фрикційний нагрів моделювали дією на зовнішню поверхню покриття рівномірно розподіленої по поверхні температури.

На основі твердотільної моделі була побудована скінченно-елементна модель (рис. 4.32 б). За прийнятою моделлю проводився розрахунок еквівалентних (по Мізесу) напружень, що виникають в покритті і матеріалі основи в елементах скінчено-елементної сітки, які розташовані на різній відстані від робочої поверхні покриття. Розрахунки проводились для трьох різно розташованих об'ємів циліндра: на твірній поверхні (рис.4.32 б, а 1), в середній частині циліндра (рис. 4.32 б, а 2) і по осі циліндра (рис. 4.32 б, а 3).

Побудова моделей і розрахунок напружень виконувались за допомогою ліцензійного скінченно-елементного комплексу MSC Visual Nathanfor Windows 2003. Задача вирішувалась для моделей з твердосплавним покриттям системи 85 % мас WC+15%мас Co (BK15) і чотирьох варіантів матеріала основи з різним

комплексом механічних і теплофізичних властивостей: сталі 3ХГСА, сталі Х18Н10Т, титану, латуні. Необхідні вихідні дані для розрахунку моделей наведено у табл. 4.10.

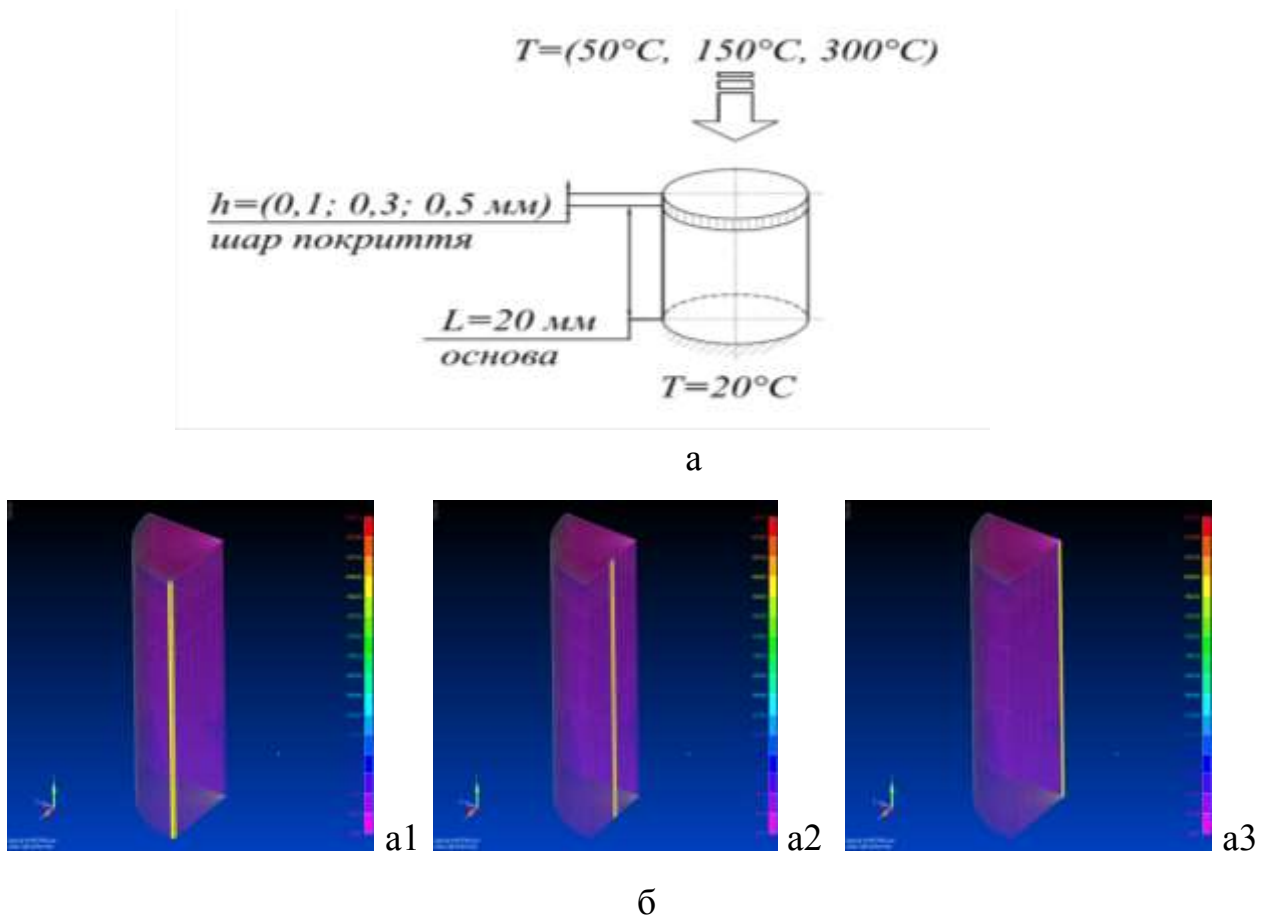


Рис. 4.32 Розрахункова схема (а) та скінчено-елементна модель трибо системи (б).

Таблиця 4.10

**Вихідні дані для розрахунку напружень в системі «ГТН покриття-
основа»**

	Матеріал	Модуль пружності E , МПа	Коефіцієнт Пуансона	Густина матеріалу, ρ кг/м ³	Коефіцієнт лінійного розширення, α м/°С	Коефіцієнт Теплопровідності λ Вт/м·К	Теплоємність Платона, C_p , Дж/кг·К
1.	ВК 15	$3,60 \times 10^5$	0,21	14100	$0,55 \times 10^{-5}$	74	150
2.	Сталь 30ХГСА	$2,15 \times 10^5$	0,26	7850	$1,16 \times 10^{-5}$	48	482
3.	Сталь 18ХН10Т	$2,0 \times 10^5$	0,31	7900	$1,66 \times 10^{-5}$	16	462
4.	Титан	$1,12 \times 10^5$	0,32	4500	$0,81 \times 10^{-5}$	15	540
5.	Латунь	$0,89 \times 10^5$	0,32	8450	$2,23 \times 10^{-5}$	70	979

Побудовані за результатами виконаних розрахунків графіки розподілу напружень в досліджуваних системах представлені на рис. 4.33- рис.4.45.

Аналіз отриманих результатів дає можливість визначити наступні закономірності формування напружено-деформованого стану системи «покриття-основа» під дією температури фрикційного нагріву:

- незалежно від матеріала основи та зміни у встановлених межах температури поверхні, як в покритті, так і в матеріалі основи утворюються напруження розтягу;
- напруження, що виникають у покритті, характеризуються значно більшими величинами ніж напруження в основі і за абсолютним значенням можуть наближатись до рівня когезійної міцності покриття;
- більші за величиною напруження виникають в елементах *a* 2; *a* 3 моделі (рис. 4.32 б), розташованих в об'ємах, що мають менш сприятливі умови для відведення тепла, та в нижніх прилеглих до основи шарах покриття.
- значення еквівалентних напружень, які виникають в покритті, суттєво змінюються залежно від матеріала основи і збільшуються з ростом температури;
- при всіх досліджуваних значеннях температур за рівнем зростання напружень у покритті матеріали основи розташовуються в такій послідовності: Ті → сталь 30ХГСА → сталь Х18Н10Т → латунь;
- із збільшенням товщини покриття різниця напружень, що виникають у покритті і матеріалі основи, зменшується за рахунок зменшення їх у покритті і зростання в матеріал основи.

Таким чином, проведені методом скінченно-елементного аналізу моделювання напружено-деформованого стану системи «ГТН покриття-основа», підтверило можливість виникнення у покритті в результаті фрикційного нагріву додаткових напружень, співмірних з когезійною міцністю покриття. Очевидно, що негативний вплив цих напружень за інших рівних умов може бути мінімізований шляхом оптимізації поєднання комплексу фізико-механічних та теплофізичних властивостей матеріалів покриття і основи.

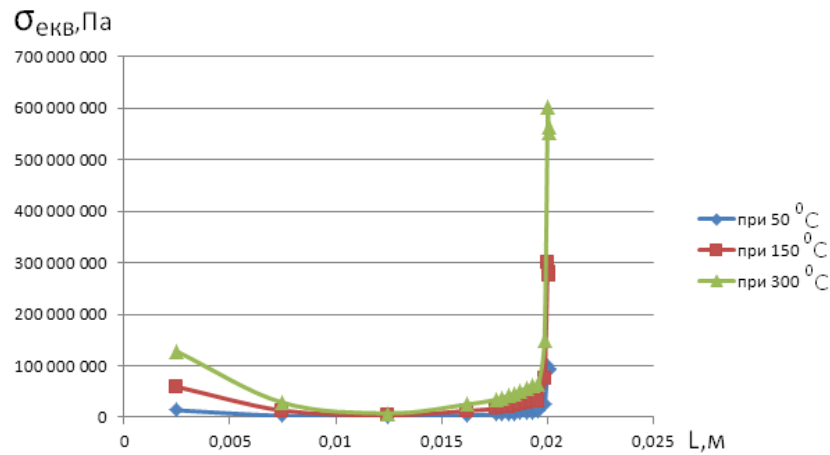


Рис.4.33 Розподіл еквівалентних напружень при температурі на поверхні 50, 150, 300 °С для елементів а1 моделі. Матеріал основи – сталь 30ХГСА. Товщина покриття 0,1 мм.

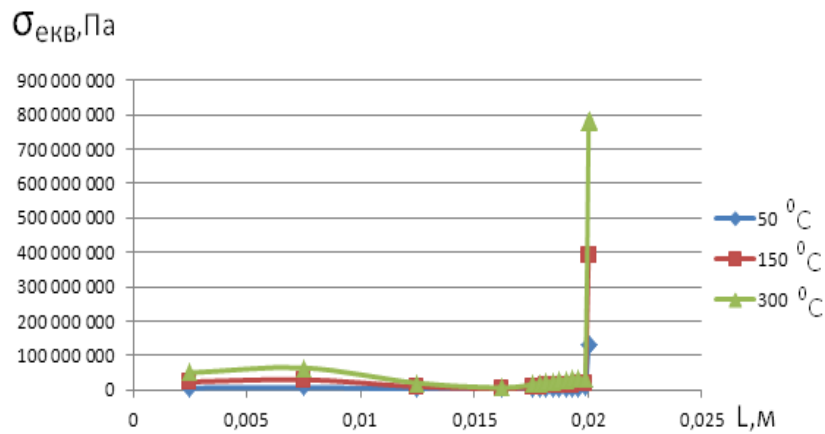


Рис.4.34. Розподіл еквівалентних напружень при температурі поверхні 50°С, 150°С, 300 °С для елементів а2 моделі. Матеріал основи- сталь 30ХГСА. Товщина покриття 0,1мм.

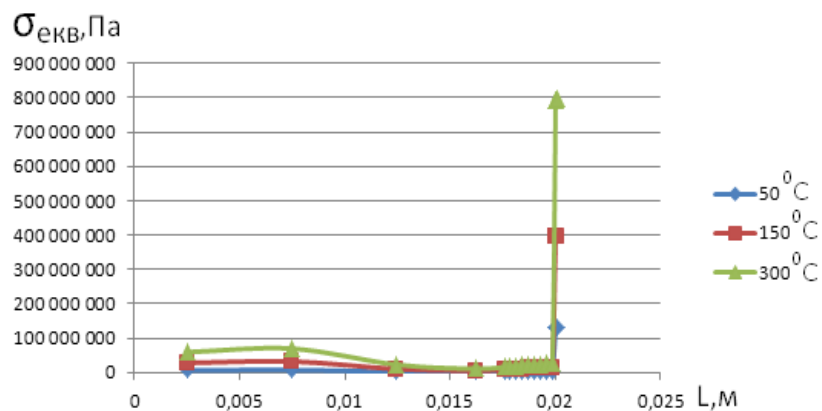


Рис.4.35. Розподіл еквівалентних напружень при температурі на поверхні 50°С, 150°С, 300 °С для елементів а3 моделі. Матеріал основи – сталь 30ХГСА. Товщина покриття 0,1мм.

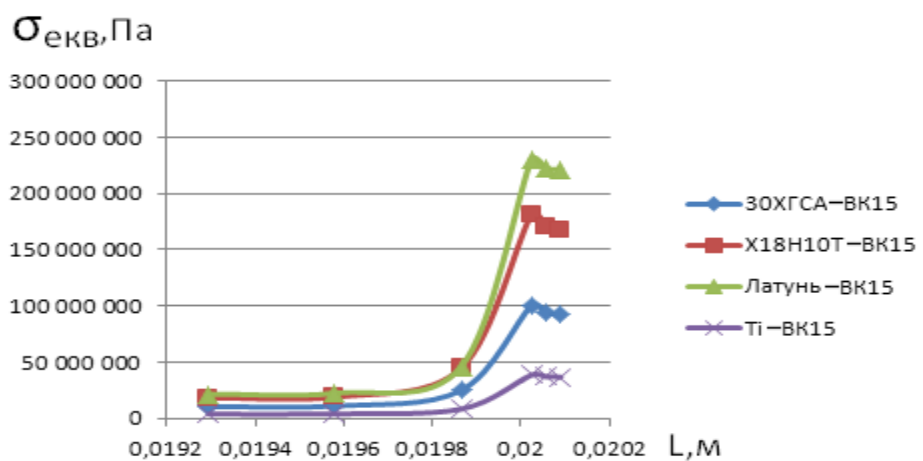
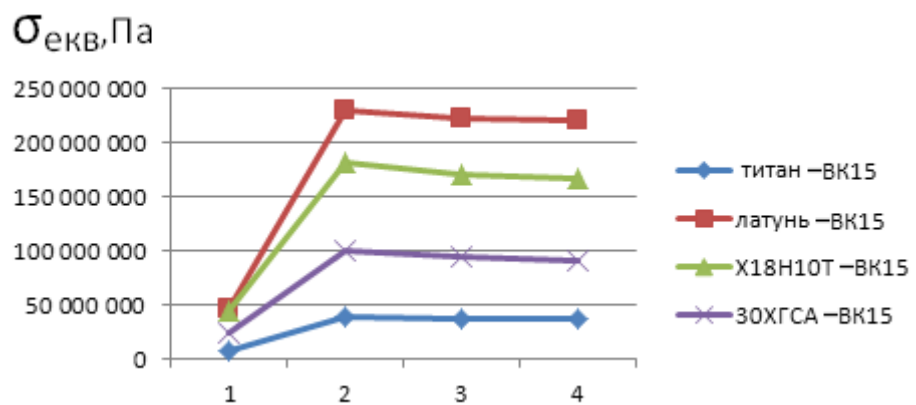
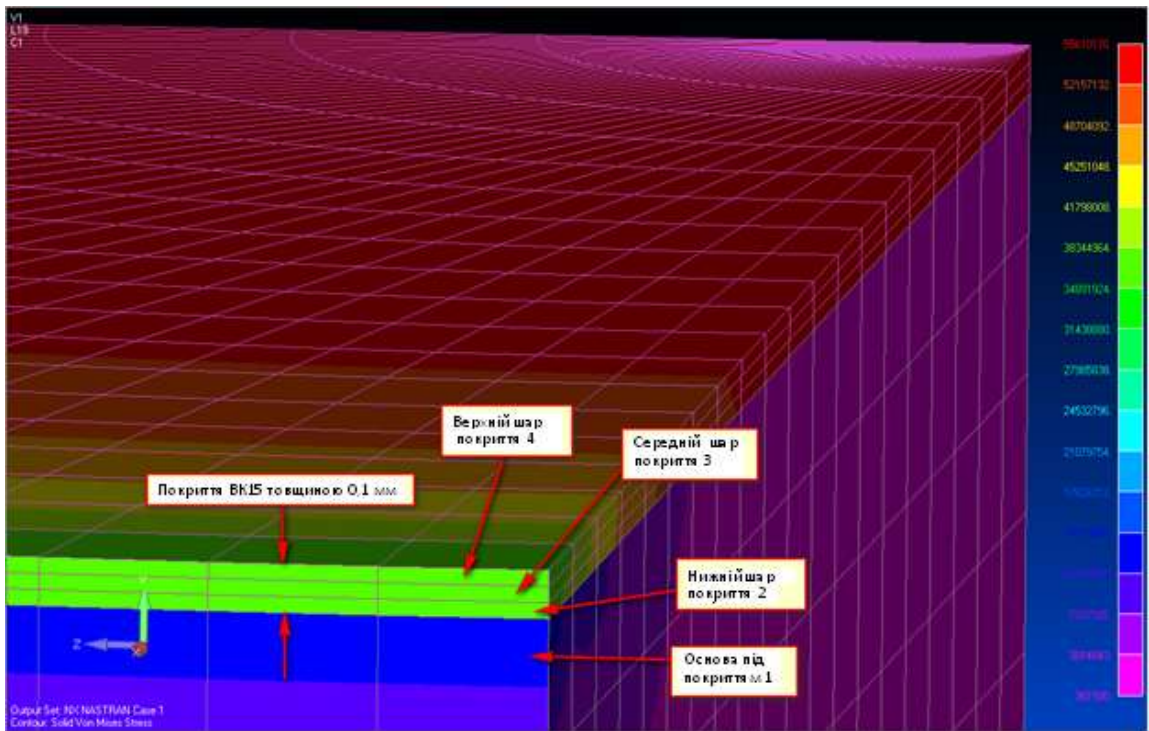


Рис. 4.36. Схема розміщення шарів та розподіл еквівалентних напружень при температурі поверхні 50⁰С для елементів a1 моделі і товщини покриття 0,1мм: 1 - в основі під покриттям; 2 - в нижньому шарі покриття; 3 - в середньому шарі покриття; 4 - у верхньому шарі покриття.

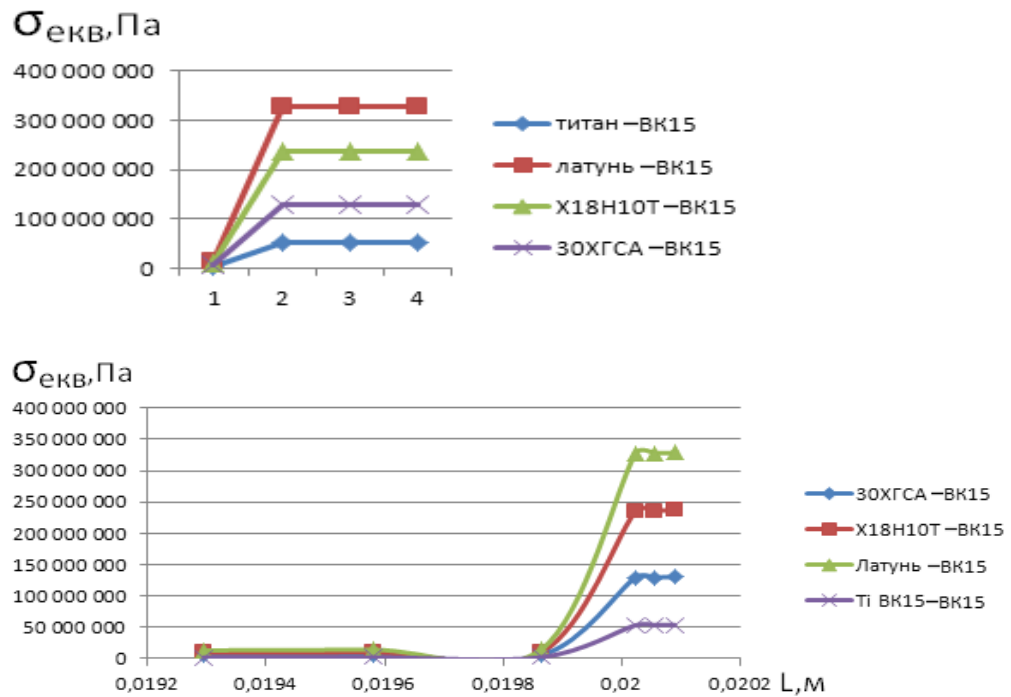


Рис. 4.37. Розподіл еквівалентних напружень при температурі поверхні 50°C для елементів а2 моделі і товщини покриття 0,1 мм: 1 - в основі під покриттям; 2 - в нижньому шарі покриття; 3 - в середньому шарі покриття; 4 - у верхньому шарі покриття.

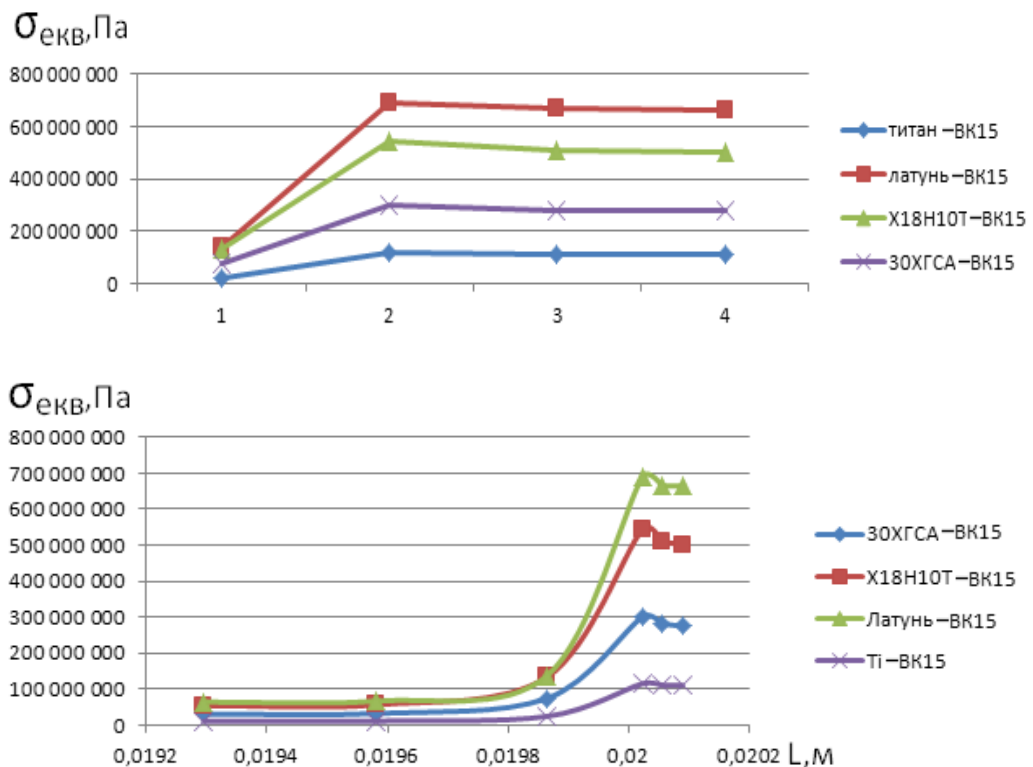


Рис. 4.38. Розподіл еквівалентних напружень при температурі поверхні 150°C для елементів моделі а1 і товщини покриття 0,1 мм: 1 - в основі під покриттям; 2 - в нижньому шарі покриття; 3 - в середині покриття; 4 - у верхньому шарі покриття.

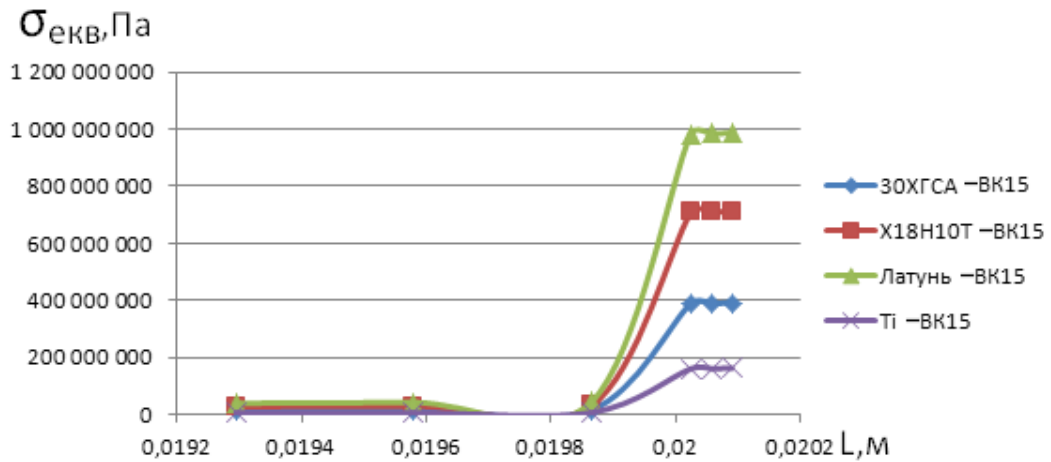


Рис. 4.39. Розподіл еквівалентних напружень при температурі поверхні 150°C в елементах моделі а2 і товщині покриття 0,1 мм.

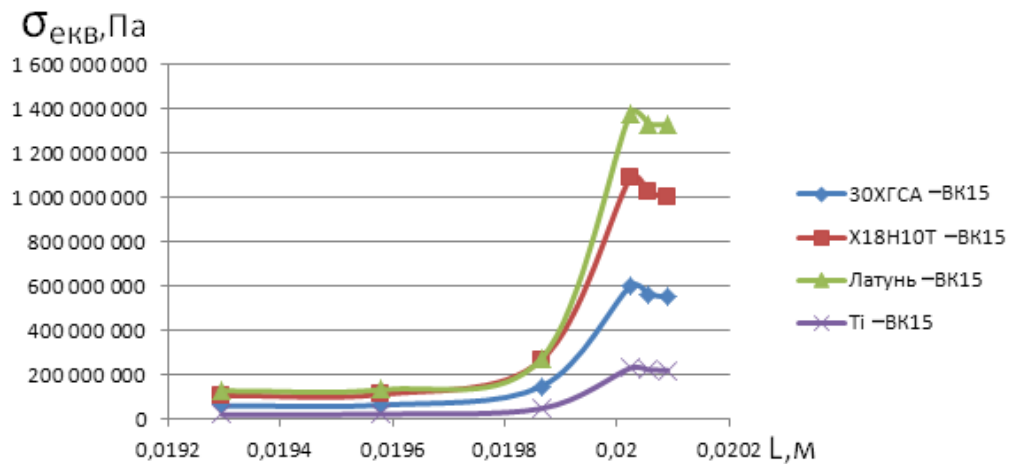


Рис. 4.40. Розподіл еквівалентних напружень при температурі поверхні 300°C для елементів а1 моделі і товщині покриття 0,1 мм.

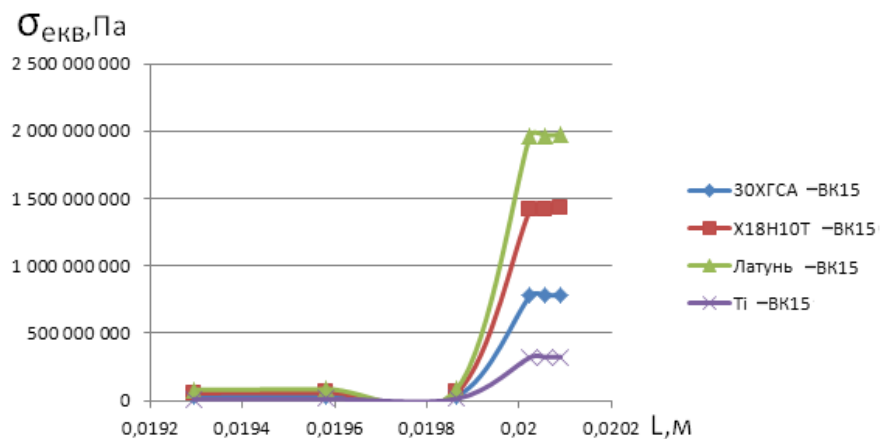
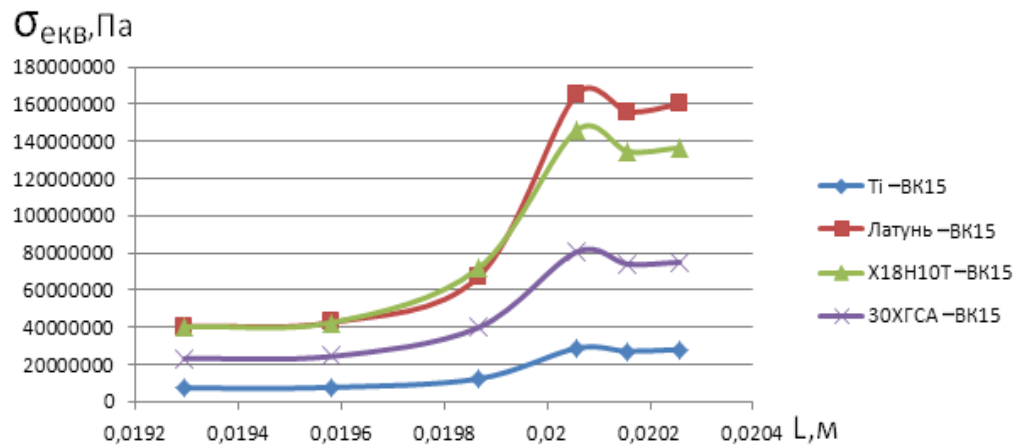
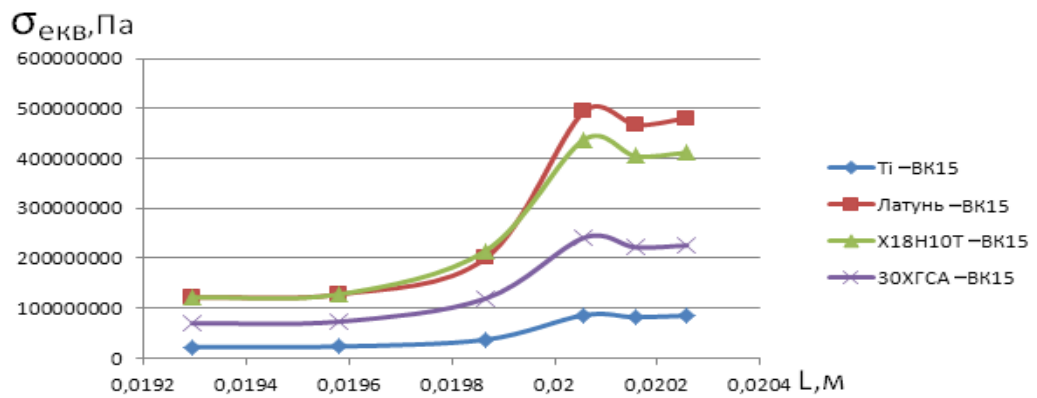


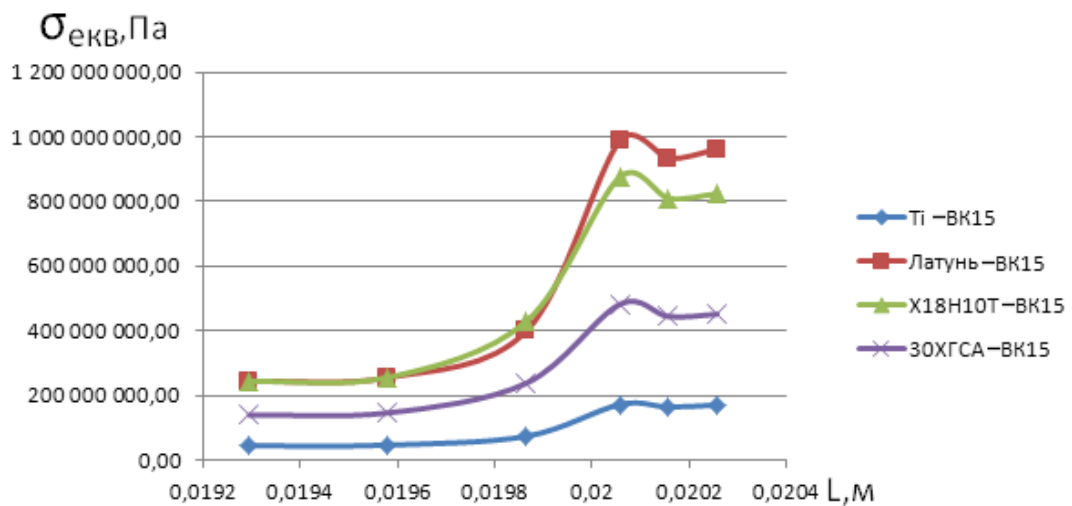
Рис. 4.41. Розподіл еквівалентних напружень при температурі поверхні 300°C для елементів а2 моделі і товщині покриття 0,1 мм.



а)

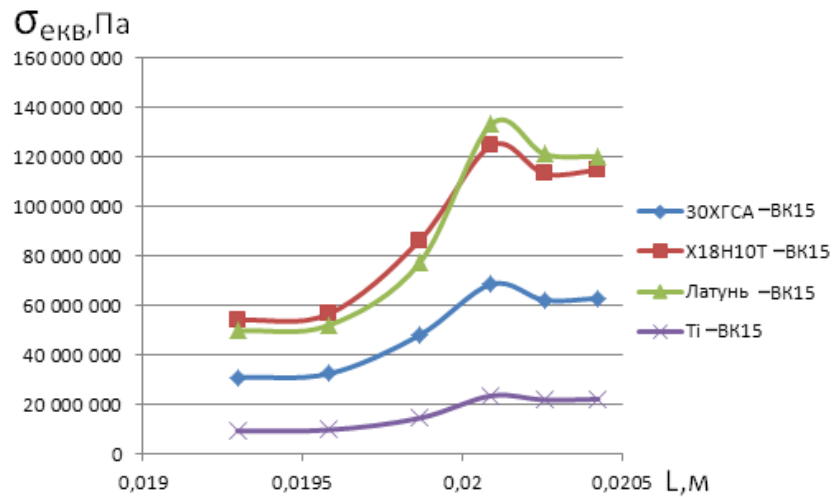


б)

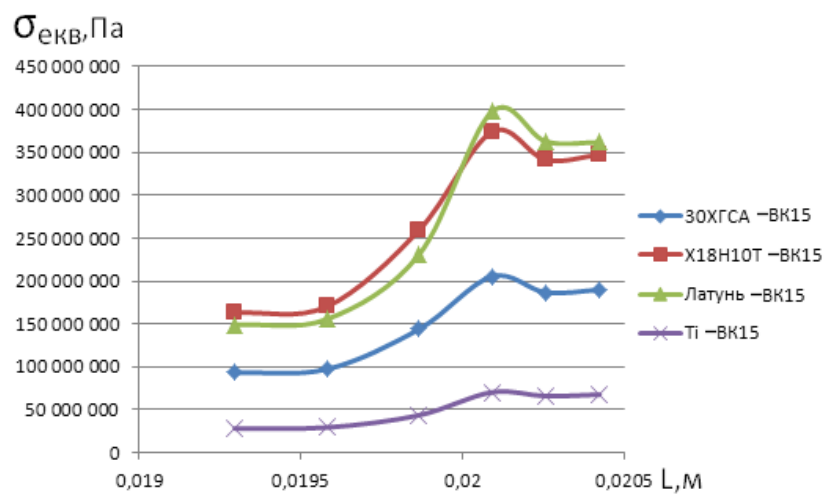


в)

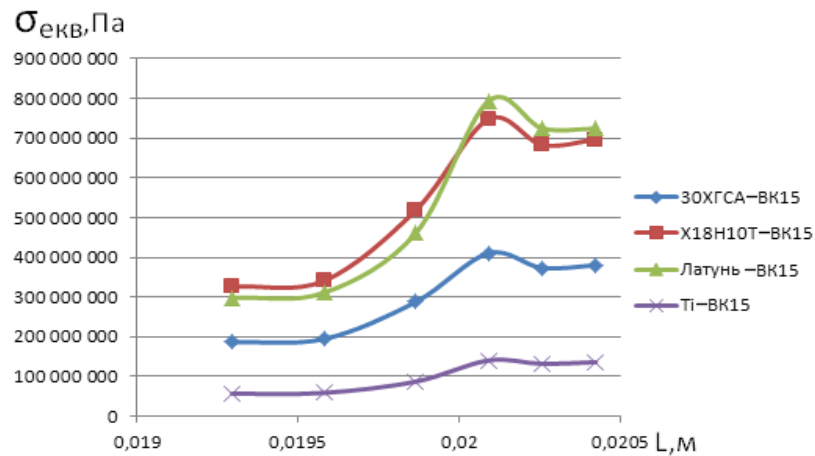
Рис. 4.42. Розподіл еквівалентних напружень в елементах а1 моделі при температурах поверхні $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а), $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б), $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в) і товщині покриття $0,3\text{ мм}$.



а)

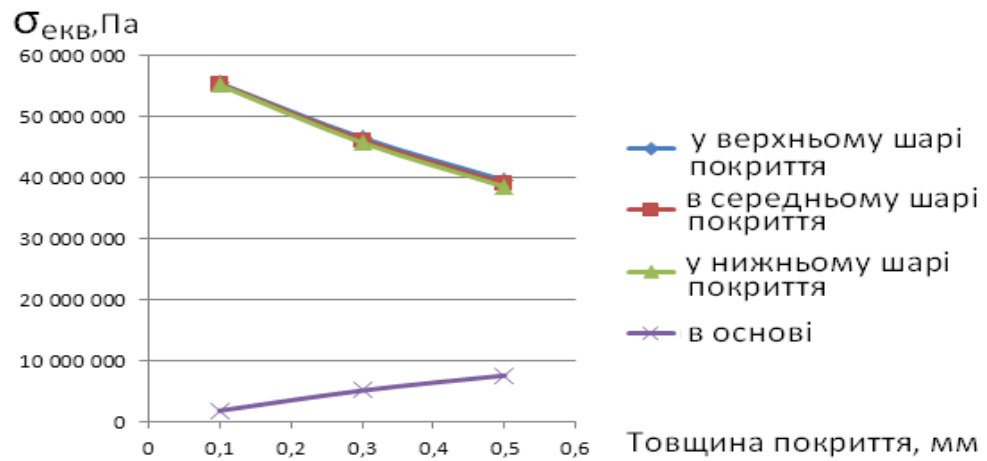


б)

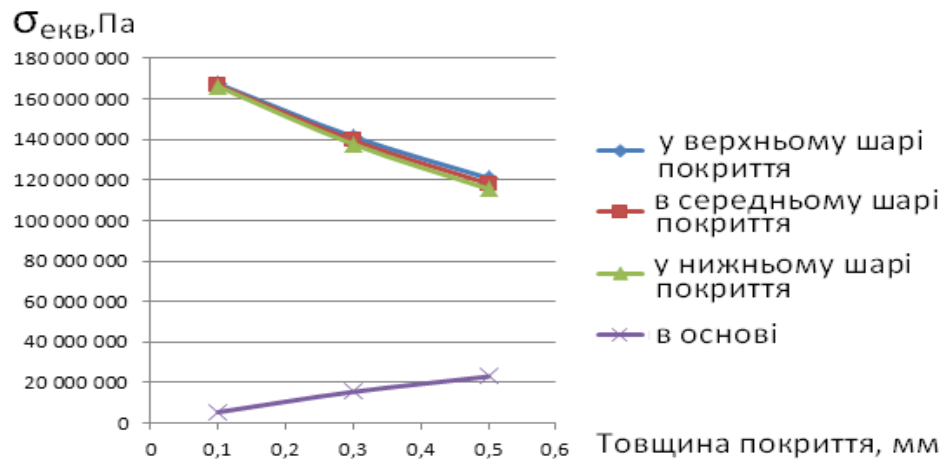


в)

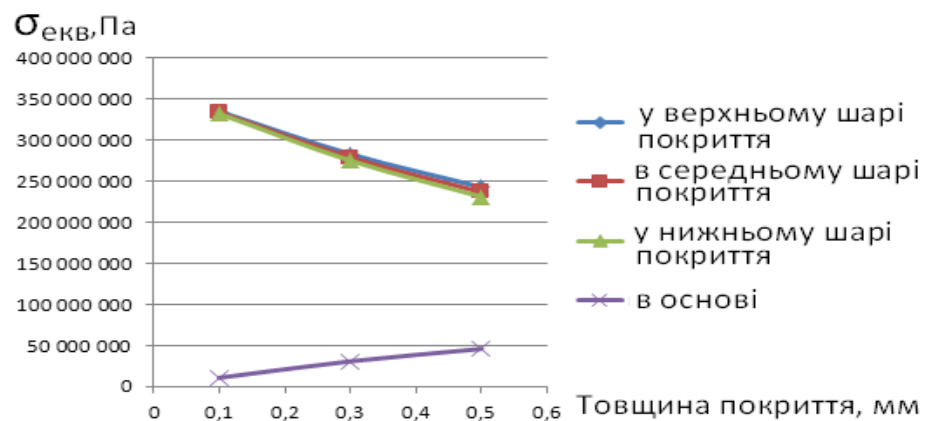
Рис. 4.43. Розподіл еквівалентних напружень в елементах а1 моделі при температурах поверхні $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а), $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б), $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в) і товщині покриття $0,3\text{ мм}$.



а)

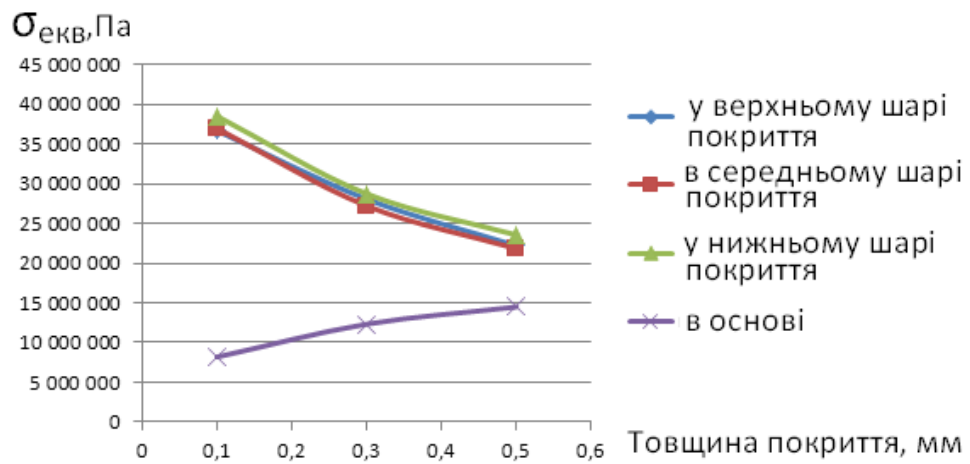


б)

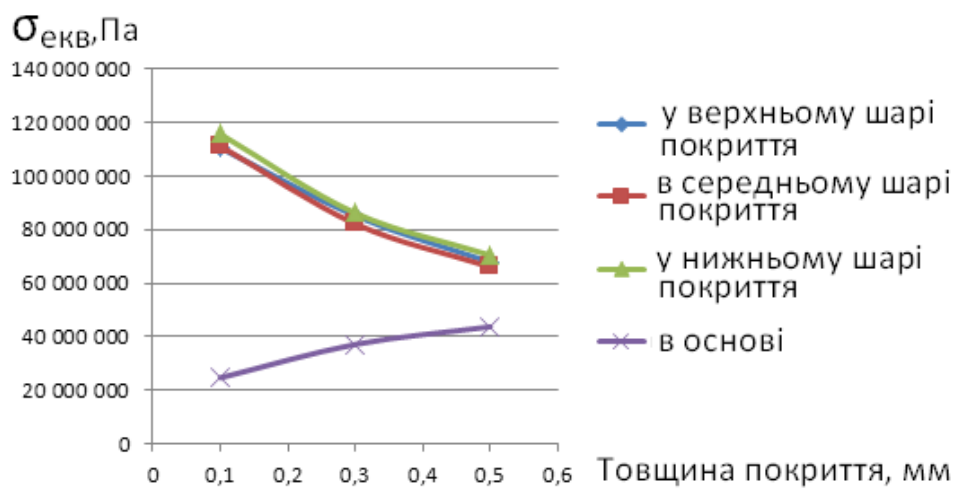


в)

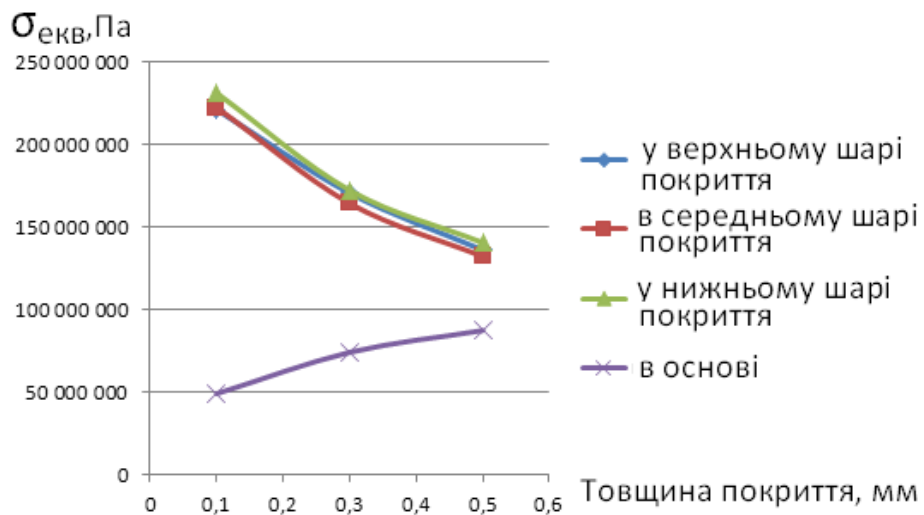
Рис. 4.44. Зведені графіки розподілу еквівалентних напружень в системі Ті – ВК15 для елементів а3 моделі залежно від товщини покриття при температурі поверхні 50 °С (а), 150 °С(б), 300 °С(в).



а)



б)



в)

Рис. 4.45. Зведені графіки розподілу еквівалентних напружень в системі Ті – ВК15 для елементів а3 моделі залежно від товщини покриття при температурі поверхні 50 °С (а), 150 °С(б), 300 °С(в).

Висновки до розділу 4

1. Досліджено вплив технологічних параметрів формування і параметрів фретингу на зносостійкість трубосистем з дискретно-текстурними мастилоємними поверхнями. Текстурювання поверхонь здійснювалось формуванням лункових мікрозагоиблинь призматичного і сферичного профілю методом вдарно-пластичного деформування. Експериментально доведено, що формування поверхонь з розвинутою системою мікрозаглиблень сприяє регенерації граничних мастильних шарів і може бути ефективним способом підвищення зносостійкості і ресурсу трибосистем, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії при обмеженій подачі мастильного матеріалу в зону трибоконтракту.

2. Встановлено, що найбільший ефект з підвищення фретинг-корозійної зносостійкості при мащенні консистентним мастильним матеріалом ЦИАТИМ-201 досягається за сферичного профілю мікрозаглиблень у прямих парах де дискретно-текстурована поверхня формувалась на зразках з збільшеною твердістю, ніж твердість контртіла. У порівнянні з варіантом трибосистеми з не текстурованою поверхнею, знос зразків у прямих парах із сферичним профілем мікрозаглиблень знизився більш ніж у 6 разів, а сумарний знос пари у 5,5 рази. Отримані розрахункові залежності зміни об'єму одиначної лунки показали, що мікрозаглиблення із сферичним профілем характеризуються меншою швидкістю зменшення об'єму при зростанні зносу зразків, ніж мікрозаглиблення призматичного профілю.

3. Методом багатофакторного планування експерименту отримано регресивні математичні моделі, що описують залежність величини зносу елементів трибопари та їх сумарного зносу від технологічних параметрів дискретно-текстурованої поверхні та амплітудно-сирових параметрів фретингу за умов обмеженого мащення консистентним мастилом ЦИАТИМ-201. На основі аналізу регресивних моделей встановлено, що в досліджуваній області факторного простору серед технологічних параметрів найбільш значущими за впливом на зносостійкість трибосистеми є глибина мікрозаглиблень та

щільність їх розташування, яка характеризується ефектом парної взаємодії відстані між мікрозаглибленнями у ряду і відстані між рядами мікрозаглиблень. З позиції локалізації у трибосистемах з дисктерно-текстурованою поверхнею фрикційної взаємодії на ділянках контакту, що розташовані у міжлунковому просторі, розроблено модель трибопроцесу, яка описує стадійність і механізм перебігу процесів руйнування та ренегерації граничних мастильних шарів за умов фретинг-корозійного зношування.

4. Для конструкційних титанових сплавів виконані дослідження фретингостійкості поверхнево-модифікованих шарів, сформованих електроіскровим легуванням. Обґрунтовано вибір електродних матеріалів і технологічних схем формування ЕІЛ-покриттів. Доведено, що перспективними електродними матеріалами для поверхневого зміщення електроіскровим легуванням титанових сплавів є композиційні керамічні матеріали на основі дибориду цирконію ZrB_2 завдяки його високій твердості і відносно малій різниці коефіцієнту термічного розширення з титаном. При фретинг-корозії в умовах тертя без мащення ЕІЛ-покриття із композиційної кераміки на основі ZrB_2 забезпечують підвищення зносостійкості порівняно із твердосплавним ЕІЛ-покриттям ВКЗ у 1,6... 3 рази. Встановлено кореляційні зв'язки між фазовим складом ЕІЛ-покриттів і їх триботехнічними властивостями.

5. Експериментально доведено, що перспективним способом підвищенню зносостійкості і одночасно товщини робочого шару покриттів із композиційної кераміки на основі ZrB_2 є пошарове електроіскрове легування, яке полягає в перемежуванні м'якої металічної і твердої керамічної фаз. Позитивний вплив на стійкість до фретинг-корозії дає також додаткова лазерна обробка ZrB_2 - вмісних ЕІЛ-покриттів в режимі оплавлення. Дослідженнями структурно-фазового складу тонких поверхневих шарів методами Оже - спектроскопії і мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено, що висока стійкість до зношування ЕІЛ-покриттів із композиційної кераміки на основі ZrB_2 зумовлена, з одного боку, високою твердістю основної керамічної фази, з другого-формуванням в зоні трибоконтaktu нанорозмірного поліоксидного

шару у складі твердої тугосплавної оксидної матриці на основі оксидів Ti, Zr, La і легкоплавної склоподібної боросілікатної звязуючої фази $B_2O_3-SiO_2$. Високотверда тугоплавка матрична фаза такої трибоплівки відповідає за міцність і несучу здатність модифікованої поверхні, а боросілікатна фаза виконує функції твердомастильної антифрикційної складової.

6. Для різного типу функціональних покриттів, сформованих методами ГТП, встановлено закономірність впливу складу вихідного матеріалу, технологічних параметрів напилювання, структурно-фазового складу покриття і параметрів фретингу на кількісні показники зносостійкості в умовах фретинг-корозії порівняно з конструкційними металічними сплавами. Експериментально доведено, що зносостійкість покриттів системи WC-Co, WC-Ni, напилених детонаційно-газовим методом, суттєво залежить як від складу та будови частинок вихідного порошкового матеріалу, так і від теплоенергетичних параметрів горючої газовой-детонаційної суміші, яка застосовується для детонаційного напилення.

Найбільш сприятлива з огляду деформаційно-міцнісних властивостей і зносостійкості структура покриття формується із порошкових матеріалів з гетерогенного композиційного будовою частинок порошку (плаковані та конгломеровані порошки) при використанні для напилення (пропан + бутан) – кисневої горючої детонаційно-газової суміші з меншою теплореакційною здатністю ніж атетиленово-киснева суміш. За такої умови досягається найменша ступінь зневуглицювання карбідної складової і менш інтенсивне утворення крихких інтерметалічних сполук з меншою ніж у системах WC-Co, WC-Ni між фазного когезійною міцністю.

7. Визначено вплив амплітудно-силових параметрів фретингу на зносостійкість ГТН-покриттів системи Ni-Cr₂C₃, Ni-TiC, Ni(Ni-Cr-B-Si-Fe)-WC, Mo, сформованих методами плазово-дугового, імпульсно-плазового та високошвидкісного газополуменевого напилення. Незалежно від методу напилення, покриття сформовані із гетерогенних композиційних матеріалів на відміну від Mo-покриття характеризуються немонотонним стрибкоподібним

зростанням зносу при збільшенні питомого контактного навантаження вище деякої критичної для кожного із них величини $P_{кр}$. На прикладі Мо-покриття, сформованого високошвидкісним газополуменим методом і покриття, сформованого із сталі 40Х13 методом високошвидкісної електродугової металізації, показано можливість ефективного використання ГТН-покриттів в трибосистемах, що працюють в умовах мащення. Запропоновано механізми фізично-хімічних процесів, що відповідають за зносостійкість ГТН-покриттів за різних умов фретингу.

8. Побудована скінченно-елементна модель трибосистеми у якій функції зовнішньої робочої поверхні виконує шар захисного зносостійкого покриття. Проведено розрахунок еквівалентних напружень (по Мізесу), що виникають у покритті і матеріалі основи від дії температур фрикційного нагріву. Задача вирішувалась на прикладі систем ГТН-покриття ВК15-основа з різними варіантами матеріала основи, товщин покриття 0,1...0,5мм, температур нагріву 50°C...300°C. За результатами моделювання встановлено, що внаслідок фрикційного нагріву в покритті можуть виникати додаткові напруження, співмірні з когезійною міцністю покриття. Негативний вплив цих напружень може бути мінімізований шляхом оптимізації співвідношення комплексу фізико-механічних і теплофізичних властивостей матеріалів покриття і основи та заходів, що сприятимуть зниженню температури фрикційного нагріву.

Результати досліджень даного розділу наведено в публікаціях:

1. Фретингостійкість дискретних поверхонь в умовах граничного тертя / В. Є. Марчук, О. І. Духота, Ю. О. Градинський, О. М. Єнін // Вісник Харківського НТУСГ ім. Петра Василенка. Вип. 100. – Харків : Вид-во Харківського НТУСГ ім. Петра Василенка, 2010. – С. 147-152.

2. Марчук В.Е. Дослідження зносостійкості електроіскрових покриттів в умовах фретинг-зношування / В. Е. Марчук, О. І. Духота, Н. О. Науменко // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. Вип. 56. – К. : НАУ, 2011. – С. 84-93.

3. Фретинг-втома сталі 30ХГСА з дискретно-структурованою лунковою поверхнею / Г. В. Цибаньов, В. Е. Марчук, О. І. Духота, Ю. О. Градинський // Вопросы проектирования и производства конструкций летальных аппаратов: сб. науч. тр. / Нац. Аэрокосм. ун-т им. Н. Е. Жуковского “ХАИ”. Вып. 3 (71). – 2012. – С. 124 – 127.
4. Марчук В. Є. Вплив параметрів дискретно-лункових поверхонь контакту на фретингостійкість конструкційної сталі в умовах граничного навантаження / В. Є. Марчук, А. П. Кудрін, О. І. Духота // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. Вип. 58. – К. : НАУ, 2012. – С. 58 – 64.
5. Захист поверхонь тертя дискретними поверхнями / В. Є. Марчук, Б. А. Ляшенко, М. В. Кіндрачук, О. І. Духота // Проблеми тертя та зношування. – 2013. – №2 (61). – С. 80 – 87.
6. Процеси зношування у трибосистемах з дискретно-текстурованою поверхнею / В. Є. Марчук, Б. А. Ляшенко, О. І. Духота та інші. // Авіа-2013 : матеріали XI Міжнар. наук.-техн. конф., 21–23 травня 2013 р. Т 3. – К. : НАУ, 2013. – С. 15.45 – 15.46.
7. Дослідження впливу технологічних параметрів формування дискретно-текстурованих мастилоємних поверхонь на фретингостійкість трибосистем / М. В. Кіндрачук, О. І. Духота, В. Є. Марчук та інші. // Проблеми тертя та зношування. – 2018. – № 2(79). – С. 4-15.
8. Організація і триботехнології авіаремонтного виробництва / А.П. Кудрін, О. І. Духота, М. В. Кіндрачук, Г. М. Зайвенко. – К. : НАУ, 2015. – 212 с.
9. Абразивная стойкость электроискровых и комбинированных лазерно-электроискровых покрытий на легких сплавах / А. И. Духота, В. Ф. Лабунец, В. В. Жигинас и др. // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип. 48 – К. : НАУ, 2007. – С. 185-195.
10. Закономерности абразивного изнашивания ZrB_2 – содержащих электроискровых и комбинированных покрытий на титановом сплаве . П. Абразивное изнашивание нежестко закрепленным абразивом ZrB_2 – содержащих покрытий / И. А. Подчерняева, А. Д. Панасюк, В. М. Панашенко,

О. П. Григорьев, А. И. Духота и др. // Порошковая металлургия. – 2009. - № 7/8. – С. 87-94.

11. Пат. 89119, МПК C04B 35/58. Керамічний антифрикційний високотемпературний матеріал на основі дибоксиду цирконію / Подчерняева І.О., Панасюк А. Д., Понащенко В. М., Григорьев О. М, Лабунець В. Ф., Духота О.І. та інші. - № а2008 06545 ; заявл. 15.05.2008 ; опубл. 25.11.2009, Бюл. № 24. – 6 с.

12. Электроискровое упрочнение титанового сплава ВТЗ-1 безвольфрамовой композиционной керамикой / И. А. Подчерняева, В. М. Панащенко, А. Д. Панасюк, О. Н. Григорьев, А. И. Духота та інші.// Порошковая металлургия. – 2007. - № 9/10. – С. 36 – 44.

13. Повышение износостойкости титанового сплава ВТЗ-1 в условиях фреттинг-коррозии электроискровым упрочнением композиционной керамикой / И. А. Подчерняева, А. Д. Панасюк, В. М. Панащенко, А. И. Духота и др. // Авіа-2007: матеріали VIII міжнар. наук.-техн. конф., 25-27 квітня 2007. Т. 2. – К. : НАУ, 2007. – С. 32.52 – 32.56.

14. Особенности формирования и трибологического поведения износостойких $Zr B_2$ – содержащих электроискровых и лазерно-электроискровых покрытий на титановом сплаве. / И. А. Подчерняева, В. М. Панащенко, А. И. Духота, А. Д. Панасюк, // Проблеми трибології. – 2012. - №4. – С. 53 – 57.

15. Структурно-фазовые превращения на поверхности лазерно-электроискрового покрытия в условиях фреттинг-коррозии на воздухе / В. М. Панащенко, И. А. Подчерняева, А. И. Духота и др. // Порошковая металлургия. – 2012. - № 1/2. – С. 142 – 152.

16. Кинетика и механизм фреттинг-коррозии электроискровых $Zr B_2$ – содержащих покрытий на сплаве ВТЗ-1. / И. А. Подчерняева, А. И. Духота, В. М. Панащенко и др.// Проблеми трибології. – 2012. - №1. – С. 62 -71.

17. Закономерности фреттинг-коррозии ZrB_2 – содержащих электроискровых покрытий на титановых сплавах / И. А. Подчерняева, А. И.

Духота, В. М. Панашенко, А. Д. Панасюк // Материаловедение тугоплавких соединений : труды II-ой Междунар. Самсоновская конф., 18-20 мая 2010 г. – К. : НТУУ “КПИ”, 2010. – С. 100.

18. Краля В. А. Восстановление бандажных полок лопаток компрессоров ГТД / В. А. Краля, В. Б. Сидоров, А. И. Духота // Динамика роторных систем : сб. тр. II Международной конф., 24-26 июня 1998 г. – Хмельницкий: – ХТУ, 1998. – С. 125 – 128.

19. Духота О. І. Технологічні аспекти забезпечення працездатності циклічно-навантажених деталей вузлів тертя з газотермічними покриттями / О. І. Духота, М. В. Кіндрачук, В. Ю. Потягов // Проблеми трибології. – 2009. - № 1 (51). – С. 81-84.

20. Духота О. І. Зносостійкість композиційних газотермічних покриттів за умов фретинг-корозійного зношування / О. І. Духота, Н. О. Науменко, Л. В. Богач // Матеріали для роботи в екстремальних умовах : матеріали V Міжнар. наук. конф., 3 – 5 грудня 2015 р. – К.: НТУУ “КПІ”. – 2015. – С. 148 – 150.

РОЗДІЛ 5

РОЗРОБКА НАУКОВИХ ПРИНЦИПІВ СТВОРЕННЯ ВИСОКОТЕМПЕРА-ТУРНИХ ЗНОСОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ТРИБОСПРЯЖЕНЬ ДЕТАЛЕЙ ГАРЯЧОЇ ЧАСТИНИ ГТД

5.1 Еволюційна модель трибосистеми та загальні принципи забезпечення зносостійкості матеріалів в умовах високотемпературного фретингу

При вирішенні задач підвищення надійності і ресурсу АТ особливе значення надається забезпеченню зносостійкості контактних поверхонь деталей гарячої частини ГТД.

Високий рівень діючих контактних навантажень, нестационарність температурного режиму експлуатації висувають до матеріалів таких трибовузлів комплекс вимог, серед яких найбільш важливою є забезпечення рівнозношуваності у всьому робочому інтервалі температур [10; 262].

Натепер, стосовно до всієї різноманітності існуючих жароміцних матеріалів, враховуючи велику кількість діючих на трибосистеми зовнішніх чинників, достатньо повного уявлення щодо механізмів і перебігу процесу їх зношування в умовах високотемпературного фретингу не склалось. Фактор впливу температури на тертя та зношування при цьому розглядається з позиції інтенсифікації деформаційних та дифузійних процесів, термічної активації реакцій триокиснення, адгезійної взаємодії, ефектів структурної і субструктурної релаксації, алотропічних та структурно-фазових перетворень поверхневих шарів матеріалу в зоні трибоконтакту [10; 50; 263].

Провідну роль у забезпеченні зносостійкості матеріалів при підвищених температурах відіграють процеси, розвиток яких визначає утворення і стійкість оксидних плівок на поверхнях контакту. Вважається, що за певних температур і умов віброконтактного навантаження вторинні оксидні плівки, що утворюються в результаті термічного- і трибо-активованого окиснення,

виконують роль екрануючого захисного прошарку, який запобігає схопленню, знижує тертя і рівень динамічних навантажень в зонах фрикційного контакту. Триботехнічні властивості і захисна здатність оксидних плівок визначається як самою їх природою, так і несучою здатністю когерентно зв'язаного з оксидною фазою підшарку матеріалу основи [39; 50].

Результати досліджень триботехнічних характеристик, отримані для різних груп матеріалів – чистих металів, різного класу жароміцних сплавів, композиційних матеріалів на основі тугоплавких і інтерметалідних сполук [39; 50; 263-265] дозволили виявити характерну закономірність температурних залежностей величини фретиг-зносу. У загальному випадку, для кожного конкретного матеріалу існує область температур, в діапазоні яких відбувається зміна механізму і характеру зношування. При температурах, що лежать нижче цієї температурної області, процеси поверхневого руйнування контролюються звичайними для фретинг-корозії окиснювально-втомним і абразивним механізмами зношування. За таких умов підвищення температури сприяє інтенсифікації окиснення та, відповідно, формуванню на поверхні трибоконтракту оксидних плівок, що супроводжується зниженням інтенсивності зношування. При більш високих температурах переважний розвиток набувають процеси адгезійно-молекулярної взаємодії і схоплення, які супроводжується глибинним руйнуванням матеріалів контактної пари.

Діапазон температур зміни механізму зношування пов'язують з порушенням цілісності оксидної плівки внаслідок втрати несучої здатності матеріалу основи [39; 50]. З практичної точки зору для трибовузлів, що працюють в умовах підвищених температур, такі температури є параметром трибосистеми, що визначає перехід від допустимих масштабів поверхневого руйнування і зношування до недопустимих. Причиною руйнування оксидних плівок можуть бути також напруження, викликані відмінністю в значеннях постійних кристалічної ґратки оксидних фаз і матеріалу основи та термічні напруження при надмірному зростанні товщини оксидної плівки [174].

На рис. 5.1 представлені результати експериментальних досліджень впливу температури на показники зносостійкості, отримані при терті однойменних пар в режимі фретингу за умов, близьких до умов роботи малорухомих спряжень деталей гарячого тракту ГТД [265]. Випробування проводились для трьох груп сплавів з різною жароміцністю і жаростійкістю пороговою робочою температурою: двухфазного титанового $\alpha + \beta$ сплаву системи Ti–Al–Mo–Si (BT8), інтерметалідного титанового сплаву на основі γ' -фази TiAl і складнолегованого, дисперсотвердіючого нікелевого сплаву ЖС6К системи Ni – (Cr; W; Mo; Co; Ti; Al; Fe; C).

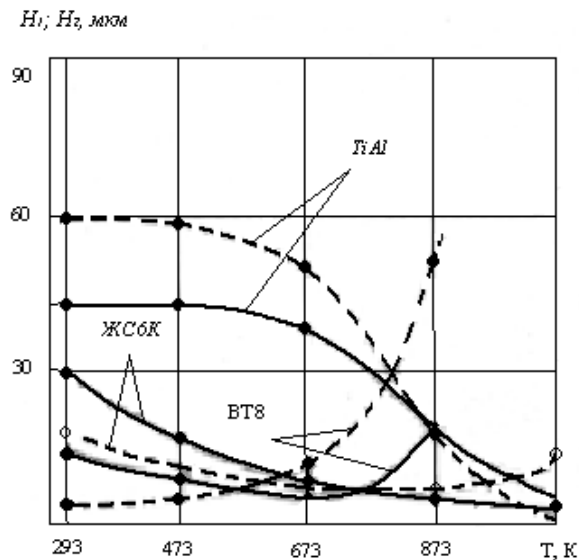


Рис. 5.1. Температурні залежності параметрів фретинг-зносу H_1, H_2 жароміцних сплавів BT8, γ' - TiAl і ЖС6К. Умови віброконтального навантаження: $P=58,8$ МПа (BT8; γ' - TiAl); $P=29,4$ МПа (ЖС6К); $A=120$ мкм; $f=30$ Гц; $N = 2 \cdot 10^5$ цикл.

Сплави BT8 і ЖС6К широко використовуються в конструкціях ГТД в якості матеріалу деталей, що працюють відповідно при температурах до 773К [266] та 1273К [267; 268]. Інтерметалідні γ - титанові сплави розглядаються як перспективні високотемпературні матеріали з високою жаростійкістю і жароміцністю при температурах до 1273К – 1373К [269; 270]. Враховуючи, що за високих температур розвиток фретинг-процесу характеризується значною

локалізацією пошкоджень поверхонь трибоконтакту, для відображення характеру температурних залежностей фретингостійкості і визначення критичної температури переходу до недопустимих масштабів руйнування $T_{кр}$, застосована методика диференціальної оцінки величини зносу матеріалів з використанням двох параметрів [50]: H_1 – величини середнього лінійного зноса і параметра H_2 , який характеризує ступінь локального глибинного пошкодження матеріалу від руйнування вузлів схоплення.

На основі аналізу температурних залежностей параметрів H_1 , H_2 , (рис. 5.1), можна зробити ряд важливих висновків з огляду на забезпечення стійкості до зношування в умовах високотемпературного фретингу:

1) незалежно від природи матеріалу і принципу, покладеного в основу забезпечення його жароміцності, інтервал критичних температур переходу від звичайного для фретинг-корозії механізму зношування до масштабного локального руйнування знаходиться в діапазоні температур початку інтенсивного падіння характеристик об'ємної міцності. За результатами, що представлені на рис. 5.1, така закономірність не може бути чітко визначена тільки для інтерметалідного γ' -сплаву TiAl. Температурний діапазон падіння міцності і переходу в пластичний стан інтерметаліду TiAl знаходиться вище температури 1073 K [269].

2) абсолютне значення критичної температури зміни параметрів фретинг-зносу не знаходиться у прямій залежності від температури плавлення матеріалу. Так, у дисперсотвердіючого жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К з відносно невисокою температурою плавлення (~ 1633 K) значення $T_{кр}$ в абсолютній шкалі температур майже в 1,7 раз вище ніж у більш тугоплавкого титанового сплаву VT8. Оскільки температуру плавлення металів пов'язують із силою міжатомних зв'язків у кристалічній ґратці [267; 271], можна сказати, що температура втрати несучої здатності матеріалів основи елементів трибосистеми визначається не стільки наближеністю до температури плавлення, скільки властивостями, що сприяють пришвидшенню або гальмуванню процесів їх термічного знеміцнення.

3) температурний діапазон максимуму зносостійкості, пов'язаний з формуванням в зоні трибоконтaktu захисного оксидного прошарку, знаходиться значно нижче температур, необхідних для утворення оксидних фаз за механізмами звичайного термічного окиснення металів.

З урахуванням дискретності поверхонь контакту структуру трибосистеми, що формується в окиснювальному середовищі в умовах високотемпературного фретингу, можна представити трьохрівневою ієрархічною системою, яка складається із верхнього зовнішнього шару оксидних фаз та послідовно розміщених під зовнішнім оксидним шаром приповерхневого структурно-зміненого і глибинного шарів матеріала основи (рис. 5.2). Не дивлячись на те, що за ступенем участі в фрикційному процесі різновіддалені від поверхні трибоконтaktu шари лежать на різних ієрархічних рівнях, механізм поверхневого руйнування і зношування подібних трибосистем розглядається з позиції взаємного впливу і взаємозв'язку всіх структурних елементів трибосистеми як на етапах формування, так і на етапах їх деградації [6; 272]. Модель еволюції стану такої трибосистеми в умовах високотемпературного фретинга можна представити схемою, поданою на рис.5. 3 [273].

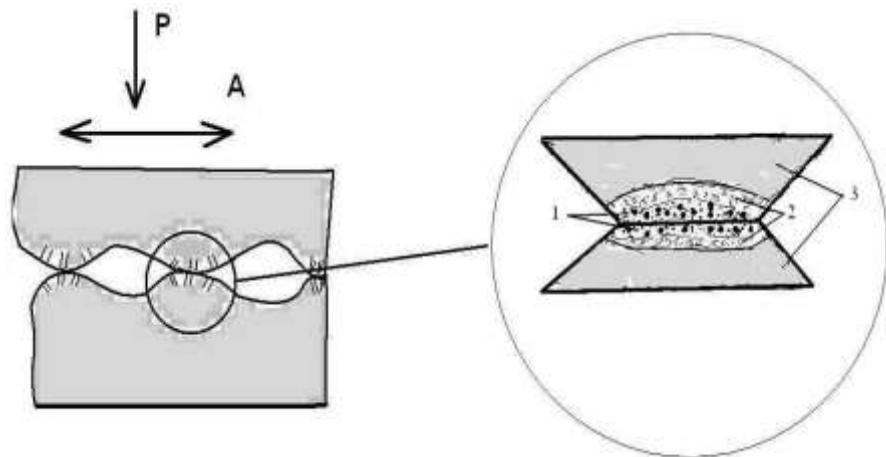


Рис. 5. 2. Схема будови поверхневих шарів трибосистеми, що формується в зонах фактичного контакту в окиснювальному середовищі в умовах високотемпературного фретингу: 1 – зовнішній шар оксидних фаз; 2 і 3 – відповідно приповерхневий структурно-змінений та глибинний шари матеріала основи

На початковій стадії фретингу, тривалість якої за однакових температурно-силових умов фрикційно-контактної взаємодії, в основному, визначається параметрами початкової геометрії поверхні і початковими

властивостями матеріалів контактної пари, відбувається руйнування на мікроставуках фактичного контакту первинних природних оксидних плівок і оксидних плівок, що утворились за час термічного окиснення при прогріванні трибовузла до робочої температури. Оскільки цей процес носить локалізований характер, а процеси циклічного передеформування ще не охоплюють значні об'єми приповерхневих шарів, площі фізичного контакту ювенільних поверхонь і активних дислокаційних центрів структури металів контактної пари може бути недостатньо для утворення міцних міжметалевих зв'язків, необхідних для схоплення і масштабного глибинного руйнування поверхонь трибоконтракту. Процеси, що розвиваються у фрикційному контакті на цій стадії, очевидно, контролюються механізмами локалізованого адгезійно-молекулярного зношування. Незважаючи на високий рівень діючих на плямах фактичного контакту нормальних і дотичних напружень, які можуть бути співмірними з границею текучості матеріалів при зсуві [22], висока інтенсивність актів адгезійного руйнування буде компенсуватись їх субмікроскопічним масштабом.

Друга і третя стадії пов'язані з розвитком процесів хімічної взаємодії атомів металу з киснем і формування вторинних структур захисного оксидного прошарку. Спершу цей процес охоплює площу свіжеутворених елементарних поверхонь контакту і контролюється механізмами звичайних хімічних реакцій. Одночасно, об'єми металу, прилеглі до зон фактичного контакту, зазнають передеформування від контактного циклічного навантаження. При накопиченні критичної щільності дефектів структури поверхневі шари металу набувають аномально високу дифузійну і реакційну активність, що пов'язують з ефектом структурно-механічної активації [6; 274]. Суттєву роль в формуванні на поверхні трибоконтракту оксидних плівок відіграють також процеси термічної активації від фрикційного нагріву і зовнішньої робочої температури трибовузла. При цьому, як доведено результатами прямих експериментальних досліджень [275; 276], при поєднанні механізмів структурно-механічної і

термічної активації спостерігається багаторазове підвищення дифузійної активності металів, а, за певних умов, виникають ефекти наддифузії.

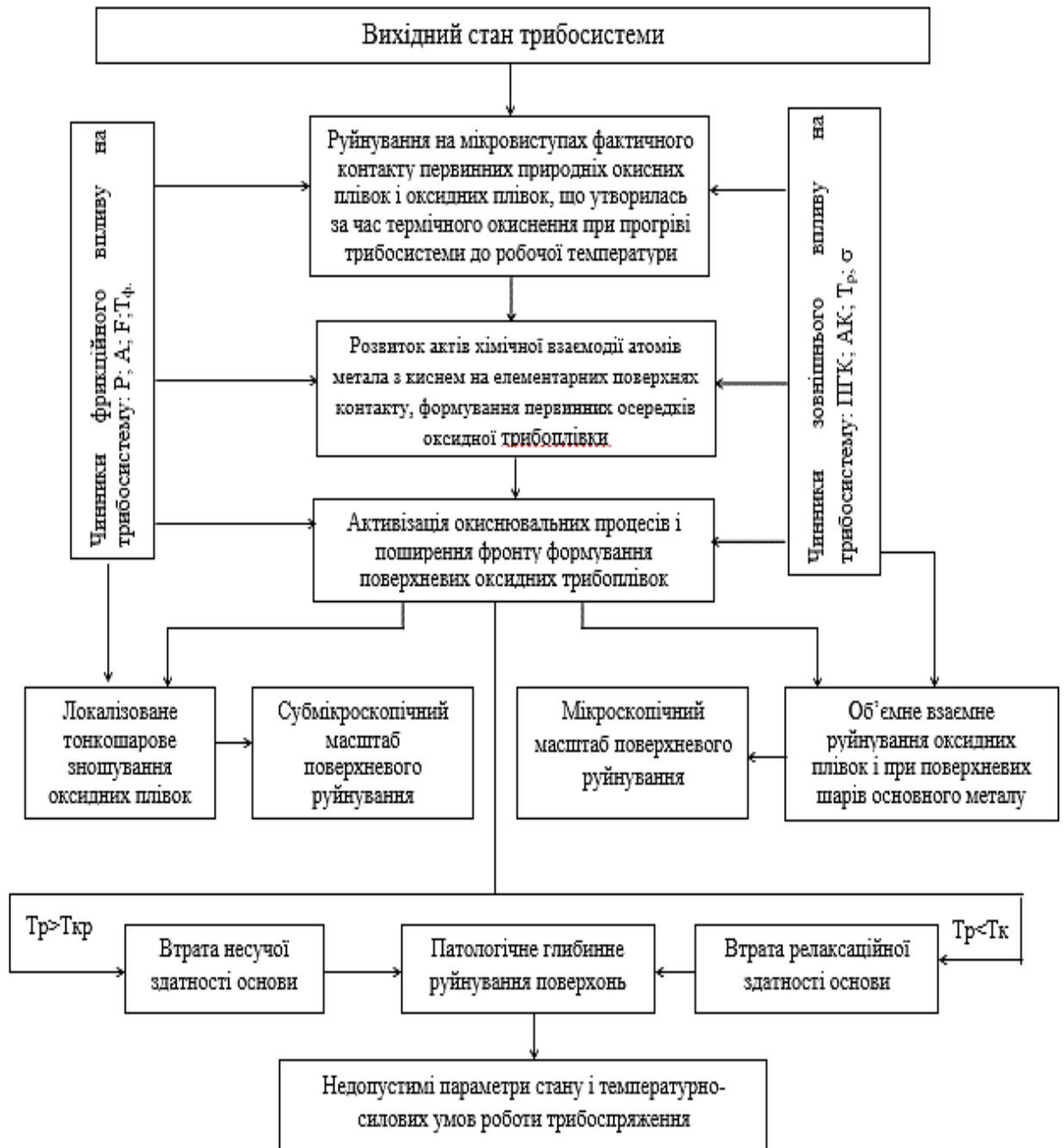


Рис. 5.3. Модель еволюції стану трибосистеми в умовах високотемпературного фретинга: ПГК – параметри геометрії контактних поверхонь; АК – активні компоненти атмосфери навколишнього середовища; T_r – робоча температура; σ – напруження від зовнішнього об'ємного навантаження; P – контактні навантаження; A – амплітуди ковзання; F – сила (коефіцієнт) тертя; T_f – температура фрикційного нагріву

Таким чином, можна сказати, що в умовах високотемпературного фретингу кінетика процесу формування захисного оксидного прошарку буде визначатись не стільки схильністю металу до термічного окиснення, скільки набутою в процесі структурно-термічної активації його хімічною і дифузійною активністю. Закономірно очікувати, що з підвищенням температури константи процесів дифузії і константи рівноваги хімічних реакцій взаємодії металів з киснем будуть змішуватись в бік пришвидшення процесів утворення і розповсюдження по поверхнях трибоконтакту фронту оксидних плівок.

Необхідно відзначити, що фретинг-процес відноситься до найбільш енерго-генеруючих фрикційних процесів і розглядається як потужний ініціатор розвитку трибохімічних реакцій і поверхневого окиснення металів [2, 6]. За звичайних атмосферних умов ці процеси розвиваються, переважно, за механізмами електрохімічної корозії. За таких умов, можливість одночасного існування на контактних поверхнях великої кількості анодних і катодних ділянок, стахостичний характер їх виникнення і місць розташування, а також одночасне поєднання корозійного і втомного механізмів руйнування, утруднюють розповсюдження фронту окиснення та формування суцільного прошарку пасивувальної оксидної плівки.

Додатковий внесок в дискретний характер формування оксидної плівки може вносити також ефект водневого окрихчування, який буде сприяти пришвидшенню динаміки процесів диспергування і зношування як самої оксидної плівки, так і приповерхневих об'ємів металу. На можливість збагачення оксидної плівки воднем за умов електрохімічної корозії і пов'язане з цим пониження здатності плівки до деформування вказується у праці [277]. Розвиток явища фрикційного наводнення і його негативний вплив на інтенсивність зношування в умовах фретинг-корозії експериментально доведено результатами досліджень, отриманих у праці [278].

В цілому, перші три стадії розвитку фретинг-процесу і еволюції структури трибосистеми можна охарактеризувати як період припрацювання і

формування рівноважної для даних умов фрикційної взаємодії морфології поверхні, структурно-фазового складу зовнішнього шару вторинних оксидних плівок і структури приповерхневого шару металу. Очевидно, що такий процес необхідно розглядати як стохастичний кінетичний процес з різним рівнем трансформації структури в межах окремо взятих елементарних плям фактичного контакту. Площа поверхні, покрита оксидними плівками, їх товщина, склад, властивості, розміри і властивості трансформованих структурно-змінних об'ємів приповерхневого шару металу будуть визначатись як природою матеріалів контактної пари, так і температурно-силовими умовами фретингу.

Четверту стадію, з урахуванням можливих механізмів трансформації структури і зміни стану трибосистеми, можна назвати стадією розвитку нормального зношування або стадією недопустимого патологічного руйнування. Першому випадку відповідають такі параметри структури трибосистеми, за яких за даних температурно-силових умов фретингу існує динамічна рівновага між руйнуванням і відновленням захисного прошарку вторинних оксидних плівок, що виключає будь-які види руйнування нижче розташованих шарів основного металу. Механізм зношування поверхонь на елементарному контакті, в даному разі, визначається двома принципово різними та одночасно протікаючими в часі процесами:

- субмікроскопічного локального тонкошарового зношування вторинних оксидних плівок як результат їх адгезійно-механічного руйнування і абразивного стирання в процесі фрикційній взаємодії суміжних окиснених поверхностей;

- мікроскопічного об'ємного зношування як результат поступового накопичення між оксидною плівкою і прилеглим шаром металу комплексу структурних невідповідностей, створення критичної концентрації напружень, що призводить до виникнення і розвитку тріщин з наступним руйнуванням і відокремленням плівки по границі поділу фаз. Такий процес розвивається за механізмом, аналогічним механізму утомного фрикційного зношування,

відомого як зношування відшаруванням [21] і носить явно виражений циклічний характер.

Внаслідок дискретності контакту, неоднорідності структурно-геометричних параметрів оксидної плівки та неоднорідності напружено-деформованого стану приповерхневих об'ємів матеріала, на різних ділянках поверхні одночасно будуть протікати різні фази процесів руйнування і відновлення плівки захисного оксидного шару. Закономірно, що за таких умов з підвищенням температури тривалість циклу між руйнуванням і відновленням оксидної плівки на кожному елементарному контакті буде скорочуватись, що повинно сприяти зменшенню інтенсивності зношування. При цьому стійкість поверхневих оксидних плівок до руйнування і ефективність їх захисної дії в умовах циклічної зміни контактних навантажень тісно пов'язана з динамікою процесів перебудови структури і релаксаційними властивостями метала основи [39, 50], які з ростом температури можуть суттєво змінюватись і впливати на загальний рівень зносостійкості трибосистеми.

Необхідною умовою реалізації ефекту мінімізації зносу за рахунок структурно-термічної активації процесів окиснення буде не тільки здатність матеріалів трибосистеми формувати на поверхні трибоконтракту стійкі до зношування оксидні плівки, але і їх здатність підтримувати необхідний для заданих температурно-силових умов контактної взаємодії рівень міцності і релаксаційної здатності. Якщо така умова порушується, зокрема, у наслідок термічного знеміцнення і втрати приповерхневими шарами металу по відношенню до захисної оксидної плівки “ефекту підтримки” (втрата несучої здатності), або при втраті матеріалом основи здатності до релаксації динамічних напружень (у результаті розвитку в приповерхневих об'ємах металу структурно-фазових перетворень, деформаційних та інших процесів), які блокують ефективні джерела розсіювання в матеріалі підведеної механічної енергії (втрата релаксаційної здатності), розвиток фретинг-процесу і зміна стану трибосистеми буде іти в напрямку недопустимого патологічного руйнування поверхонь трибоконтракта:

- руйнування оксидної плівки на плямах фактичного контакту → утворення між ювенільними поверхнями металу міжметалевих зв'язків → утворення локальних вузлів схоплення → руйнування вузлів схоплення → утворення локальних глибинних пошкоджень поверхонь контакту.

Таким чином, на основі представленої моделі еволюції стану трибосистеми (рис. 5.3), можна сформулювати наступні загальні принципи забезпечення зносостійкості матеріалів в умовах високотемпературного фретингу:

1. Принцип адаптації і саморегулювання структури трибосистеми.

Цей принцип передбачає, по-перше, підбір хімічних компонентів матеріалів трибопари, здатних в результаті структурно-термічної активації створювати в зоні трибоконтакта захисні оксидні плівки. По-друге, для реалізації умов нормального зношування кінетичні параметри дифузійних процесів і трибохімічних реакцій окиснення повинні забезпечити за заданих температурно-силових умов фретингу таке співвідношення інтенсивності руйнування і відновлення оксидних плівок, щоб на контактних поверхнях трибоелементів зберігалась мінімально-достатня їх площа. Таку умову можна записати співвідношенням [6]:

$$\int_0^{\tau} (V_y - V_p) d\tau > S_{кр}$$

де: V_y і V_p – відповідно швидкість утворення і швидкість руйнування (зношування) оксидних плівок при заданих температурно-силових умовах фретингу; $S_{кр}$ – критична площа контактної поверхні, покритої оксидними плівками, нижче якої втрачається ефективність їх захисної дії.

2. Принцип мінімальності зовнішнього тертя і максимальної власної зносостійкості вторинних оксидних структур.

Цей принцип передбачає здатність матеріалів контактної пари при фрикційному окисненні основного компонента, чи селективному окисненні всіх елементів системи, утворювати вторинні оксидні фази з підвищеною твердістю,

міцністю і одночасно з більш низьким коефіцієнтом тертя. В цьому плані ефективним можуть бути матеріали, здатні утворювати оксидні фази шпінельного типу, схильних до вияву твердомастильних властивостей [92], а також матеріали, що здатні формувати в процесі фрикційної взаємодії структури з позитивним по глибині поверхневого шару градієнтом механічних властивостей.

3. Принцип стійкості вторинних оксидних структур до крихкого руйнування.

Цей принцип стосується області температур, де оксиди більшості металів, навіть у вигляді тонкоплівкових об'єктів, є крихкими твердими тілами і здатні добре протистояти тільки навантаженням стиснення. У зв'язку з цим, однією із умов забезпечення стійкості до руйнування оксидних плівок за таких температур, буде наявність у них певного запасу пластичності. Цій умові в найбільшій мірі можуть відповідати некристалічні склоподібні аморфні плівки. Вважається, що такі плівки, навіть за звичайних температур, можуть витримувати значну пластичну деформацію і здатні швидко відновлюватись при руйнуванні [277]. На можливість утворення ультрадисперсних аморфізованих структур у верхніх шарах зон фактичного контакту в процесі фретинг-корозії металів указується в роботі [37]. Очевидно, що з підвищенням температури будуть створюватись більш сприятливі умови для утворення аморфних оксидних структур. Підвищенню ефекта аморфізації оксидних плівок можуть сприяти введення в матеріал основи спеціальних склоутворюючих елементів таких як, наприклад Cr [277], лазерне гартування і лазерне легування з метою отримання аморфних поверхневих шарів металу, на яких умови утворення аморфних оксидних плівок більш сприятливі, ніж на кристалічних [277].

4. Принцип мінімалізації напружень в системі метал-оксид.

При формуванні на поверхні металів в процесі окиснення чи трибоокиснення оксидних плівок, крім напружень від контактних навантажень додатково можуть виникати значні напруження, пов'язані з напруженнями

росту оксидних фаз, термічними напруженнями і напруженнями від дії об'ємних навантажень. Такі напруження будуть сприяти утворенню додаткових центрів руйнування і, відповідно, пришвидшенню зношування. У зв'язку з цим, необхідною умовою досягнення високого рівня зносостійкості трибосистеми є забезпечення мінімально можливого рівня додаткових напружень в системі метал-оксид. Однією з умов зменшення напружень росту, виникнення яких в більшості випадків пов'язують з різницею питомих об'ємів оксида і метала, буде умова, яка визначається критерієм Пиллига-Бедворта [174]:

$$K = \frac{M' \rho}{M \rho'} \approx 1,$$

де M і M' - маса в грам еквівалентах відповідно метала і оксида; ρ і ρ' - щільність відповідно метала і оксида.

Термічні напруження, що виникають внаслідок різниці коефіцієнтів термічного розширення метала і оксидних фаз, а також внаслідок перебудови кристалічних ґраток метала чи оксида при алотропічних перетвореннях, що супроводжуються стисненням чи розширенням матеріала. Тому умовою мінімізації термічних напружень буде максимальна близькість коефіцієнтів термічного розширення метала та оксидної фази і відсутність у них в діапазоні робочих температур алотропічних перетворень.

У разі виникнення напружень від дії об'ємних навантажень суттєве значення має знак і характер навантаження. При дії статичних навантажень напруження розтягу можуть частково компенсувати напруження росту при коефіцієнті прирощення об'єму $K > 1$, а напруження стиску при $K < 1$. Найбільш несприятливим циклом з точки зору напружено-деформованого стану системи метал-оксид будуть цикли розтягу-стиску.

Очевидно, що рівень додаткових напружень від дії зазначених факторів в значній мірі буде залежати від морфології і геометричних параметрів захисного оксидного прошарку. В цьому плані формування дискретної структури оксидних плівок оптимальної товщини, площі і розподілу на поверхні контакта може бути більш сприятливою ніж суцільних. Дискретність структури

забезпечує можливість вільної деформації метала і оксида, сприяє більш ефективній дисипації підведеної енергії і релаксації напружень, що, в свою чергу, підвищить стійкість оксидних плівок і ефективність їх захисної дії.

5. Принцип температурної рівномірності і релаксаційної здатності матеріала основи.

Цей принцип передбачає, що для забезпечення цілісності і тривкості на поверхнях контакту захисного оксидного прошарку, в робочому діапазоні температур матеріал основи кожного елемента трибопари повинен зберігати достатньо високий рівень міцності, не допускати суттєвих контактних деформацій від повзучості, проявляти здатність до релаксації динамічних напружень.

Умову збереження цілісності оксидної плівки за критерієм рівномірності можна визначити як критично допустиму для даної системи метал-оксид і температурно-силових умов фретингу деформацію матеріала основи $\Delta_{кр}$, яку витримує когерентно зв'язана з металом оксидна плівка без руйнування. Таку умову можна записати співвідношенням:

$$\Delta = f(P_{кр}; \Pi; \sigma^T; K^{\Pi}) < \Delta_{кр}$$

де: $P_{кр}$ – діючі контактні навантаження; Π – параметр, який враховує вплив шорсткості поверхні на контактну деформацію; σ^T - напруження текучості матеріала при даній температурі; K^{Π} - параметр, який враховує контактну деформацію від повзучості.

Очевидно, що за інших рівних умов температура досягнення критичної деформації $\Delta_{кр}$ буде тим більшою, чим більшою за даної температури буде міцність матеріала основи, менша товщина і більша пластичність оксидної плівки.

Релаксаційні властивості матеріалів залежать від ефективності і кількості джерел, здатних розсіювати підведену механічну енергію, перетворюючи її в тепло. Такими джерелами в кристалічних твердих тілах є елементи легкого переміщення

такі, як дислокації, границі зерен, блоків, двійників, доменів. Їх блокування, наприклад, блокування дислокацій атомами домішок при динамічному деформаційному старінні, знижує здатність матеріала до релаксації пікових напружень. При цьому різко зростає динамічна напруженість поверхонь трибоконтакта, в поверхневому шарі виникають надмірно високі напруження, релаксація яких можлива лише за рахунок утворення крихких (релаксаційних) тріщин або вузлів схоплення [2; 39]. Останній вид релаксації виникає коли температурно-силові умови фрикційної взаємодії не забезпечують швидку регенерацію захисної оксидної плівки і розглядається як одна з різновидностей структурної релаксації, що розвивається на границі поділу твердих фаз.

6. Принцип структурної стабільності

Цей принцип передбачає, на сам перед, відсутність, а у разі неможливості уникнення, незначну швидкоплинність будь-яких процесів перебудови структури, які можуть негативно вплинути на властивості матеріала основи і оксидної фази і викликати пришвидшення їх руйнування. Наприклад, до таких процесів можна віднести коагуляцію під дією високих температур і циклічних навантажень γ' - фази у нікелевих дисперсно-твердіючих жароміцних сплавах [267; 268], з чим пов'язують втрату їх жароміцності і зносостійкості при підвищених температурах. Аналогічний ефект у цих сплавах викликає також зменшення в приповерхневому шарі кількості зміцнюючої γ' - фази в наслідок дифузії легуючих елементів Cr; Al; Ti із Ni основи до поверхні з переходом їх в окалину складного складу [279]. Порушення принципу структурної стабільності, що негативно впливає на зносостійкість, може викликати також наявність у складі матеріала основи компонентів, здатних в результаті реакції твердофазної взаємодії утворювати крихкі інтерметалічні сполуки, або при окисненні утворювати рихлі маломіцні оксиди, такі як, наприклад, WO_3 .

В цілому, подана модель еволюції стану трибосистеми відображає реальний перебіг процесів трансформації структури і механізмів поверхневого руйнування, що відбуваються в трибосистемах за умов високотемпературного фретингу. Визначені на основі поданої моделі принципи забезпечення

зносостійкості дають можливість науково-обґрунтовано вибирати склад і формувати структуру матеріалів з необхідним для заданих температурно-силових умов роботи трибовузлів комплексом фізико-хімічних і механічних властивостей.

5.2 Теоретичне обґрунтування вибору складу компонентів та способу формування структури високотемпературних зносостійких матеріалів

В практиці енергетичного та авіаційного двигунобудування для підвищення зносостійкості деталей гарячої частини, зокрема робочих лопаток турбіни, на сьогодні застосовують спеціальні жаро- і зносостійкі високотемпературні матеріали, які наносять на контактні поверхні методами електроіскрового легування, аргонодугового, мікроплазмового електронпроменевого наплавлення та високотемпературного вакуумного напаявання захисних пластин. Виконані в останні роки дослідження з розробки нового класу таких матеріалів дозволили створити ряд сплавів з високою температурою плавлення, здатних забезпечити тривалий ресурс роботи трибоспряжень при температурах до 1173 К – 1273 К [10; 262]. В основу забезпечення жароміцності і зносостійкості таких сплавів покладено принцип композиційного, каркасного армування відносно пластичної металеві матриці кристалами твердих високомодульних боридних та карбідних фаз, який реалізується в структурі складнолегованих сплавів на основі заліза і кобальту в процесі їх евтектичної кристалізації. Найбільш сприятливим поєднанням властивостей для умов роботи при високих температурах володіють складнолеговані евтектичні сплави ХТН-37, ХТХ-61, ХТН-62 системи Co-NbC та Co – (Ti; Nb)C. Зазначені сплави уже застосовуються на ряді авіаційних газотурбінних двигунів у якості матеріалів для зміцнення і відновлення контактних поверхонь робочих лопаток турбіни методами аргонно-дугового наплавлення і високотемпературного напаявання пластин.

Лабораторні і експлуатаційні випробування показали високу зносостійкість таких сплавів. В умовах фретингу при температурах до 1073 К їх зносостійкість значно перевищує зносостійкість традиційних жароміцних сплавів [10; 262; 280]. Разом з тим, уже зараз, у зв'язку з постійно зростаючими вимогами до збільшення питомої потужності, при створенні ГТД нового покоління ставиться задача подальшого підвищення робочих температур двигунів, що потребує створення зносостійких матеріалів з більш високим температурним діапазоном експлуатації.

Згідно з вище визначеними принципами конструювання матеріалів трибоспряжень, стійких до зношування в умовах високотемпературного фретингу, однією із основних вимог до них є вимога збереження в заданому діапазоні температур високого рівня міцності. Відносно невеликий об'ємний вміст зміцнюючих карбідних фаз в означених вище евтектичних сплавах, який не перевищує 19 об.%, обмежує рівень їх жароміцності та можливість подальшого підвищення діапазона робочих температур. У зв'язку з цим, для розробки матеріалів триботехнічного призначення, здатних забезпечити тривалий ресурс роботи деталей при високих температурах, у роботі визначені наступні напрямки досліджень [281]:

- пошук композиційних систем, здатних утворювати в процесі евтектичної кристалізації із розплава сплави із збільшеним у порівнянні із сплавами системи Co-NbC, Co – (Ti; Nb)C вмістом зміцнюючої карбідної фази;

- створення на основі принципу композиційного зміцнення штучних спечених композиційних псевдосплавів;

- пошук комплексу легуючих елементів, які в результаті селективного окиснення здатні утворювати в області робочих температур ефективні у трибологічному відношенні захисні оксидні плівки.

Ідея, покладена в основу першого напрямку досліджень, полягає в наступному. В евтектичних сплавах зазначених вище систем, зміцнююча фаза кристалізується у вигляді голок, ниткоподібних та дендритних кристалів, які створюють ефект каркасного зміцнення матриці. За характером структури,

розподілом напружень між структурними елементами та механізмом руйнування евтектичні сплави мало відрізняються від волокнистих композиційних матеріалів, отриманих шляхом штучного поєднання зміцнюючих армуючих волокон і матриці [282]. Міцність таких матеріалів підпорядковується правилу адитивності і може бути визначена рівнянням:

$$\sigma_k = V_g \bar{\sigma}_g + V_M \bar{\sigma}_M^T \quad (5.1)$$

де σ_k - міцність композиційного матеріала на розрив; V_g і V_M - об'ємні частки волокон і матриці; $\bar{\sigma}_g$ - середня міцність волокон в композиції; $\bar{\sigma}_M^T$ - середнє напруження текучості в матриці в момент руйнування волокон.

Основне навантаження в композиційних волокнисто-армованих матеріалах несуть волокна. При цьому, як встановлено [282; 283], для таких матеріалів існує верхня і нижня границі об'ємної частки волокон за межами яких міцність композиції може суттєво знижуватись. За малої об'ємної частки волокон у волокнах виникають значні напруження, величина яких може перевищити їх міцність, а при надмірно великому наповненні матриці волокнами різко знижується пластичність і підвищується схильність матеріала до крихкого руйнування.

Для волокнистих композиційних структур з рівномірно розподіленими в пластичній металевій матриці високомодульними волокнами, яким відповідає структура евтектичних сплавів, мінімальну об'ємну частку армуючих волокон, за якої дотримується співвідношення (5.1), можна визначити як:

$$V_{min} = \frac{\sigma_M^B - \bar{\sigma}_M^T}{\bar{\sigma}_g + (\sigma_M^B - \bar{\sigma}_M^T)} \quad (5.2)$$

а критичну об'ємну частку волокон, яку необхідно перевищити для отримання композиції з більшою міцністю ніж міцність матриці як:

$$V_{кр} = \frac{\sigma_M^g - \bar{\sigma}^T}{\bar{\sigma}_g - \bar{\sigma}^T} \quad (5.3)$$

де σ_M^B - границя міцності матриці.

Аналіз співвідношень (5.2) і (5.3) показує, що при незначному деформаційному зміцненні матриці ($\sigma_M^B - \bar{\sigma}_M^T > 0$), мінімальна об'ємна частка волокон наближається до 0 і її величина тим менша, чим вище міцність

волокон. Величина $V_{кр}$ залежить від співвідношення міцності волокон та міцності матриці і за оцінками, наведеними в роботі [282], може наближатись до 50%. При цьому для реалізації основного принципу зміцнення, згідно якого основне навантаження повинні нести волокна, а матриця виконує функцію середовища для передачі на волокна навантажень, необхідно створення такої структури композита, в якій вміст волокон складає 35...50% [282].

Таким чином, можна сказати, що в евтектичних сплавах системи Co-NbC, Co – (Ti; Nb)C, у яких граничний вміст армуючої карбідної фази не перевищує 19 об.%, ефект композиційного зміцнення реалізується не в повній мірі. Подальше збільшення у складі цих сплавів карбідоутворюючих елементів ніобію і вуглецю, по-перше, призводить до значного зростання температури ліквідус і, як наслідок, неможливості повного розплавлення компонентів сплаву. По-друге, у сплавах заевтектичного складу формується структура з небажаними, занадто великими, карбідними кристалами.

Для отримання високотемпературних евтектичних сплавів з підвищеним вмістом зміцнюючої карбідної фази за прототип було взято сплави системи Co-NbC, які, згідно з патентом на корисну модель [284], містять наступні компоненти (% мас): хром (Cr) – 5...25; ніобій (Nb) – 13,5...17; вольфрам (W) – 6...12; алюміній (Al) – 2...3,5; залізо (Fe) – 2...5; вуглець – 1,6...1,9; кобальт (Co) – решта. Поставлена задача досягалась тим, що замість окремо взятих ніобію і вуглецю, які в процесі евтектичної кристалізації в кобальтовій матриці утворюють карбідну фазу NbC, в шихту вводився дрібнозернистий порошок карбіду титану (TiC). Із складу сплаву виключено вольфрам, який в процесі окиснення, утворює рихлу маломіцну оксидну плівку WO₃, [174], що в умовах підвищених температур може мати негативний вплив на зносостійкість. Такий підхід дозволив отримати методом електродугового вакуумного плавлення двухфазні евтектичні сплави на основі твердого розчину Co(Cr; Al; Fe) з вмістом карбідної TiC фази до 30 об.%. Попередні дослідження властивостей сплавів системи Co(Cr; Al; Fe) - TiC, зокрема таких як температура плавлення та жаростійкість, виконані в Інституті Металофізики НАН України, показали, що найбільш сприятливим (у перерахунку на масову частку) є наступне

співвідношення компонентів: Cr – 20...25 % мас; Al – 2...5 % мас; Ti – 15...20 % мас; C – 2...3 % мас; Co – решта. При вмісті хрому менше 20 % мас, алюмінію та заліза менше 2 % мас спостерігається зменшення жаростійкості сплавів. Збільшення вмісту хрому вище 25 % мас, алюмінію і заліза вище 5 % мас, приводить до появи в сплавах легкоплавкої евтектики і, як наслідок, зниження температури їх плавлення.

Принцип створення високотемпературних зносостійких матеріалів, покладений в основу другого напрямку досліджень, ґрунтується на можливості отримання методом порошкової металургії композиційних дисперсно-зміцнених псевдо сплавів(у подальшому порошкові композиційні сплави), в яких тугоплавкі тонкодисперсні включення зміцнюючої фази можуть штучно вводитись в матрицю в готовому стані і практично влюбій потрібній пропорції. Властивості таких матеріалів залежать від властивостей матриці і матеріала наповнювача, кількості, дисперсності та способу введення фази наповнювача в матрицю. Можливість досягнення дисперсно-зміцненими композиційними сплавами високих робочих температур, які можуть складати $0,8 \div 0,95$ від температури плавлення матриці, та значний їх опір повзучості в робочому діапазоні температур пов'язують з ефективним гальмуванням частками зміцнюючої фази внутризеренного переміщення дислокацій і блокуванням зернограничного ковзання, що обумовлює значну перевагу жароміцності таких матеріалів над традиційними жароміцними сплавами [282; 285; 286].

Головним питанням при створенні високотемпературних дисперсно-зміцнених композиційних матеріалів є вибір матеріала матриці і матеріала фази-зміцнювача.

Одною із основних вимог до матеріала матриці є його здатність добре змочувати включення зміцнюючої фази за умови їх слабкої дифузійної та хімічної взаємодії, достатньо висока жароміцність, жаростійкість і температура плавлення. Важливою характеристикою матеріала матриці є також здатність до твердорозчинного зміцнення при легуванні, недифіцитність і технологічність з огляду можливості виготовлення композиту і можливості його подальшого механічного оброблення.

Здатність до змочування і наявність деякої взаємодії на поверхності поділу фаз в композиційних матеріалах необхідна для здійснення між компонентами композиції достатньо міцного зв'язку. При цьому інтенсивність і характер взаємодії матриці і наповнювача в процесі формування матеріала стіканням і в процесі експлуатації при робочих температурах не повинні викликати взаємного розчинення компонентів, а також утворення між ними проміжних крихких фаз, здатних негативно вплинути на механічні властивості композита.

Температура плавлення матеріала матричної фази, як правило, визначає температурні можливості застосування жароміцних сплавів. В загальному випадку, як показують експериментальні дані [267], для різних металів за однакового типу кристалевої ґратки і однакової гомологічній температурі між температурою плавлення і характеристиками жароміцності існує прямо пропорційна залежність: чим вище температура плавлення тим вище їх жароміцність. З температурою плавлення пов'язують також такі важливі для забезпечення жароміцності характеристики, як міцність міжатомних зв'язків, параметри самодифузії, температура початку рекристалізації. Зазвичай, чим вища температура плавлення, тим вища міцність міжатомних зв'язків, вища енергія активації і нижчі за однакових температур коефіцієнти самодифузії та вища температура початку рекристалізації метала.

В табл. 5.1 на основі літературних джерел для групи металів, які найбільш поширено використовуються в якості основи жароміцних сплавів, наведено порівняльні характеристики з температури плавлення, температури початку рекристалізації, енергії активації самодифузії, границі повзучості, робоча температура та співвідношенню робочої температури жароміцних сплавів на їх основі до температури плавлення матричного метала.

Із порівняння наведених в табл. 5.1 даних видно, що для створення високотемпературних жароміцних матеріалів з робочою температурою 1273К та вище найбільші потенційні можливості мають тугоплавкі метали V – і і VI – і груп періодичної системи. Разом з тим, висока температура плавлення цих металів та, в більшості випадків, мала низькотемпературна пластичність

обмежують їх практичне використання за причини низької технологічності. Суттєвим недоліком тугоплавких металів V – і VI – і груп і сплавів на їх основі є, також, висока здатність до окиснення і низька жаростійкість, які помітно проявляються уже при температурах значно нижчих за 1273 К.

Другу за рівнем жароміцності групу металів складають нікель і кобальт. Не зважаючи на значно меншу температуру плавлення і малу різницю енергії активації самодифузії у порівнянні з титаном і залізом, жароміцні сплави на основі нікеля і кобальта мають високе співвідношення робочої температури до температури плавлення метала основи. Крім того, нікель і кобальт мають достатньо високу пластичність і технологічність, а сплави на їх основі вигідно відрізняються за жаростійкістю від сплавів на основі титана, заліза та сплавів на основі тугоплавких металів.

Вдале поєднання зазначених властивостей із здатністю нікеля і кобальта до твердорозчинного та десперстного зміцнення обумовило те, що саме на їх основі розроблена велика кількість сучасних жароміцних і жаростійких сплавів [267; 268; 286] і на сьогодні вони продовжують розглядатись як основа для створення високотемпературних суперсплавів для деталей гарячої частини ГТД.

Таблиця 5.1

Порівняльна характеристика металів та жароміцних сплавів на їх основі

№ пор.	Метал – основа жаро – міцних сплавів	Температура плавлення $T_{п.м}^{\circ} \text{К}$	Температура початку рекристалізації $T_{р.}^{\circ} \text{К}$	Енергія активації самодифузії $Q \text{ кдж/г} \cdot \text{атом}$	Границя повзучості при 1273°К , $\sigma_{1/24}^*$, МПа	Робочі температури сплавів, $T_{роб}^{\circ} \text{К}$	$T_{роб. сплав} / T_{п.м.}$
1.	Титан	1943	500	α – титан 418	0,14	723 - 823	0,37 – 0,42
2.	Залізо	1812	450	α – залізо 417	0,7	Феритні сталі 823 - 923	0,45 – 0,51
						Аустенітні сталі 923 - 1123	0,51 - 0,62
3.	Кобальт	1768	900 – 1000	423	1,1	1073 – 1223	0,60 – 0,69
4.	Нікель	1728	640	424	0,35	1123 – 1303	0,65 – 0,75
5.	Ванадій	2173	700 – 800	514	0,35	923 – 1373	0,42 – 0,63
6.	Хром	2148		398	3,2 – 4,7	973 – 1423	0,45 – 0,66
7.	Ніобій	2741	930 – 940	722	4,3	1373 – 1573	0,50 – 0,58
8.	Молибден	2898	900	660	4,7 – 6,0	1473 – 1723	0,47 – 0,59

9.	Тантал	3273	1200 – 12300	781	4,7 – 6,0	1573 – 1973	0,48 – 0,59
10.	Вольфрам	3653	1200	845	9,5	1923 - 2473	0,59 – 0,68

* При випробуванні на стиснення з досягненням деформації 1% за 24 год.

Вимоги до фази-зміцнювача визначаються загальними вимогами, що ставляться до зміцнюючих фаз дисперснозміцнених жароміцних матеріалів, а саме: матеріал зміцнюючої фази повинен мати високу твердість, жаростійкість, термодинамічну стабільність і інертність до матеріала матриці у всьому діапазоні робочих температур. Крім того, матеріал зміцнюючої фази при низькій швидкості взаємної дифузії компонентів з матрицею і малій їх взаємній розчинності, повинен мати з матеріалом матриці достатньо високу для утворення стійкого фізичного зв'язку спорідненість, яку можна оцінити величиною краевого кута змочуваності. Важливими критеріями вибору матеріала зміцнюючої фази є також недифіцитність і можливість промислового отримання їх порошку з широким діапазоном дисперсності. Таким вимогам можуть відповідати цілий ряд тугоплавких сполук перехідних металів, серед яких за комплексом необхідних властивостей вигідно виділяється карбід титана TiC (табл. 5. 2).

Карбід титана є однією із найбільш тугоплавких сполук, має високу мікротвердість, достатньо жаростійкий і характеризується одним із найбільш низьких кутів змочуваності в розплавах нікеля і кобальта. Сучасні методи виробництва дозволяють отримати порошки карбіду титану дисперсністю до 3 мкм, повністю відділити його від вільного вуглицю чим забезпечуються високі і стабільні характеристики матеріала [287]. Відсутність надлишку вільного вуглицю одночасно дає можливість запобігти утворенню в композиційному матеріалі небажаних сполук, зокрема, легкоплавких евтектик TiC з хромом.

Таблиця 5.2

Порівняльні характеристики деяких тугоплавких сполук

№ п/п	Сполука	Прирощення маси, мг/см ² (за умов окиснення T = 1273 K)	Максимальна температура стійкого стану, T K	Крайовий кут змочуваності розплавом кобальту/нікелю, θ°	Мікротвердість МПа, x10 ³
1	Cr ₃ C ₂	0	1895	-/0	18
2	Cr ₇ C ₃	69,7	1782	0/-	18,8
3	Cr ₂₃ C ₆	0	1518	-/-	16,6
4	NbC	11,7	3613	0/0	До 26,2

5	TaC	39,4	3985	0/0	До 23,8
6	TiC	1,5	3257	16/0 – в аргоні	До 31,7
7	W ₂ B ₅	2,5	2370	97/84	26,6
8	TiB ₂	12	2790	25/64	33,7
9	CrB	0,55	2100	-/-	13
10	Mo ₂ B ₅	1,5	2200	85/75	23,5
11	TiN	25	2950	84 – 100/70	До 20

Таким чином, для створення високотемпературних зносостійких порошкових композиційних сплавів в якості матеріала матриці і матеріала зміцнюючої фази в найбільшій мірі необхідним вимогам задовольняють відповідно кобальт і нікель та карбід титану. Враховуючи вище визначений для системи Co – TiC комплекс легуючих елементів у складі Cr, Al, Fe а також те, що ці елементи також входять до складу багатьох жароміцних нікелевих сплавів як ефективні зміцнюючі домішки [267, 268], композиційні системи Co (Cr; Al; Fe) – TiC і Ni (Cr; Al; Fe) – TiC можуть представляти найбільший інтерес для застосування в якості високотемпературних зносостійких матеріалів.

5.3 Термодинамічний аналіз композиційних матеріалів систем Co (Cr; Al; Fe) – TiC, Ni (Cr; Al; Fe) – TiC.

Як витікає із розглянутої вище фізичної моделі еволюції стану трибосистеми, важливу роль в забезпеченні стійкості трибоспрямижень до зношування в умовах високотемпературного фретингу в окислюючому середовищі відіграє здатність матеріалів трибопари утворювати на робочих поверхнях захисні оксидні плівки, а також відсутність у складних системах реакцій взаємодії між компонентами, яке може викликати негативні зміни властивостей матеріалу основи і поверхневих захисних оксидних структур.

Задача прогнозування процесів високотемпературного окиснення і твердофазної взаємодії компонентів в досліджуваних системах вирішувалась за допомогою термодинамічного аналізу реакцій окиснення матеріалу матриці, легуючих елементів та матеріалу зміцнюючої карбідної фази, які входять до складу композиції, при їх взаємодії з робочим середовищем і між собою [288].

Методи термодинамічного аналізу широко використовуються для прогнозування утворення шпінерей [289], а також утворення оксидних фаз в процесах трибоокиснення [290]. В основу термодинамічного аналізу покладено принцип мінімуму вільної енергії системи, що перебуває у рівновазі. Такий підхід дозволяє при відомому складі композиції, фіксованих значеннях тиску і температури визначити якісний і кількісний склад компонентів рівноважної системи. За результатами термодинамічного аналізу можна моделювати різні процеси в складних системах, в тому числі, прогнозувати утворення оптимальних за складом оксидних плівок і проводити оцінку триботехнічних властивостей матеріалів [290].

Методика термодинамічного розрахунку взаємодії компонентів в складних гетерогенних системах передбачає, що суміш індивідуальних речовин, що входять до складу системи, за фіксованих зовнішніх умов (температури, тиску, тощо) прагне до досягнення хімічної рівноваги. При цьому відбуваються якісні та кількісні зміни складу суміші, фазові перетворення і, як наслідок, зміни термодинамічних характеристик системи. Такі зміни описуються рівнянням другого закону термодинаміки:

$$\Delta G^{\circ}(T) = \Delta H^{\circ}(T) - T\Delta S^{\circ}(T)$$

де $\Delta G^{\circ}(T)$ – зміна енергії Гіббса; $\Delta H^{\circ}(T)$ - зміна ентальпії; $\Delta S^{\circ}(T)$ - зміна ентропії при температурі T і тиску $P = 1$ атм.

Для ізольованих обернених систем критерієм рівноваги є мінімальне значення енергії Гіббса або максимальне значення ентропії. За фіксованих значеннях T і P ця умова забезпечується зміною якісного та кількісного хімічного складу системи за рахунок хімічних процесів, що відбуваються між її компонентами. Термодинамічний розрахунок системи в даному випадку полягає в знаходженні такого концентраційного вмісту компонентів, що приймають участь в реакціях хімічної взаємодії у системі, який би за заданого складу вихідної суміші, параметрів температури і тиску забезпечив мінімальне значення енергії Гіббса або максимальне значення ентропії системи. При цьому можуть розглядатись тільки закриті системи, які не обмінюються з

навколишнім середовищем речовинами, а обмін роботою і теплом не виключається.

Для виконання термодинамічного аналізу взаємодії компонентів систем Co (Cr; Al; Fe) – TiC, Ni (Cr; Al; Fe) – TiC з окиснюючим середовищем – (повітрям), відповідні розрахунки проводили з використанням спеціально-розробленої для зазначених цілей комп'ютерної програми “АСТРА” [291]. Програма дозволяє розраховувати термодинамічні характеристики рівноваги складних систем, які вміщують до десяти хімічних елементів, а у вихідний склад можна включати до двадцяти простих речовин. В процесі роботи з програмою до бази даних були внесені необхідні термодинамічні властивості індивідуальних речовин і сполук.

Повітря, як окиснюоче середовище, являє собою суміш таких основних газів, як азот, кисень, аргон серед яких найбільш активним реагуючим елементом є кисень. Для встановлення термодинамічної вірогідності утворення можливих оксидних фаз при взаємодії елементів систем Co (Cr; Al; Fe) – TiC, Ni (Cr; Al; Fe) – TiC з киснем, на першому етапі проводився аналіз відповідних подвійних і потрійних діаграм стану Me –O₂; Me - Me –O₂. На основі такого аналізу визначено перелік простих і складних оксидів, які з найбільшою вірогідністю можуть бути продуктами реакції елементів досліджуваних систем з киснем. Враховувалась також можливість утворення нітридів при взаємодії елементів систем з повітрям і сполук елементів систем з сіркою, яка міститься в продуктах згорання авіаційного керосину і також може виконувати роль активного реагуючого елемента. Дані аналізу представлені у табл. 5.3.

Таблиця 5.3

Перелік можливих продуктів реакції елементів системи Co (Cr; Al; Fe) – TiC, Ni (Cr; Al; Fe) – TiC з активними компонентами робочого середовища

Елементи системи						
Co	Ni	Cr	Al	Fe	Ti	C
Оксиди						
CoO	NiO	Cr ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	FeO	TiO	CO
Co ₂ O ₃	Ni ₃ O ₄	CrO		FeO ₂	TiO ₂	Co ₂
Co ₃ O ₄		CrO ₃		Fe ₂ O ₃	Ti ₂ O ₃	

		Cr ₃ O ₈		Fe ₃ O ₄		
		Cr ₂ O ₅				
Складні оксиди (шпінелі)						
CoAl ₂ O ₄	NiCr ₂ O ₄	Cr ₂ Fe ₂ O ₆	Al ₂ FeO ₆	FeAl ₂ O ₄	Al ₂ TiO ₂	
CoFeO ₂	NiAl ₂ O ₄	CrAl ₂ O ₄	Al ₂ (CrO ₄) ₃			
CoFe ₂ O ₄		Cr ₂ FeO ₄				
Нітриди						
	Co ₂ N	CrN	AlN	Fe ₂ N	TiN	
	Co ₃ N	Cr ₂ N		Fe ₄ N		
Сполуки з сіркою						
Co ₃ S ₄	Ni ₃ S ₂	CrS		FeS		
Co ₂ S ₃				FeS ₂		
CoS ₂				Fe ₂ S		

Легування кобальту залізом в кількості до 3% ат. дозволяє дещо знизити температуру поліморфного $\alpha \rightleftharpoons \varepsilon$ перетворення кобальту, що розширяє діапазон існування кубічної кристалічної ґратки кобальту і може сприяти зниженню негативного впливу поліморфного $\alpha \rightleftharpoons \varepsilon$ перетворення на жароміцність [267]. Утворення в системі Co – Fe інтерметалідної фази FeCo спостерігається при значно вищих концентраціях заліза. Алюміній при концентраціях 3 – 4 % мас. дає позитивний вплив на жаростійкість кобальтової матриці, але при перевищенні його вмісту понад 6%мас. викликає окрихчування сплаву, що особливо проявляється при високому вмісті хрому. За меншої концентрації алюмінію інтерметалідні фази в системі Co – Al не утворюються.

При температурах, близьких до робочих температур для жароміцних нікелевих сплавів, нікель з залізом утворює безперервні тверді розчини, а Cr і Al розчиняються в нікелі відповідно у кількості 41%мас. і 7%мас. [267]. За таких умов серед існуючих між елементами системи Ni (Cr; Al; Fe) – TiC інтерметалідних сполук Ni₃Al і Ni₃Cr з найбільшою імовірністю можна очікувати утворення Ni₃Al (γ' -фаза).

Жароміцні нікелеві сплави з високим вмістом алюмінія (6,5...7%) володіють достатньо високою жаростійкістю і завдяки великому вмісту γ' -фаза відрізняються високою жароміцністю, але низькою пластичністю. Тому вміст алюмінію в жароміцних нікелевих сплавах обирають з урахуванням можливості отримання оптимальних властивостей для конкретних температурних умов експлуатації.

Враховуючи , що основним за вмістом легуючим елементом в досліджуваних системах є хром, а вміст зміцнюючої TiC фази може зміцнюватись в певних межах, в подальшому термодинамічний аналіз виконувався для сумішів індивідуальних речовин з різним вмістом хрому, TiC і однаковим вмістом алюмінію і заліза. Хімічний склад досліджуваних сумішей наведено у табл. 5.4.

Склад досліджуваних сумішей

№ пор.	Склад суміші, % мас.				
	Co/Ni	Cr	Fe	Al	TiC
1	55,6	16,6	2,9	2,9	19,0
2	46	19,2	2,9	2,9	29,0
3	44	15	2,3	2,3	36,0
4	40	13	2	2	43,0
5	35,6	11	1,7	1,7	50,0
6	49,8	9,6	2,3	2,3	36,0
7	37	22,4	2,3	2,3	36,0
8	35	28,8	2,3	2,3	36,0

Суміші 1 – 5 мають однаковий склад матриці (Co/Ni = 65 – 68 % мас., Cr = 21 – 24 % мас., Al = 3,6 – 4 % мас., Fe = 3,1 – 3,5 % мас.), але різний об'ємний вміст карбиду титану (відповідно 30; 40; 50; 60 та 70 % об.). Суміші 6 – 8 мають однаковий вміст карбиду титану (50 % об.), але різний вміст хрому (відповідно 15 % мас., 35 % мас. та 45 % мас.).

Температурний діапазон для проведення термодинамічного аналізу визначався з урахуванням найнижчих і можливих найвищих температур газу на вході в турбіну авіаційного ГТД і становив 923 К – 1373 К. У всіх розрахунках склад повітря приймається наступним: азот 75,5 % мас., кисень – 23,1 % мас., аргон – 1,29 % мас., а співвідношення компонентів суміші до повітря (у масових частках): $\alpha = 9:1$; $\beta = 1:1$; $\gamma = 1:2$. Такий підхід дає можливість простежити процеси окислення за нестачі і надлишку кисню, що можливо у разі його взаємодії з поверхнею контакту (надлишок кисню) і з глибинними шарами матеріалу (недостача кисню), коли доставка кисню лімітується дифузією. Розрахунки виконувались за тиску повітря 0,1 МПа, що відповідає атмосферному, а також 1 МПа та 3 МПа, що відповідає тиску газу на різних ступенях турбіни ГТД.

Результати розрахунку термодинамічних характеристик і їх аналіз показали, що у разі недостачі повітря кобальт в досліджуваному діапазоні температур не окиснюється, що зумовлено вибіркоким окисненням менш благородних металів. Подальше зростання кількості повітря сприяє утворенню рівноважного для високих температур оксиду CoO . Однак за високого вмісту карбіду титану (композиції 4 і 5) і температури 1373 К спостерігається утворення в незначній кількості нерівноважних оксидів Co_3O_4 і Co_2O_3 , особливо при надлишку повітря. Такий результат можна пояснити перенасиченням киснем реагуючого середовища через повільне окиснення карбіду титану, а також тим, що TiC займає значну площу поверхні в композиції при його вмісті понад 43 % мас. (60 % за об'ємом). Оксиди Co_3O_4 і Co_2O_3 можуть переходити один в один, а присутність у складі продуктів окиснення Co оксиду CoO може свідчити про те, що Co_3O_4 і Co_2O_3 утворюються як результат подальшого окиснення CoO . Маючи більший коефіцієнт прирощення об'єму, ніж CoO [174], оксиди Co_3O_4 і Co_2O_3 будуть спричиняти виникнення в оксидній плівці додаткових напружень.

Таким чином, можна простежити деякий негативний вплив збільшеного вмісту карбіду титану в композиції на процес формування оксидних плівок при окисненні кобальта та, як наслідок, на зносостійкість композиції в умовах високотемпературного фретингу при температурах близьких до 1373 К. Зазначені вище фазові переходи майже відсутні при температурах 923 К і нижче через припинення утворення оксиду CoO , а при температурах нижче 523 К і оксиду Co_3O_4 . Відповідно слід очікувати і зменшення негативного впливу таких переходів на властивості захисних оксидних шарів, а отже і зносостійкість.

Окиснення хрому починається разом з окисненням алюмінію і завершується утворенням термодинамічно стійкої сполуки Cr_2O_3 . Причому, такий характер хімічної взаємодії хрому з киснем спостерігається як при надлишку, так і при недостачі кисню. За високих температур (1373 К) і надлишку повітря починається також утворення леткого оксиду CrO_3 , що може

свідчити про частковий розпад за таких умов оксиду Cr_2O_3 . Газоподібний стан триокису хрому призводить до збіднення поверхні композиту хромом, порушенню термодинамічної рівноваги, утворення поруватості оксидних шарів. Як наслідок, за таких умов можна очікувати більш інтенсивного руйнування захисної оксидної плівки. Розрахункові залежності молярного вмісту оксидів хрому Cr_2O_3 і CrO_3 від масової частки в суміші компонентів матричної фази хрому при окисленні за температури 1323 К і тиску повітря 0,1 МПа приведено на рис. 5.4 а, б.

Як видно із рис. 5.4 б, при вмісті хрому в матриці понад 25 % мас. утворення леткого оксиду CrO_3 помітно зростає, що може негативно вплинути на стійкість до руйнування оксидної плівки і, в цілому, на зносостійкість спеченого композиційного матеріалу. Причому, за концентрацій хрому вище 25 % мас. прирощення кількості оксиду CrO_3 відбувається значно інтенсивніше, ніж прирощення кількості хрому в матриці.

У зв'язку з цим, утворення газоподібної фази слід не допускати, або мінімізувати її кількість. Для чого максимальний вміст хрому необхідно обмежити на рівні 25% мас.

При тиску повітря в 1 МПа утворення триокису хрому значно зменшується, а при подальшому збільшенні тиску до 3 МПа майже повністю припиняється, що видно із графіка, наведеного на рис. 5.5. Причому, така закономірність характерна для всіх досліджуваних композицій і може бути пояснена тим, що за таких умов тиск повітря значно перевищує парціальний тиск CrO_3 . Високий вміст хрому (понад 25% мас.) суттєво знижує в продуктах окиснення кількість інших, більш м'яких оксидів [268], що може призводити до утворення надто крихких оксидних шарів і доповнювати ефект зниження їх стійкості до руйнування за рахунок утворення газоподібної фази CrO_3 .

Окиснення алюмінію відбувається у всіх варіантах досліджуваних композицій уже на початковому етапі і протікає повністю навіть за недостатньої кількості повітря. Окислення інших елементів, за таких умов, слабо виражене або практично відсутнє. Такий результат можна пояснити тим,

що алюміній в досліджуваних сумішах елементів, є найменш благородним і найбільш спорідненим до кисню металом. При окисненні алюміній утворює стабільний оксид Al_2O_3 , який (враховуючи малий вміст алюмінію) вирогідно буде утворювати не суцільний оксидний шар, а розташовуватись на поверхні у вигляді окремих дрібнодисперсних кристалів. Кристали оксиду Al_2O_3 , в свою чергу, при подальшому окисненні композиційного матеріалу, можуть слугувати центрами кристалізації оксидів хрому і подрібнювати їх мікроструктуру, що сприятиме підвищенню їх щільності і міцності зчеплення з основою.

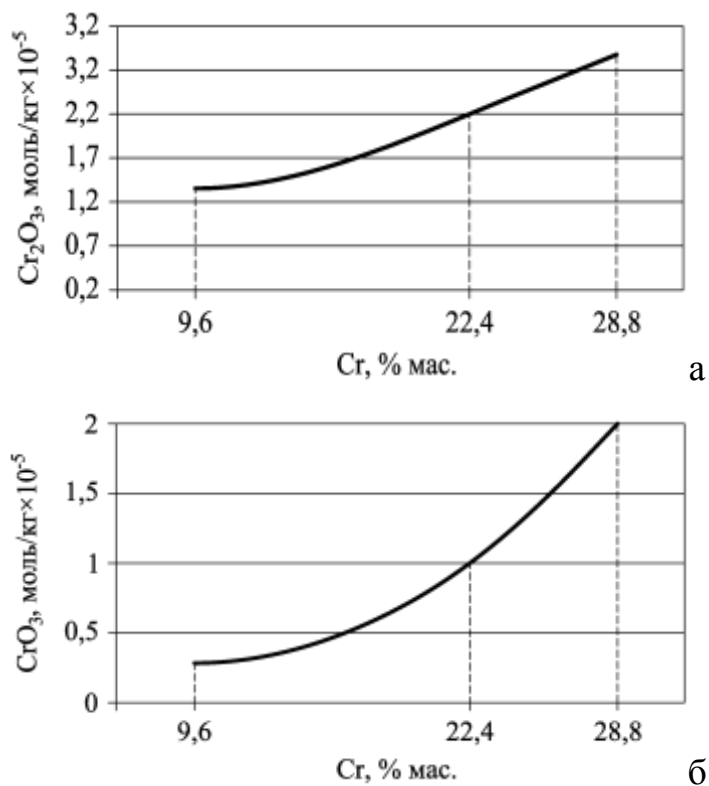


Рис. 5.4. Залежність молярного вмісту оксидів Cr_2O_3 (а) і CrO_3 (б) від концентрації в матричній фазі хрому при окисненні за температури 1323К і тиску повітря 0,1 МПа

Залізо при взаємодії з киснем утворює послідовний ряд оксидів FeO ; Fe_3O_4 ; Fe_2O_3 . За результатами термодинамічного аналізу в досліджуваному діапазоні температур можливе утворення всіх перерахованих оксидів з найбільшою ймовірністю існування FeO і Fe_2O_3 . Оскільки низьке тертя і мінімальну інтенсивність зношування сплавів на основі заліза в умовах

фретинг-корозії, пов'язують із формуванням на поверхні трибоконтакту оксиду Fe_3O_4 , а присутність FeO вважається негативною [39] та враховуючи, що легування кобальта залізом в кількості до 3 % мас. знижує температуру $\alpha \rightleftharpoons \varepsilon$ перетворення кобальта і може позитивно впливати на жаростійкість, вводити залізо в композицію понад зазначену кількість недоцільно.

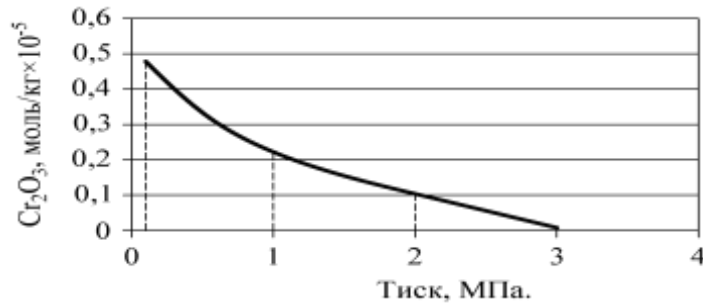


Рис. 5.5. Залежність молярного вмісту оксиду Cr_2O_3 від тиску повітря за температури 1323К

Окиснення зміцнюючої фази досліджуваних композиційних сумішей – карбіду титана починається уже за температури 923 К і супроводжується утворенням оксиду TiO_2 та виділенням газоподібної фази у складі Co і Co_2 . Причому, за низького вмісту кисню одночасно може виділятися і чистий вуглець. Його взаємодія з іншими елементами системи, зокрема, утворення карбідів, термодинамічним аналізом не встановлено. Виділення вуглекислого газу з твердих продуктів реакції сприяє зменшенню кількості вуглецю, що в свою чергу, стабілізує рутил і зменшує кількість анастазу [292]. У результаті утворюється стабільна форма діоксиду титана, що буде забезпечувати формування більш щільного оксидного шару, який здатен ефективно захищати від подальшої дифузії кисню як в карбідну, так і в матричну фази.

Збільшення об'ємного співвідношення компонентів композиційної суміші в бік карбідної фази призводить до збільшення вмісту TiO_2 в продуктах взаємодії TiC з повітрям. Причому, вміст TiO_2 збільшується більш інтенсивно, ніж вміст TiC в композиції, особливо у разі окиснення при недостатці повітря (рис. 5.6 а).

Такий результат можна пояснити тим, що у композиціях з великим вмістом TiC суттєво зростає доля карбідної фази, яка приймає участь в процесі окиснення, зменшується доля матричної фази і, відповідно, вміст оксидів елементів, що входять до її складу, зокрема, оксиду хрому Cr_2O_3 . При однаковому об'ємному вмісті в суміші карбідної фази, вміст TiO_2 в продуктах взаємодії з повітрям із збільшенням вмісту в матриці хрому знижується. Причому, за недостатці повітря це зниження значно інтенсивніше ніж за надлишку повітря (рис. 5.6 б)

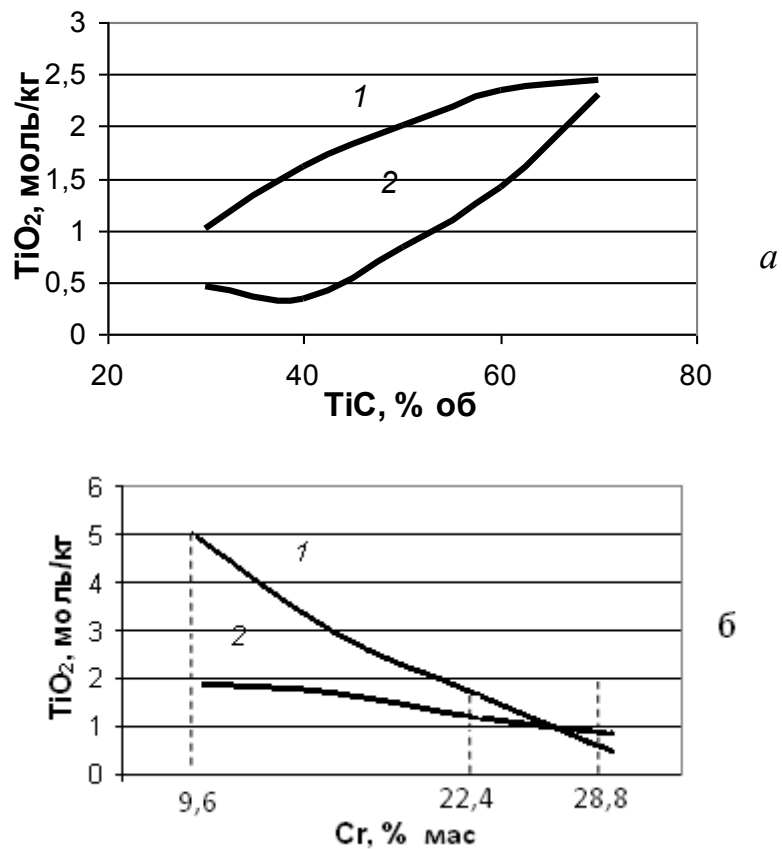


Рис. 5.6. Молярний вмісту оксиду TiO_2 в продуктах окиснення: а – залежно від об'ємного вмісту TiC; б - залежно від масового вмісту Cr в матриці ($T=1373\text{K}$; 1 – при надлишку повітря; 2 – при недостатці повітря).

Термодинамічні розрахунки, виконані для суміші індивідуальних речовин системи Ni (Cr; Al; Fe) – TiC, дають можливість спрогнозувати утворення складовими системи за аналогічних умов окиснення оксидів NiO; NiTiO_3 ; NiCr_2O_4 ; Al_2O_3 ; FeO; FeO_3 ; TiO_2 . За даними рентгеноструктурного аналізу основними

складовим окалини, що утворилась після окиснення порошкового сплаву на нікелевій основі Ni (Cr; Al; Fe) – 40 % об. TiC при температурі 1373 К протягом 50 год. були рутил TiO₂, нікель-титановий оксид NiTiO₃, нікель-хромовий оксид NiCr₂O₄ і вюстит NiO.

5.4 Дослідження впливу структурно-фазового складу та температури на зносостійкість композиційних евтектичних і порошкових матрично-наповнених сплавів систем Co (Cr; Al; Fe)-TiC, Ni(Cr; Al; Fe), ЖС32-TiC в умовах фретингу

З урахуванням вище викладених підходів до вибору складу компонентів і способу формування структури високотемпературних зносостійких сплавів для дослідження зносостійкості було виготовлено евтектичний сплав системи Co (Cr; Al; Fe)-TiC, та порошкові композиційні сплави системи Co(Cr; Al; Fe)-TiC і Ni(Cr; Al; Fe)-TiC з різним об'ємним вмістом зміцнюючої карбідної TiC-фази. Матрична фаза кожного сплаву містить 20%мас. Cr, 3%мас. Al і 3%мас. Fe. Крім того, досліджувались також порошкові композиційні сплави системи ЖС32-TiC для отримання яких в якості матричної фази застосовувався порошок жароміцного дисперсно-твердіючого нікелевого сплаву ЖС32-ВИ. Як базовий варіант для порівняння слугував евтектичний сплав ХТН-Л системи Co-NbC. Склад досліджуваних матеріалів наведено в табл. 5.5.

Евтектичні сплави ХТН-Л і ЕК-30 виготовлялись методом електродугового плавлення в керамічних тиглях в атмосфері аргону з використанням вольфрамового плавильного електрода. Для досягнення рівномірного розподілу компонентів у сплавах проводилось чотириразове переплавлення відливків. Склад евтектичного сплаву ЕК-30 обрано із міркувань отримання під час евтектичної кристалізації максимального можливого вмісту карбідної фази та запобігання росту надмірно великих карбідних кристалів, що, характерно для сплавів за евтектичного складу.

Склад досліджуваних композиційних матеріалів

№ пор	Марка матеріалу	Склад компонентів, % об.				Тип матеріалу
		Co, легов.	Ni, легов.	NbC	TiC	
1.	ХТН-Л	81,0	-	19,0	-	евтектичний, системи Co(Cr; Al; Fe)- NbC
2.	ЕК-30	70,0	-	-	30,0	евтектичний, системи Co(Cr; Al; Fe)- TiC
3.	ПК-30	70,0	-	-	30,0	порошковий, системи Co(Cr; Al; Fe)- TiC
4.	ПК-40	60,0	-	-	40,0	-
5.	ПК-50	50,0	-	-	50,0	-
6.	ПК-60	40,0	-	-	60,0	-
7.	ПН-30	-	70,0	-	30,0	порошковий, системи Ni(Cr; Al; Fe)-TiC
8.	ПН-40	-	60,0	-	40,0	-
9.	ПН-50	-	50,0	-	50,0	-
10.	ПН-60	-	40,0	-	60,0	-
11.	ЖС32-30				30,0	порошковий дисперсно-тврдючий Ni-сплав ЖС32-TiC
12.	ЖС32-40				40,0	-
13.	ЖС32-50				50,0	-

Порошкові композиційні сплави виготовляли методом гарячого ізостатичного пресування порошкових сумішей відповідного складу, отриманих змішуванням у планетарному млині порошоків основного металу матричної фази, порошоків легуючих елементів і карбідної фази. Режими гарячого пресування обирались за результатами досліджень впливу температури, тиску, тривалості витримки пресування на пористість отриманих пресовок.

Випробування на зношування проводились за методикою, описаною у розділі 2.1, а їх основні результати опубліковано в працях [293-301]. На першому етапі досліджували вплив пористості та вмісту зміцнюючої карбідної фази на зносостійкість композиційних порошкових сплавів.

Дослідження з визначення впливу пористості проводились на зразках із сплавів ПК-30 і ПК-50, які мали різну пористість. Значення пористості сплавів і

результати виробувань з визначення їх зносостійкості наведено у табл. 5.6 та на рис.5.7.

Аналіз отриманих результатів показує, що за загальної тенденції до втрати зносостійкості із підвищенням пористості, найбільш значне зниження зносостійкості проявляють зразки із спечених порошкових пресовок з пористістю понад 10%.

Таблиця 5.6

Пористість і інтенсивність зношування композиційних порошкових сплавів ПК-30, ПК-50 системи Co(Cr, Al, Fe)-TiC

№ пор	Марка сплаву	Пористість, %	Інтенсивність зношування, I_h
1.	ПК-30	3,2	$1,7 \times 10^{-8}$
2.	ПК-30	25,0	$6,0 \times 10^{-8}$
3.	ПК-50	3,1	$1,3 \times 10^{-8}$
4.	ПК-50	10,4	$1,5 \times 10^{-8}$
5.	ПК-50	28,0	$5,0 \times 10^{-8}$

* Умови віброконтактного навантаження: $A=200\text{мкм}$, $P=30\text{МПа}$, $\nu=30\text{Гц}$, $T=293\text{К}$, $N=2 \cdot 10^6$ цикл. Пари одноіменні.

Так, за прийнятих умов фретингу, приріст інтенсивності зношування високопористих зразків сплаву ПК-50 на одиницю приросту пористості майже на порядок вищий ніж у низькопористих зразків з пористістю меншою за 10% (рис. 5. 7).

Дослідження структури високопористих сплавів показали, що пористість виникає, в основному, в районі локального скупчення зерен карбідної фази, між якими практично відсутня матрична фаза (рис. 5.8). Пори і скупчення кристалів карбідної фази можна розглядати як дефекти структури з пониженою міцністю і релаксаційною здатністю, в яких порушується один із основних принципів дисперсійного зміцнення композиційних матеріалів. Згідно цього принципа максимальна ефективність перерозподілу напружень між компонентами структури та, відповідно, найбільший ефект зміцнення

досягається при певному, оптимальному для даної композиції, співвідношенні розмірів частинок зміцнюючої фази і середньої відстані між ними [282; 302]. Крім того, кожен окремо взяту пору можна також розглядати як несучільність, яка знижує ефективну площу перерізу матеріала і створює додаткову концентрацію напружень.

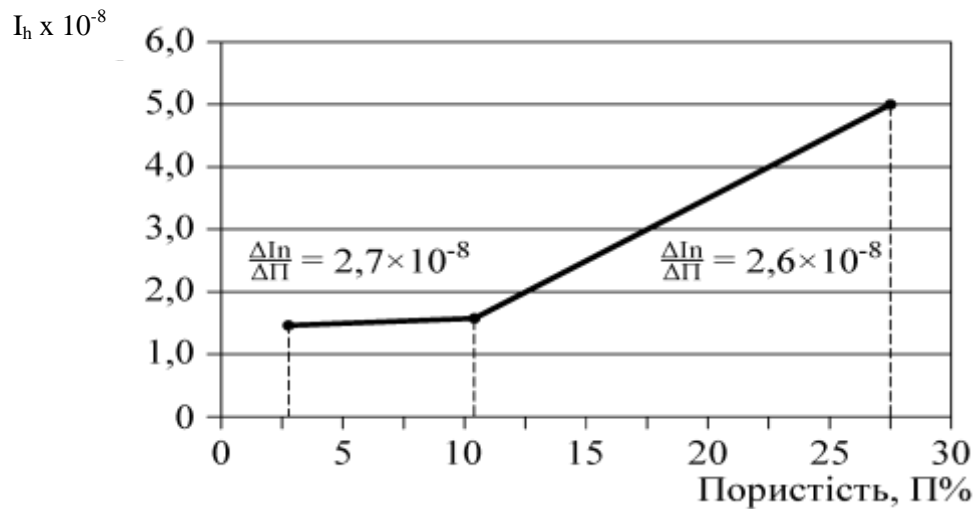
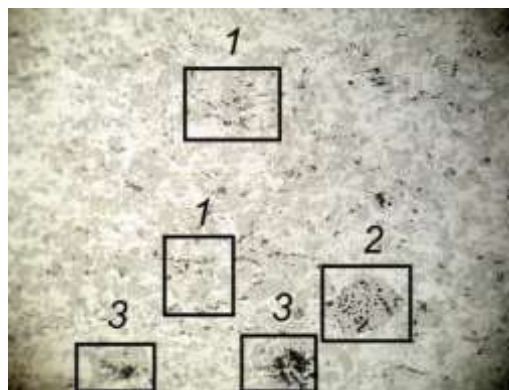


Рис. 5.7 – Графік залежності інтенсивності зношування композиційних порошкових сплавів ПК-50 системи Co(Cr, Al, Fe)-TiC від пористості. Умови відро контактного навантаження: $A=200\text{мкм}$, $P=30\text{МПа}$, $\nu=30\text{Гц}$, $T=293\text{К}$, $N=2 \cdot 10^6$ цикл. Пари одноіменні.



a

Рис. 5.8 – Мікроструктура композиційного порошкового сплаву ПК-50 системи Co (Cr; Al; Fe) – TiC (28% пористості): 1; 2; 3 (*a*) – зони скупчення кристалів карбідної фази (x 300).

Якщо пори представити у вигляді круглих отворів, розташованих в пластині, що піддається дії рівномірних напружень розтягу, а відстань між парами є такою, що виключає взаємний вплив полів напружень, які виникають біля сусідніх пор (рис. 5.9а), то із умови рівноваги напружень, що діють в елементарному об'ємі матеріала (умова рівноваги напружень) і умови збереження пружної суцільності всього об'єму тіла (умова суцільності деформації), розподіл напружень в районі пори можна з деяким наближенням визначити співвідношеннями, отриманими для нескінченної пластини з центральним отвором при деформації в умовах площинного напруженого стану. В циліндричній системі координат для даного випадку рівняння напруження має наступний вигляд [303]:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{\theta\theta} &= \partial^2 \Phi / \partial r^2 \\ \sigma_{rr} &= \left(\frac{1}{r} \right) \partial \Phi / \partial r + \left(\frac{1}{r^2} \right) \partial^2 \Phi / \partial \theta^2 \\ \sigma_{r\theta} &= \partial / \partial r \left(\frac{1}{r} \frac{\partial \Phi}{\partial \theta} \right) = \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 \Phi}{\partial \theta^2} - \frac{1}{r} \frac{\partial^2 \Phi}{\partial r \partial \theta} \end{aligned} \right\} \quad (5.4)$$

де $\sigma_{\theta\theta}$ – тангенціальне напруження розтягу; σ_{rr} – радіальне напруження розтягу; $\sigma_{r\theta}$ – напруження зсуву; Φ – функція напружень; r і θ – полярні координати.

Знаходження функції напружень Φ , яка задовольняє умові суцільності деформації і граничним умовам для зовнішньої границі і поверхні отвору, коли зовнішні сили рівні нулю, для нескінченної пластини дає наступний вигляд:

$$\Phi = \left(-\frac{\sigma}{4} r^2 - \frac{a^4}{4} \frac{\sigma}{r^2} + \frac{a^2}{2} \sigma \right) \cdot \cos 2\theta, \quad (5.5)$$

Рішення рівнянь (5.4) з урахуванням виразу для функції напружень (5.5) та їх аналіз показує, що в результаті перерозподілу напружень в області отвору

найбільшої величини набувають тангенціальні напруження $\sigma_{\theta\theta}$, максимальне значення яких досягається в точках $\theta = \pi/2$ та $3\pi/2$ при $r = d$ і становить 3σ .

При $r \rightarrow \infty$ тангенціальне напруження $\sigma_{\theta\theta}$ стає рівним прикладеному напруженню розтягу. Максимальне значення радіальних напружень розтягу σ_{rr} досягається при $r = 2\sqrt{d}$ і становить $3/8\sigma = \frac{1}{8}\sigma_{\theta\theta}max$. При $r \rightarrow \infty$ і $r = d$ радіальні напруження σ_{rr} дорівнюють нулю.

Таким чином, якщо поверхневий шар матеріалу містить пори і його мікрооб'єми сприймають напруження розтягу від дії сил тертя, то такий поверхневий шар можна розглядати як матеріал, що містить концентратори напружень з коефіцієнтом концентрації як мінімум рівним трьом. Причому, із збільшенням пористості, та, як результат, зі зменшенням відстані між порами в наслідок взаємного впливу полів напружень від сусідніх пор, концентрація напружень буде зростати і наближатись до значень концентрацій, обумовлених рядом круглих послідовно розташованих дотичних між собою отворів (рис. 5.9 б), яка за наближеними розрахунками [303] становить:

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma} = 1,5 \cdot 2^n \quad (5.6)$$

де n – число отворів,

У граничному випадку, за великого числа отворів, напруження, що виникають перед n -м отвором можуть наближатись до напружень, що створюються у гострого надрізу.

Характерна для високопористих порошкових сплавів мікроструктура, сформована в процесі фретингу, з тріщиною в зоні доріжки тертя, яка розвивається від пори, показана на рис. 5.10.

Враховуючи вище викладені міркування можна сказати, що із збільшенням пористості, з одного боку, в матеріалі матричної фази будуть зростати напруження від дії циклічних контактних навантажень, з іншого,

знижується здатність матеріала до перерозподілу і релаксації пікових напружень в місцях їх локальної концентрації.

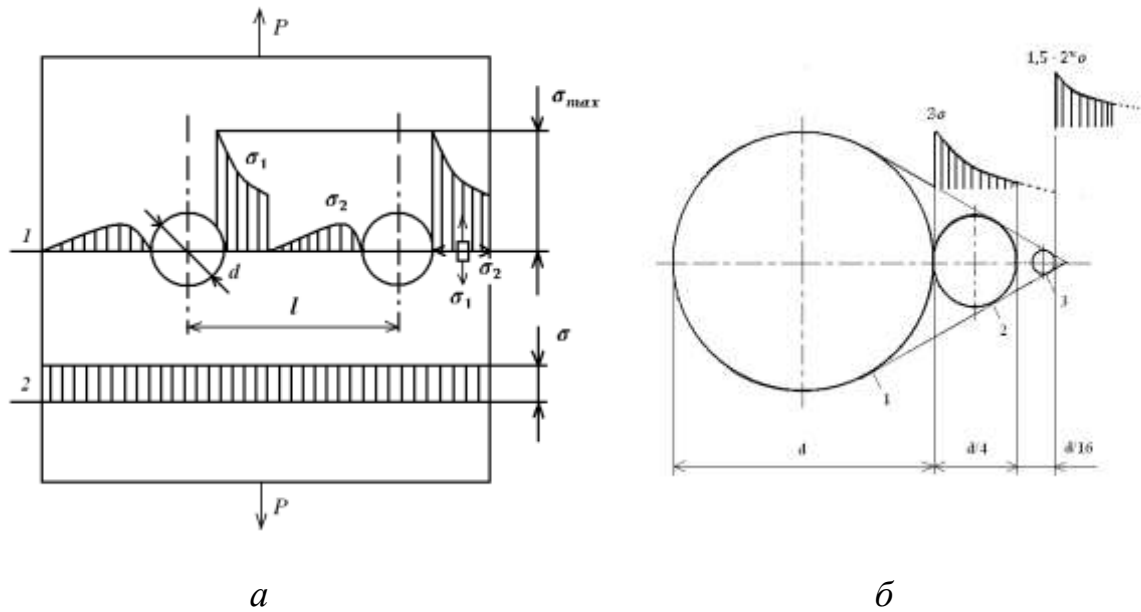


Рис. 5.9 – Модель елементарного об'єму пористого матеріалу навантаженого зусиллям розтягу (а) та схема моделювання гострого надрізу системою круглих послідовно розташованих отворів (б)

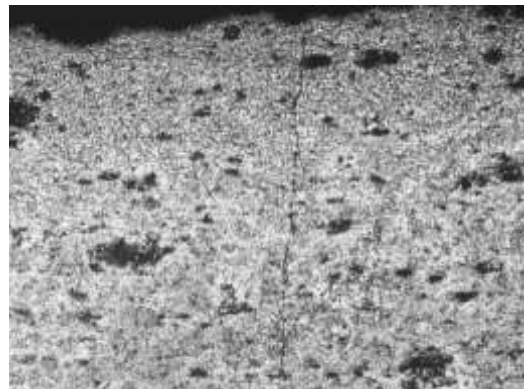


Рис. 5.10 – Мікроструктура композиційного порошкового сплаву ПК-30 (25% пористості) в зоні доріжки тертя (x600).

Очевидно, що за таких умов інтенсивність руйнування високопористого матеріалу буде вищою, ніж малопористого. За високих температур і високої об'ємної частки пор в підвищення інтенсивності зношування додатковий внесок можуть додати також процеси зростання і злиття пор за механізмом пластичної течії внутрішніх локальних перешийок між порами [303] у полі

діючих в приповерхневих об'ємах матеріала гідростатичних тисків і напружень розтягу.

Дослідження з визначення впливу вмісту зміцнюючої TiC-фази на зносостійкість проводилась на сплавах систем Co(Cr; Al; Fe)-TiC, Ni(Cr; Al; Fe)-TiC, ЖС32-TiC з різним об'ємним співвідношенням у композитах матричної і карбідної фаз. З метою мінімізації негативного впливу пористості і забезпечення можливості адекватного співставлення експериментальних результатів, для виготовлення зразків відбирались пресовки, пористість яких становила не більше 3...5%. Додатково, з застосуванням отриманих у праці [304] аналітичних співвідношень, розраховувались значення коефіцієнтів напружень композиційного матеріалу від дії сили нормального тиску і сили тертя. Розрахунки проводились на прикладі модельного сплаву Co-TiC з нелегованою кобальтовою матрицею і вмістом TiC в межах від 10 до 80 об.%. Припускалось, що за такого об'ємного вмісту включень карбідної фази і співмірності їх розмірів з глибиною залягання точки максимальної концентрації напружень, напружено-деформований стан фрикційно-навантаженого поверхневого шару гетерогенного композиційного матеріалу можна змодельовати моделлю, близькою до моделі розподілу локальних полів напружень, прийнятої для ідеалізованого лінійно-армованого середовища.

Результати випробувань на зношування досліджуваних порошкових сплавів та розрахункові залежності максимальних коефіцієнтів концентрації напружень поздовжнього стиснення (K_r) і поздовжнього зсуву (K_{lr}) від об'ємного вмісту в композиції Co-TiC карбідних включень представлені відповідно на рис. 5.11 і рис. 5.12.

Аналіз концентраційних залежностей інтенсивності зношування (рис. 5.11) показує, що найбільша зносостійкість порошкових сплавів досліджуваних систем досягається за вмісту зміцнюючої карбідної TiC-фази, що знаходиться в області концентрації близькій до 50%об. Цій же області відповідають мінімальні значення коефіцієнтів концентрації напружень в модельному композиті, що виникають від дії сили нормального тиску і сили тертя (рис. 5.12).

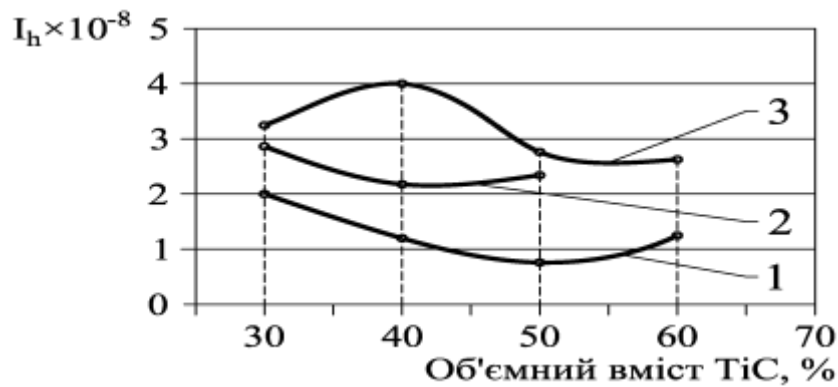


Рис. 5.11 – Залежність інтенсивності зношування композиційних порошкових сплавів від об'ємного вмісту TiC: 1- сплави системи Ni(Cr; Al; Fe)-TiC; 2 – сплави системи ЖС32-TiC; 3 – сплави системи Co(Cr; Al; Fe)-TiC. Умови випробувань: $A=120$ мкм; $P=30$ МПа; $\nu=30$ Гц; $T=293$ К; $N=1 \cdot 10^6$ цикл. Пари тертя одноіменні.

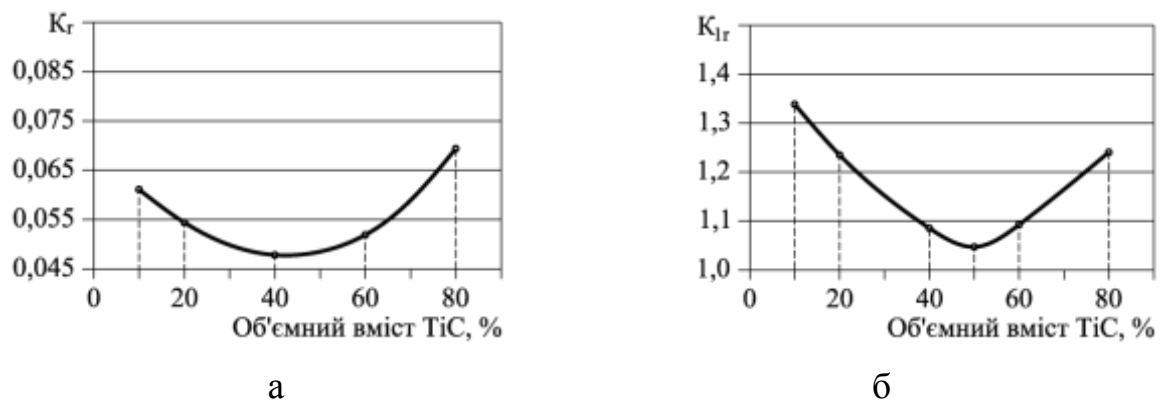


Рис. 5.12 – Розрахункові значення максимальних коефіцієнтів концентрації напружень поздовжнього стиснення (K_r) і поздовжнього зсуву (K_{1r}) в композиті Co-TiC залежно від об'ємного вмісту включень TiC.

Таким чином, отримані результати свідчать про те, що існує гранично допустима величина пористості і оптимальної концентрації зміцнюючої карбідної фази, за яких у досліджуваних композиційних порошкових сплавах досягається найбільша стійкість до фретингового зношування. Для забезпечення максимальної зносостійкості сплавів їх пористість не повинна

перевищувати 10%, а об'ємний вміст включень зміцнюючої ТіС-фази знаходиться в області концентрацій, близькій до 50% об.

На другому етапі проводились експериментальні дослідження з визначення зносостійкості дослідних евтектичного ЕК-30 та порошкових ПК-50, ПН-50, ЖС32-50 сплавів у порівнянні з промисловим евтектичним сплавом ХТН-Л за різних температурних умов фретингу. Як і в попередніх експериментах зразки порошкових сплавів виготовлялись із гарячепресованих паковок, пористість яких не перевищує 3...5%. Враховуючи специфіку температурного режиму роботи газотурбінних двигунів, який включає режим і запуск-охолодження та роботу на максимальних і мінімальних робочих температурах, а також різний механізм і кінетику формування захисних оксидних плівок при низьких і високих температурах, температури випробувань з оцінки зносостійкості представлялось доцільним розбити на дві області: низькотемпературну до 573К і високотемпературну до 1323К. Такий розподіл температур умовний, але виправданий тим, що, як показали попередні дослідження, до $T=573\text{K}$ сплави досліджуваних систем практично не знижують свою міцність і не формують на поверхні трибоконтakta специфічних для умов високотемпературного фретинга захисних оксидних плівок. У зв'язку з цим, суттєвого впливу температурного фактора на зносостійкість в цьому діапазоні температур не слід очікувати. При більш високих температурах за рахунок активації процесів окиснення і втрати міцності трибологічна поведінка досліджуваних сплавів з ростом температури може істотно змінюватись і суттєво залежати від їх природи, структури, хімічного та фазового складу.

Діаграма величин середнього лінійного зносу евтектичних сплавів ХТН-Л, ЕК-30 і порошкового сплаву ПК-50, отримані за результатами випробувань на зношування в низькотемпературній області, представлена на рис. 5.13. Із діаграми видно, що за прийнятих параметрів віброконтактного навантаження в низькотемпературній області фретингу серед евтектичних сплавів більш зносостійким є сплав ЕК-30.

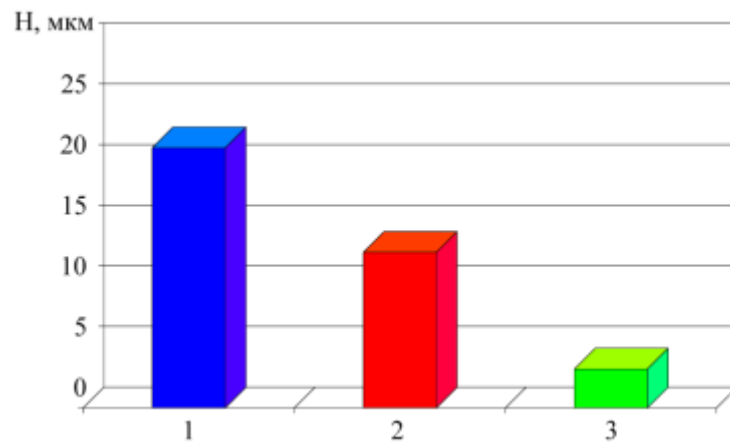


Рис. 5. 13 – Діаграма середнього лінійного зносу сплавів ХТН-Л (1), ЕК-30 (2) та ПК-50(3). Умови випробувань: $A=120$ мкм; $P=30$ МПа; $v=30$ Гц; $T=293$ К; $N=2 \cdot 10^6$ цикл. Пари тертя одноіменні.

Величина зносу сплаву ЕК-30 у 1,6 рази нижча ніж сплаву ХТН-62. Такий результат можна пояснити більш високою твердістю TiC у порівнянні з NbC, а також більшим об'ємним вмістом у сплаві ЕК-30 карбідної фази (табл. 5.5), що забезпечує формування в процесі його евтектичної кристалізації більш міцного карбідного каркасу.

Величина зносу сплаву ПК-50, який серед групи порошкових сплавів виявляє найбільшу зносостійкість (рис. 5.11), у порівнянні із евтектичним сплавами ЕК-30 і ХТН-Л відповідно у 2,5 та 4,5 разів нижча.

При фактографічному дослідженні доріжок тертя зразків сплаву ХТН-Л на їх поверхні виявляються численні мікротріщини і характерні сліди від абразивного руйнування, (рис 5. 14а), що свідчить про провідну роль у зношуванні утомних і абразивних процесів. Аналогічна картина спостерігається при фактографічному аналізі поверхонь тертя зразків сплаву ЕК-30. Особливості фазового складу і структурної будови цих сплавів дозволяють припустити, що в початковий період фретингу руйнування їх поверхонь відбувається за механізмом малоциклової фрикційної втоми. При цьому можна очікувати, що найбільш вірогідно осередки втомних тріщин будуть зароджуватись в місцях максимальної концентрації напружень, які знаходяться на межі поділу карбідної і матричної фази. Відокремлені тверді карбідні

частинки, в подальшому обумовлюють руйнування поверхонь за механізмом абразивного зношування.

На відміну від евтектичних сплавів ХТН-Л і ЕК-30 на доріжках тертя зразків порошкового сплаву ПК-50 явно окреслених ознак втомного руйнування практично не виявляється. Натомість, на значній площі контактної поверхні спостерігаються сформовані в процесі тертя оксидні плівки і ділянки не окисненого матеріалу зі слабо вираженими слідами абразивного руйнування (рис. 5. 14б).

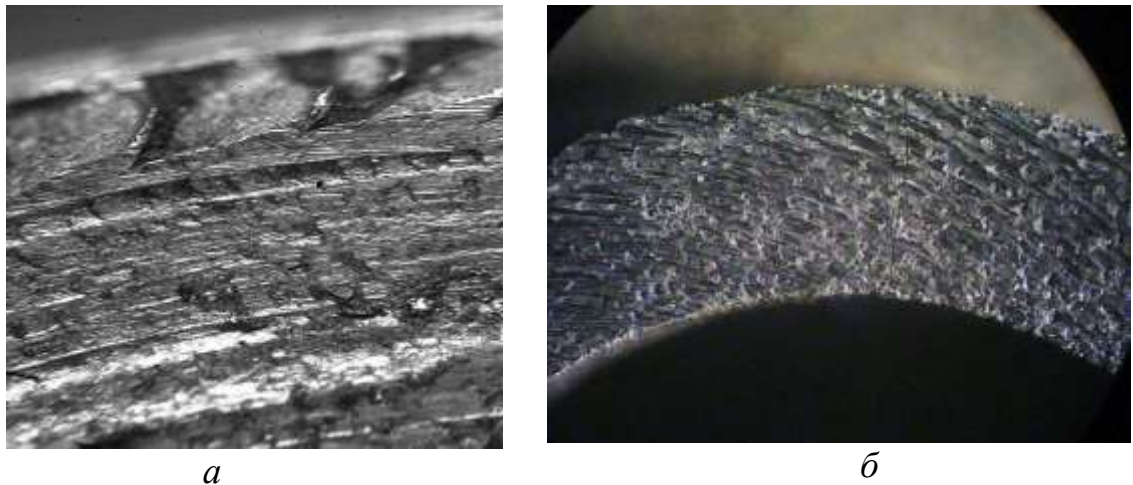


Рис. 5. 14 – Топографія поверхонь тертя зразків евтектичного сплаву ХТН-Л (а; $\times 50$) і порошкового сплаву ПК-50 (б; $\times 32$) після випробувань на фретинг-зношування: Умови випробувань: $A=120$ мкм; $P=30$ МПа; $\nu=30$ Гц; $T=293$ К; $N=2 \cdot 10^6$ цикл. Пари тертя одноіменні.

В табл. 5.7 за результатами мікрорентгеноспектрального аналізу представлено розподіл вмісту хімічних елементів на окиснених ділянках поверхонь тертя сплавів ХТН-Л і ПК-50 після випробувань на зношування в низькотемпературній області фретингу ($T=523$ К). Відповідні електромікроскопічні зображення поверхонь тертя з зазначенням розташування зон сканування показано на рис 5. 15 а, б.

Як видно із рис 5. 15а і даних представлених в табл. 5.7 поверхня тертя сплаву ХТН-Л характеризується вкрай неоднорідною морфологією оксидних плівок. На окиснених ділянках виявляються зони з нерівномірним розподілом

хімічних елементів і різним ступенем окиснення. За таких же умов тертя на поверхні сплаву ПК-50 формуються більш однорідні поля оксидних плівок (рис. 5. 15б) з помітно більшим вмістом і більш рівномірним розподілом кисню. Такий результат може свідчити про те, що у процесі тертя сплав ПК-50 здатен утворювати більш однорідні і стійкі до зношування вторинні оксидні плівки, що поряд з ефектом зміцнення високотвердими включеннями карбїду титана забезпечує його високу зносостійкість.

Так, як за звичайних умов окиснення і температур, нижчих за 573К, основні компоненти сплавів досліджуваних систем Co, Ni, Cr, TiC, NbC практично не вступають у взаємодію з киснем [221; 292], в низькотемпературній області фретингу їх окиснення буде відбуватися переважно за механізмом розвитку трибохімічних реакцій [2]. В цьому випадку меншу зносостійкість порошкових сплавів на нікелевій основі порівняно із сплавами на основі кобальту (рис. 5.11) можна пояснити (враховуючи приблизно однаковий рівень твердості їх матричних фаз ($H_{\mu} \approx 5920 \dots 6780 \text{ МПа}$), меншою схильністю нікелю до низькотемпературного трибоактивованого окиснення.

Результати порівняльної оцінки зносостійкості сплавів ХТН-Л, ЕК-30 і ПК-50 при випробуванні в умовах високих температур ($T = 923 \text{ К}$, $T = 1073 \text{ К}$, $T = 1323 \text{ К}$) показали (рис. 5.16.), що за температури 923К порошковий композиційний сплав ПК-50 перевищує за зносостійкістю евтектичні ливарні сплави ЕК-30 та ХТН-Л відповідно у 1,6 та 10 разів. При подальшому підвищенні температури до 1073 К величина середнього лінійного зносу всіх досліджуваних сплавів помітно зростає, але розташування сплавів в ряду зносостійкості залишається незмінним.

Враховуючи велику величину зносу сплава ХТН-Л при температурах 923 К і 1073К, за температури 1323 К оцінка зносостійкості проводилась тільки для сплавів ЕК-30 та ПК-50. Як видно із представлених на рис. 5.16 результатів, не дивлячись на більш високу інтенсивність зростання величини зносу сплаву ПК-50 в діапазоні температур від 1073 К до 1323 К, його інтенсивність зношування при $T = 1323 \text{ К}$ у 1,6 рази нижча ніж сплава ЕК-30.

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу поверхонь тертя

Зона сканування	Вміст елементу, % мас.								
	C	O	Al	Cr	Fe	Co	Nb	W	Сума
1	10,39	15,90	1,46	15,08	3,59	37,00	9,34	7,24	100,0
2	7,42	17,84	2,05	15,58	3,58	39,93	6,89	6,71	100,0
3	10,85	28,93	2,40	11,49	3,17	27,56	10,52	5,08	100,0
4	4,85	17,29	1,12	16,40	2,70	40,46	10,90	6,28	100,0
5	5,02	24,05	1,28	12,12	2,74	32,46	17,36	4,96	100,0
6	15,05	27,19	1,43	11,03	3,52	26,82	7,84	7,12	100,0
7	14,33	30,66	1,55	10,63	5,41	25,22	6,85	5,34	100,0
	C	O	Al	Cr	Fe	Co	Ti		
11	6,74	32,38	1,53	9,70	3,41	21,65	24,58		100,0
12	5,58	35,55	1,47	9,23	1,42	25,73	21,01		100,0
13	13,84	15,02	2,96	11,72	13,3	29,43	13,73		100,0
14	6,60	34,42	1,60	7,59	5,93	25,72	18,13		100,0
15	7,01	32,57	2,86	7,56	5,17	26,15	18,67		100,0
16	3,64	22,11	1,41	9,86	1,96	26,23	34,78		100,0

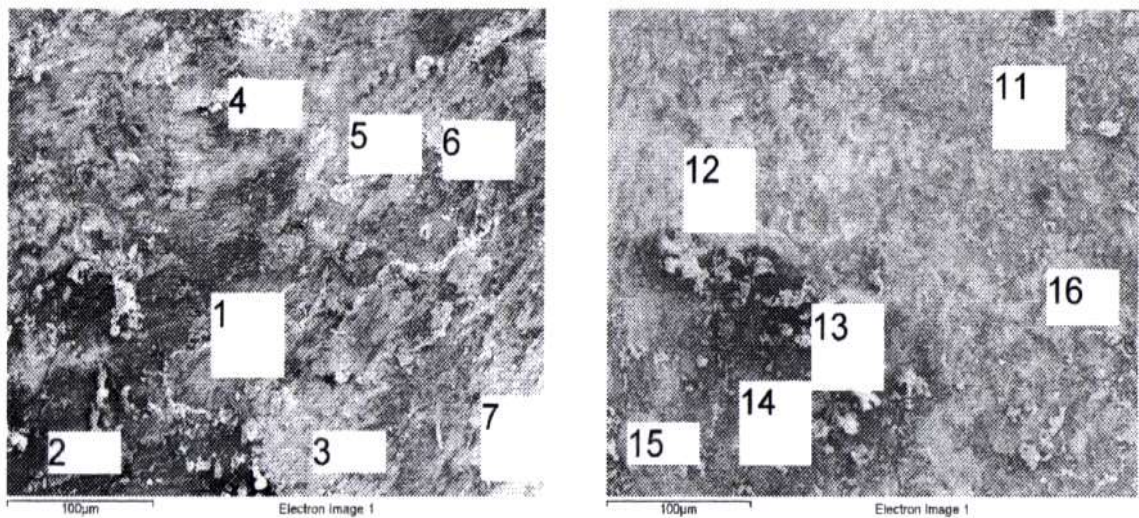


Рис. 5. 15 – Зони мікрорентгеноспектрального сканування поверхонь тертя сплавів ХТН-Л (а), ПК-50 (б) після випробування на зношування при фретингу ($T=523K$, $\times 200$)

Фрактографічний аналіз стану поверхонь тертя, а також металографічні дослідження структури приповерхневих шарів ливарних евтектичних сплавів ХТН-Л і ЕК-30 після випробування на зношування відповідно при

температурах 1073 К та 1323 К дозволили зробити висновок про розвиток за даних температурно-сирових умов фретингу в зоні трибоконтакту помітних пластичних деформацій. Ознаки пластичної деформації найбільш характерні для сплаву ХТН-ЛІ з меншим вмістом у порівнянні із сплавом ЕК-30 зміцнюючої карбідної фази і проявляється в утворенні деформаційного рельєфу у вигляді напливів (рис. 5.17а), руйнування і подрібнення окремих фрагментів карбідних кристалів (рис. 5.17б).

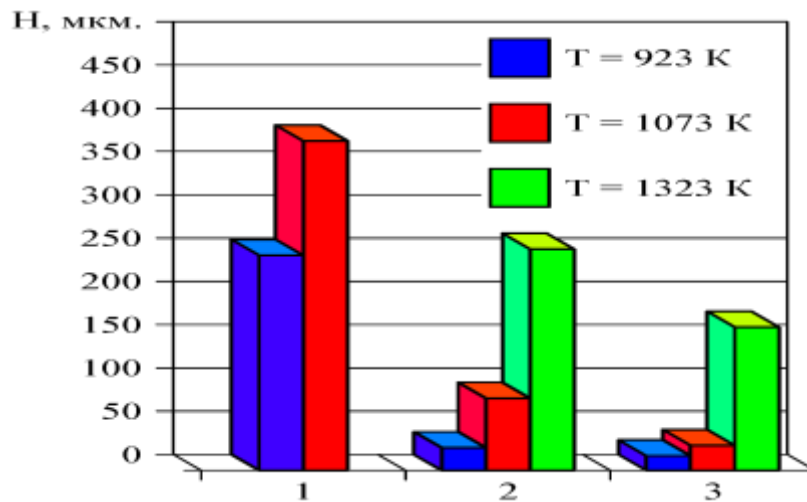
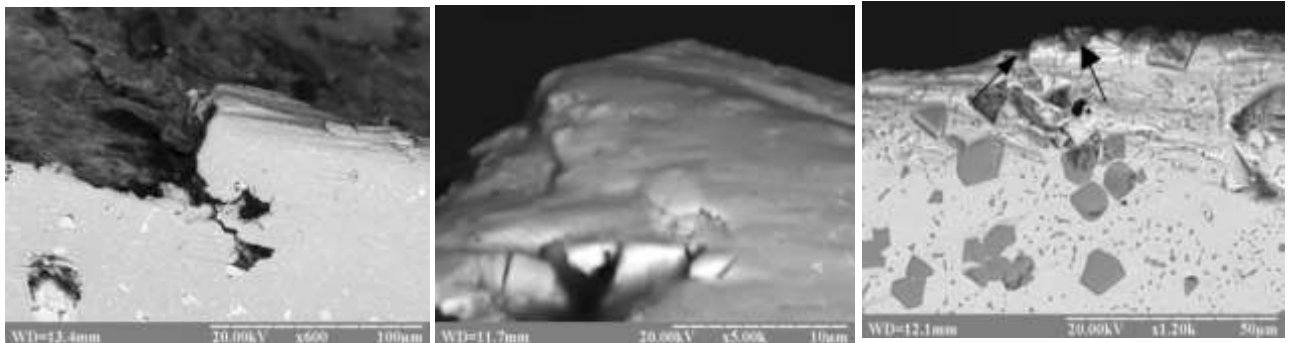


Рисунок 5.16 – Діаграма середнього лінійного зносу сплавів ХТН-ЛІ (1), ЕК-30 (2) та ПК-50(3) при випробуванні на зношування в умовах високотемпературного фретингу. Умови випробувань: $A = 120$ мкм; $P = 30$ МПа; $N = 5 \cdot 10^6$ цикл; $\nu = 30$ Гц. Пари однойменні.

Більший вміст кристалів зміцнюючої карбідної фази у структурі сплаву ЕК-30, а також більш висока твердість і жароміцність карбіду титану у порівнянні з карбідом ніобію, підвищують його жароміцність, що сприяє зниженню рівня пластичної деформації в зоні трибоконтакту. Разом з цим, аналіз мікроструктури поверхневого шару сплаву ЕК-30 показав, що за умов випробування при температурі 1323 К також спостерігаються ознаки значної пластичної деформації (рис. 5.17в).

Як витікає із сформульованих у розділі 5.1 принципів забезпечення стійкості матеріалів трибоспрями до зношування в умовах високотемпературного фретингу, при розвитку в зоні контакту значних пластичних деформацій порушується одна із умов збереження цілісності захисних поверхневих оксидних плівок, що викликає пришвидшення інтенсивності руйнування та зношування матеріалів контактної пари.



б

в

Рисунок 5.17 – Деформаційна структура сплавів ХТН-Л (а, б) і ЕК-30 (в) в зоні трибоконтракту після випробування на зношування при температурах 1073 К (а, б) і 1323 К (в). Умови випробувань: $A = 120$ мкм; $P = 30$ МПа; $N = 5 \cdot 10^6$ цикл; $\nu = 30$ Гц. Пари однойменні.

Однак, як *a* ізали результати порівняльних випробувань, за умов фретингу при температурах 1073 К і 1323 К сплав ЕК-30 у порівнянні із сплавом ХТН-Л проявляє значно більшу зносостійкість, що дозволяє рекомендувати його для практичного використання в якості зносостійкого високотемпературного матеріалу наплавки для поверхневого зміцнення та відновлення деталей гарячої частини ГТД.

Результати порівняльної оцінки зносостійкості порошкових матрично-наповнених сплавів з різною основою, але з однаковим оптимальним вмістом зміцнюючої карбідної TiC – фази (50% об.), отримані при випробуванні на фретинг-зношування в умовах високих температур, представлено на рис.5.18 і табл.5.8.

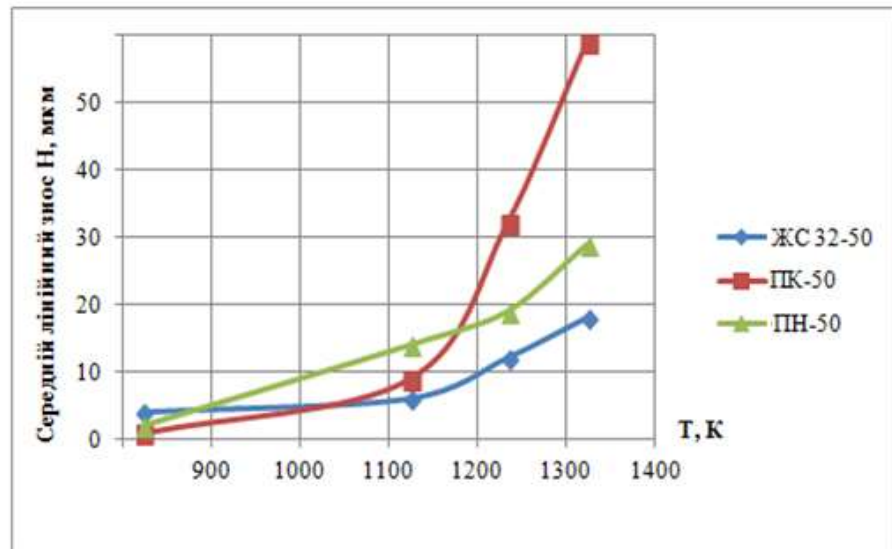


Рис. 5.18.- Графіки залежності середнього лінійного зносу сплавів ПК-50, ПН-50 і ЖС 32-50 від температури. Умови випробувань: $A=120\text{мкм}$; $P= 30\text{МПа}$; $\nu= 30\text{Гц}$; $N=1\cdot 10^6$ цикл. Пари одноіменні.

Таблиця 5.8

Результати оцінювання зносостійкості сплавів ПК-50, ПН-50, ЖС32-50 в умовах високотемпературного фретингу

№ зразка	Матеріал	Середній максимальний знос, мкм температура, К*		
		1123	1223	1323
1	ПК-50	9,0	32,0	59,0
2	ПН 50	14,5	19,5	30,0
3	ЖС 32-50	7,5	12,0	16,5

*Умови віброконтактного навантаження: $A = 120$ мкм; $P = 30\text{МПа}$; $\nu=30\text{Гц}$; $N = 1\cdot 10^6$ цикл. Пари однойменні.

Як видно із рис.5.18, в діапазоні температур 923 К ... 1123К порошковий сплав ПН-50 з матричною фазою на основі Ni має в 1,5...2 рази нижчу зносостійкість ніж сплав ПК-50 на основі Co, але при подальшому підвищенні температури знос сплаву ПК-50 зростає більш інтенсивно, ніж сплаву ПН-50. В діапазоні температур 1123 К... 1323 К серед досліджуваних порошкових сплавів найбільшою зносостійкістю відрізняється сплав ЖС 32-50. Так, при температурі 1323К середній лінійний знос сплаву ЖС 32-50 майже вдвічі менший, ніж сплаву ПН-50 та втричі менший, ніж сплаву ПК-50.

Дослідження стану поверхонь тертя і мікроструктурний аналіз приповерхневих шарів порошкових матрично-наповнених сплавів в зонах трибоконтакту показали суттєву різницю в розвитку процесів структурної пошкоджуваності і механізму їх поверхневого руйнування у порівнянні з евтектичними сплавами ХТН-Л та ЕК-30. У всьому діапазоні високих температур після випробування на фретинг-зношування, мікрорельєф поверхні і структура приповерхневого шару сплавів ПК-50, ПН-50, ЖС 32-50 не містять ознак розвитку пластичної деформації та руйнування від схоплювання (рис.5.19). Характерною особливістю при цьому є формування на поверхні трибоконтакту стійкого прошарку оксидних фаз.

На рис.5.20. показано зображення поверхні (а) та розподіл елементів (б) на доріжці тертя сплаву ПК-50 після випробувань на фретинг-зношування за максимально прийнятої в досліді температури $T=1323$ К. Із аналізу морфології поверхневих оксидних фаз і їх хімічного складу можна зробити висновок, що оксидні плівки складаються із оксидів металів матричної фази, переважно оксиду хрому Cr_2O_3 (світлі ділянки на рис.5.20а). Їх поверхня частково покрита оксидом титану TiO_2 (темні ділянки на рис.5.20а), що можуть утворюватись при окисненні карбідної фази TiC . Відомо [305], що за великого вмісту хрому в процесі окиснення сплавів на основі Ni також можуть формуватись суцільні оксидні шари Cr_2O_3 та утворюватись оксидні плівки шпінельного типу $NiO \cdot Cr_2O_3$.

Утвоєння оксиду титану і його нашарування на більш твердий підшарок оксидів матричної фази можна вважати іще одним доказом того, що карбідні зерна розташовуються на ділянках фактичного контакту спряжених поверхонь. Механізм формування ділянок трибоконтакту із зовнішнім шаром оксиду титану розташованому на більш твердому підшарку оксидів матричної фази потребує подальшого вивчення. Але можна сказати, що утворення такої градієнтної трибоплівки з позитивним градієнтом механічних властивостей буде сприяти зниженню фрикційної навантаженості контактних поверхонь від дії сил тертя.

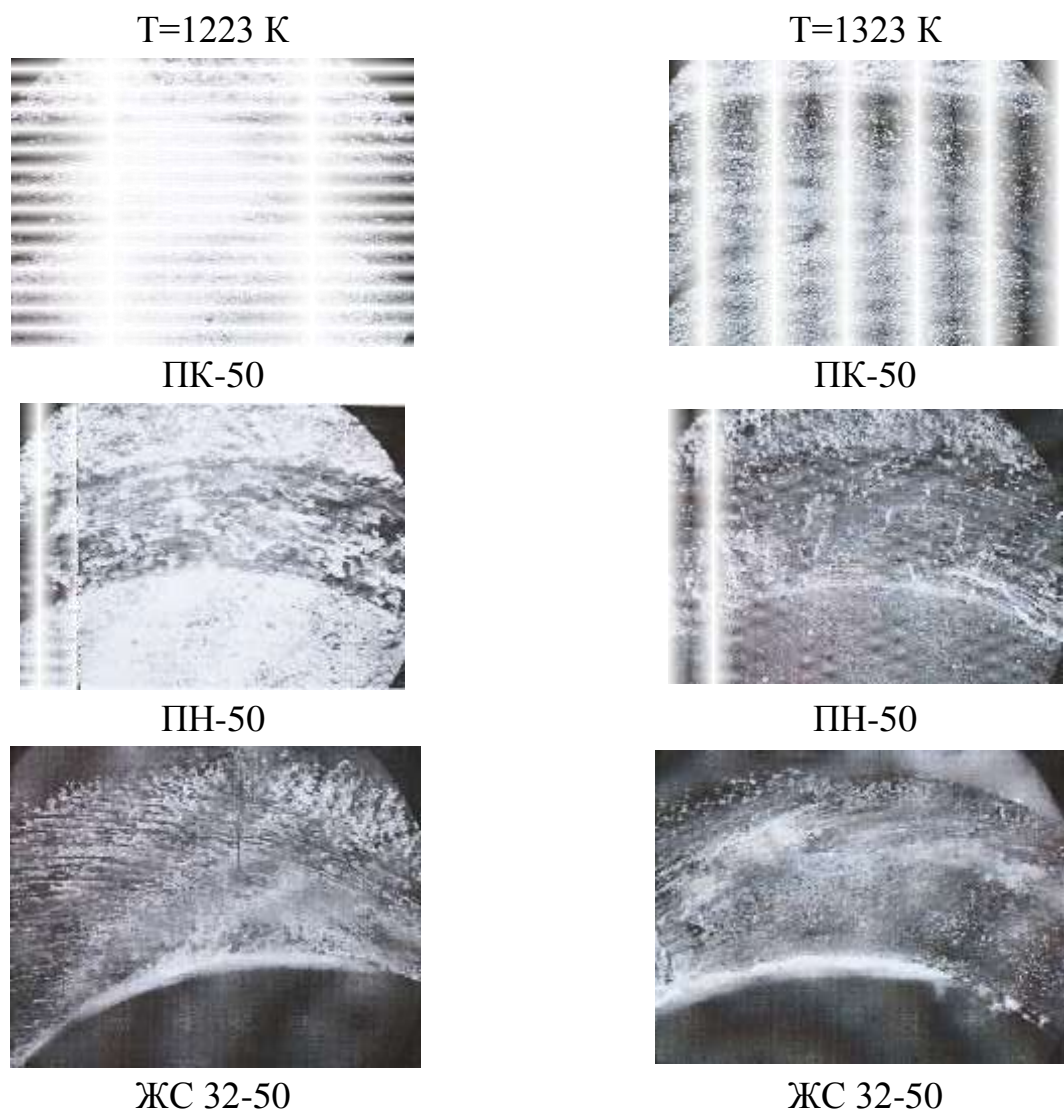


Рис. 5.19. Топографія поверхонь тертя порошкових матрично-наповнених сплавів ПК50, ПН50 і ЖС 32-50 після випробувань на зношування в умовах високотемпературного фретингу (x16)

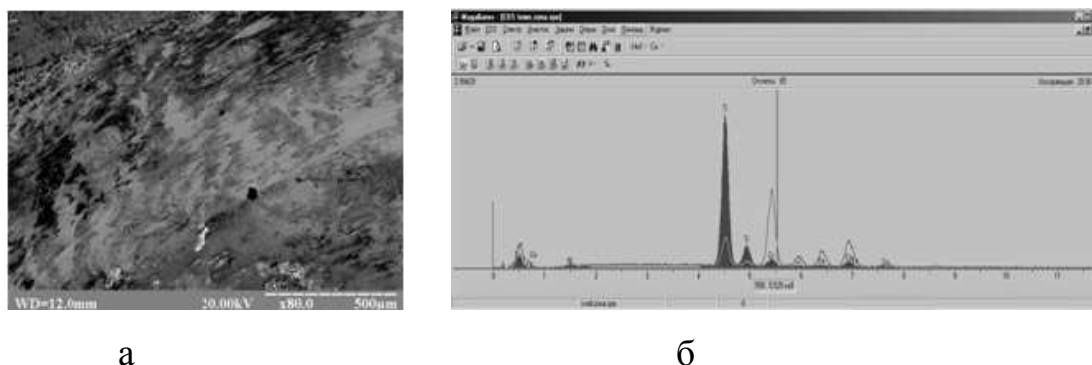


Рисунок 5.20 – Зображення поверхні (а) та розподіл елементів (б) на поверхні доріжки тертя сплаву ПК-50 після випробувань на зношування при $T = 1323$ К. Умови випробувань: $A = 120$ мкм; $P = 30$ МПа; $\nu=30$ Гц; $N = 5 \cdot 10^6$ цикл. Пари однойменні.

За таких умов, більш високу зносостійкість при температурах 1223 К ... 1323 К сплаву ПН-50 порівняно із сплавом ПК-50 можна пояснити більшою адгезією оксидних плівок з основою і більшою жаростійкістю сплавів системи Ni-Cr, ніж адгезія і жаростійкість сплавів системи Co-Cr [306]. Високу зносостійкість сплаву ЖС32-50 можна пояснити його високою жароміцністю за рохунок механізму подвійного зміцнення: карбідним (TiC) і дисперсійним γ' - фазою.

Висновки до розділу 5.

1. На основі аналізу температурних залежностей параметрів зносу і характеру руйнування поверхонь контакту, отриманих для різного класу конструкційних жароміцних сплавів розкрито механізм та визначено закономірності формування трибоструктури і зносостійкості матеріалів за умов їх високотемпературної фретинг-контактної взаємодії.

Встановлено, що незалежно від природи матеріалу і принципу, покладено в основу забезпечення жароміцності сплаву, інтервал критичних температур переходу від звичайного для фретинг-корозії механізму зношування до глибинного локального руйнування знаходиться в діапазоні температур інтенсивного падіння характеристик об'ємної міцності. Абсолютне значення критичної температури зміни параметрів фретинг-зносу не знаходиться у прямій залежності від температури плавлення, а температурний діапазон максимуму зносостійкості, пов'язаний з формуванням захисних оксидних плівок, знаходиться значно нижче температур, необхідних для утворення оксидних фаз за механізмом звичайного термічного окиснення.

2. Розроблено еволюційну модель трибосистеми, яка описує закономірності зміни стану поверхневих шарів матеріалу елементів трибопари при високотемпературному фретингу в окиснювальній середовищі визначає умови переходу від нормального зношування до недопустимого патологічного руйнування поверхонь тертя.

3. Сформульовані загальні принципи забезпечення високотемпературної зносостійкості матеріалів. Визначено напрямки створення стійких до

зношування високотемпературних матеріалів з робочою температурою до 1273K. Теоретично обґрунтовано перспективність застосування для таких умов евтектичних сплавів системи Co (Cr;Al;Fe)-TiC та матрично-наповнених порошкових сплавів систем Co(Cr;Al;Fe)- TiC, Ni(Cr;Al;Fe)-TiC.

4. З метою прогнозування процесів формування складу захисних поверхневих структур, як одного із найбільш важливих факторів, що відповідають за високотемпературну зносостійкість матеріалів, проведено аналіз діаграм стану елементів досліджувальних систем та термодинамічний аналіз реакцій їх високотемпературної взаємодії з киснем. За результатами аналізу визначено найбільш сприятливі концентраційні співвідношення компонентів досліджуваних систем та умови їх високотемпературної взаємодії з киснем, які дозволяють забезпечити найбільш високу зносостійкість.

5. Виконано дослідження з визначення впливу пористості на зносостійкість при фретинг-корозії спечених порошкових матрично-наповнених сплавів систем Co (Cr;Al;Fe)-Ti, Ni(Cr;Al;Fe)-TiC. Встановлено, що у високопористого матеріалу, з пористістю вище 10%, приріст інтенсивності зношування на одиницю приросту пористості на порядок вищий, ніж у низькопористого матеріалу, з пористістю меншою 10%. Показано, що пори і скупчення кристалів карбідної фази можна розглянути як дефекти структури з пониженою міцністю і релаксаційною здатністю, які порушують один із основних принципів композиційного зміцнення матеріалів: оптимального співвідношення для даної композиції матричної і зміцнюючої фаз, та середньої відстані між вкрапленнями зміцнюючої фази.

6. Встановлено, що вміст зміцнюючої карбідної фази TiC, за якою досягається найбільша фретингостійкість порошкових спечених матрично-наповнених сплавів досліджуваних систем, знаходиться в області, близькій до 50% об. TiC. Цій же області вмісту зміцнюючої карбідної TiC-фази відповідають мінімальні розрахункові значення коефіцієнтів концентрації напружень, що виникають в композиції від дії сили нормального тиску і сили тертя.

7. За результатами триботехнічних досліджень, металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізів поверхневих шарів в зонах трибоконтакту, визначені температурні залежності величини зносу матеріалів досліджувальних систем та розкрито механізми трибологічних процесів, що відповідають за їх зносостійкість. Встановлено, що в високотемпературній області при температурах, близьких до 1323К, умові найбільш високої зносостійкості відповідають порошкові спечені матрично-наповнені композиційні сплави системи Ni(Cr;Al;Fe)-50%об.ТiС та сплави з матричною фазою із дисперснотвердіючого жароміцного нікелевого сплаву ЖС 32ВИ-50% об.ТiС.

Результати досліджень даного розділу наведено в публікаціях:

1. Духота О. І. Еволюційна модель трибосистеми та загальні принципи забезпечення зносостійкості матеріалів в умовах високотемпературного фретингу / О. І. Духота // Проблеми тертя та зношування. – 2015. - №4 (69). – С. 10 – 20.
2. Підвищення фретингостійкості робочих лопаток турбін ГТД / В. В. Шевеля, Г. А. Калда, О. І. Духота, В. Б. Сідоров // Динамика роторних систем : сб.тр. II Международной конф., 24-26 июня 1998 г. – Хмельницкий : ХТУ, 1998. – С. 129 - 132.
3. Сучасні тенденції в дослідженнях та розробленні матеріалів для використання в умовах високотемпературної фретинг-корозії / М. В. Кіндрачук, О. І. Духота, О. В.Тісов, Т. С. Черепова // Машинознавство. – 2013. - № 3-4 (189-190). – С. 40 – 43.
4. Прогнозування високотемпературного окиснення жароміцних сплавів системи Со-ТiС / О. В. Тісов, О. І. Духота, Т. С. Черепова та інш.– Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. Вип. 57. – К. : НАУ, 2012. – С. 163 – 169.
5. Властивості нікелевих порошкових сплавів, зміцнених карбідом титану / Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва, О. І. Духота, М. В. Кіндрачук // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2016. – Т. 52, № 2. – С. 29 – 34.

6. Духота О.І . Дослідження зносостійкості композиційних сплавів на основі кобальту в умовах високотемпературного фретингу / О. І. Духота, О. В. Тісов // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип. 53. – К. : НАУ, 2010. – С. 195-200.

7. Композиційні сплави для зміцнення контактних поверхонь бандажних полиць газотурбінних двигунів / О. І. Духота, М. В. Кіндрачук, О. В. Тісов, Т. С. Черепова // Проблеми трибології. – 2010. - №4. – С. 101-104.

8. Wear resistant protective material for rotor blades of aircraft turbine engines / T. Cherepova, G. Dmitrieva, A. Dukhota et al. // Aviation in the XXI-st. century: Safety in aviation and Space technologies : proceedings Sixth world congress, 23–25 September/ Vol. 1. – К. : NAU, 2014. – P. 1.1.26 – 1.1.30.

9. Зносостійкі порошкові сплави на основі кобальту і нікелю з карбідним зміцненням / Т. Черепова, Г. Дмитрієва, М. Кіндрачук, О. Духота та інш.// 13-й Міжнародний симпозиум українських інженерів механіків у Львові, 18-19 травня 2017 р.: матеріали симп. – Львів : Львівська політехніка, 2017. – С. 16.

10. Триботехнічні дослідження високотемпературних зносостійких матрично-наповнених сплавів / О. І. Духота, О. В. Тісов, Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва // Проблеми тертя та зношування. – 2017. – №3 (76). – С. 60-66.

11. Дослідження властивостей порошкових сплавів ЖС32 ВИ з карбідом титану / Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва, О. І. Духота, В. І. Нечипоренко // Порошковая металлургия. – 2017. - № 11/12. - С.

12. Пат. 69065, МПК с22с 19/07 (2006.01), с22с 29/10 (2006.01). Зносостійкий композиційний сплав на основі кобальту / Черепова Т. С., Кіндрачук М. В., Духота О. І., Тісов О. В.. - № и201109497; заявл. 28.07.2011, опубл. 25.04.2012, Бюл. № 8. – 3 с.

13. Пат. 111036, МПК а2015 01039. Зносостійкий нікелевий сплав / Черепова Т. С., Дмитрієва Г. П., Духота О. І., Кіндрачук М. В. - № а2015 1039 ; заявл. 10.02.15 ; опубл. 10.07.2015, Бюл. № 13. – 4 с.

РОЗДІЛ 6

**ПОБУДОВА МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ ПРОГНОЗУВАННЯ
ФРЕТИНГОСТІЙКОСТІ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ ТА РОЗРОБКА
ПРАКТИЧНИХ ЗАХОДІВ З ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ДЕТАЛЕЙ
АВІАЦІЙНИХ ТРИБОМЕХАНІЧНИХ СИСТЕМ**

**6.1 Прогнозування фретингостійкості поверхневих шарів металів на
основі енергетичної моделі фретинг-процесу**

У загальній проблемі забезпечення надійності трибомеханічних систем питанням створення аналітично-розрахункових методів оцінки зносостійкості і прогнозування ресурсних характеристик матеріалів пар тертя надається важливе значення. Складність вирішення такої задачі насамперед полягає у знаходженні об'єктивних підходів до аналізу і математичного моделювання всієї сукупності процесів і явищ, що відповідають за розвиток актів фрикційного руйнування матеріалу поверхневого шару. Більшість запропонованих на сьогодні методів розрахунку параметрів зносу ґрунтуються на математичній апроксимації результатів експериментальних досліджень, ідеалізованих моделях фрикційно-контактної взаємодії тіл тертя та розв'язуванні задач теорії пружності та задач механіки контактного руйнування.

Значна увага при дослідженні процесів тертя та зношування надається енергетичним моделям, які будуються на основі аналізу структури енергетичного балансу трибосистеми та енергетичної концепції міцності твердих тіл. В енергетичних моделях процес руйнування розглядається як заключна фаза багатостадійного дискретного процесу нагромадження пошкоджуваності кристалічної ґратки, яка проявляється у збільшенні внутрішньої енергії деформованої внаслідок тертя поверхні кристалу [25; 27 – 29]. Такий підхід до моделювання трибопроцесів дає можливість на єдиній теоретичній основі із застосуванням загальних понять і законів термодинаміки

нерівноважних систем описувати і аналізувати зміну фізичного стану матеріалу поверхневого шару та визначати енергетичні критерії його руйнування за будь-яких умов зовнішнього енергетичного впливу.

З позиції енергетичної моделі трибопроцесу виконано аналітичне дослідження умов утворення частинок зносу та розглянута можливість застосування енергетичного підходу до оцінювання зносостійкості поверхневих шарів за умов їх фретингового руйнування [307;308].

Відомо, що внутрішня енергія кристалу визначається як силами взаємодії між його атомами, так і їх участю в різноманітних процесах, викликаних зовнішніми чинниками: механічних, теплових, дифузійних, хімічних, акустичних, електромагнітних та інш. Зв'язок між енергетичними параметрами трибосистеми і зносостійкістю визначається співвідношенням частки розсіяної енергії, яка перетворюється в теплоту та частки енергії, що поглинається і накопичується матеріалом у вигляді потенціальної внутрішньої енергії, яка безпосередньо іде на розвиток актів поверхневого руйнування. У праці [309] показано, що зростання з часом внутрішньої енергії кристалу при дії зовнішніх механічних навантажень у парах тертя здійснюється за законом, близьким до лінійного. З досягненням деякого критичного значення внутрішньої енергії матеріалу (енергії активації руйнування) відбувається його руйнування. Отже, акт фрикційного руйнування можна подати як наслідок нестійкості деякого об'єму матеріалу поверхневого шару 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

$$\Delta U \geq U_0. \quad (6.1)$$

Тут ΔU – приріст внутрішньої енергії системи понад рівноважне її значення, а U_0 – енергія активації руйнування. Перша з величин співвідношення

б.1 накопичується в процесі тертя, а друга є фундаментальною енергетичною характеристикою міцності матеріалу.

Зміна внутрішньої енергії системи описується фундаментальним рівнянням Гіббса [310]

$$\Delta U = T\Delta S - P\Delta V + \sum_i \mu_i \Delta w_i, \quad (6.2)$$

де T – абсолютна температура, P – тиск, V – об'єм, S – ентропія, μ_i – хімічний потенціал i -го компонента, молярна частка якого у системі дорівнює w_i . З урахуванням комплексного впливу вище зазначених факторів на зміну внутрішньої енергії системи, умову руйнування матеріалу в приповерхневому шарі пари тертя можна подати у вигляді:

$$TR \ln\left(\frac{t}{\tau_0}\right) + V_m 10^{-6} \left(\frac{\Delta\sigma^2}{2E} + \sigma \bar{\varepsilon} t\right) + \Delta u_n + \Delta g \geq U_0. \quad (6.3)$$

Перший доданок у виразі 6.3 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, σ – напруження, E – модуль пружності, $\bar{\varepsilon}$ – середня швидкість непружних деформацій, t – час перебування системи у навантаженому стані, а τ_0 – період теплових коливань атомів.

Виконане у праці [25] дослідження впливу ролі кожного доданку в лівій частині виразу 6.3 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:

$$\sigma_{\max} = E \cdot \varepsilon_{\max}. \quad (6.4)$$

У процесах тертя акт руйнування локалізується в малому об'ємі приповерхневої області матеріалу, який при досягненні критичних напружень відокремлюється у вигляді частинки зносу. Критичні напруження визначаються умовами руйнування. Отже, утворення частинок зносу відбувається за умови виконання в об'ємі відокремлюваного фрагменту нерівності, подібної до (6.3)

$$U_{def} \geq U_s, \quad (6.5)$$

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

Для оцінки розмірів частинки зносу припускають, що вона обмежена півсферою радіусу $d/2$, де d – діаметр плями контакту [19]. Тому її об'єм будемо вважати рівним $\frac{\pi d^3}{12}$. Якщо ν – кількість молів речовини у цьому об'ємі, то умовою утворення частинки зносу буде виконання нерівності :

$$U_{def} = \frac{\pi d^3}{12} \left(\frac{\sigma_{max}^2}{2E} + \sigma_{max} \bar{\epsilon} t \right) \geq U_s, \quad (6.6)$$

де

$$U_s = U_a - \nu \left[TR \ln \left(\frac{t}{\tau_0} \right) + \Delta u_n + \Delta g \right] \quad (6.7)$$

– 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.

Зміна внутрішньої енергії за рахунок зростання ентропії, технологічної обробки поверхні та її взаємодії з навколишнім середовищем (наприклад, окиснення) може приводити до зменшення енергії активації руйнування. Тому другий доданок у рівнянні (6.7) 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 вираз 6.7 слід підставити

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

За умови $t < t_{cr}$, де t_{cr} – тривалість процесу тертя до початку відокремлення частинки зносу, умова 6.7 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) [25], а величина максимальних напружень σ_{max} зменшується при збільшенні циклів трибоконтатів, 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.

Оскільки руйнування пов'язане з розривом міжатомних зв'язків і утворенням нових вільних поверхонь, то природно припустити, що енергія $U_a = \nu \cdot U_0$ пропорційна до величини площі утвореної вільної поверхні, яка визначається розміром відокремленої частинки. Якщо відокремлена частинка складається з тієї ж речовини, що основний об'єм тіла, то

$$U_a = 2\gamma\pi d^2 , \quad (6.8)$$

де γ - ефективна поверхнева енергія внутрішніх граничних напружень(питома енергія когезії) [311], яка визначається когезійними властивостями речовини.

Акт руйнування потребує витрати певної роботи зовнішніх сил, яка може бути визначена через енергетичні співвідношення загального балансу енергії трибосистеми. Енергія, що витрачається на тертя твердих тіл при їх взаємному переміщенні за час t визначається сумою її кількостей, трансформованих за цей же час всіма елементами тіла 1 і тіла 2, які знаходяться у фрикційному зв'язку [312]. У кожному циклі взаємодії елементів фрикційного зв'язку частина підведеної енергії іде на прирощення внутрішньої потенційної енергії приповерхневих об'ємів матеріалу, а частина на генерацію теплоти та такі

трибоекфети, як акустична емісія, збудження енергетичних і магнітних полів, утворення трибоструктур тощо, частка яких у порівнянні з генерацією теплоти надзвичайно невелика [313]. Якщо тертя відбувається із постійною швидкістю і зовнішня зсувна сила іде тільки на подолання тертя тіл, то робота цієї сили на шляху переміщення буде рівною дисипованій механічній енергії.

При терті в умовах фретингу з повним проковзуванням у трибоконтаті енергетичними витратами на частині цикла попереднього заміщення можна знехтувати [314]. Тоді сумарна витрачена на тертя зовнішня механічна енергія буде:

$$\bar{W} = A_{\text{TP}} = 2A \cdot P \cdot \mu \cdot N, \quad (6.9)$$

де A_{TP} – робота сили тертя, рівна дисипованій механічній енергії, A – повна амплітуда проковзування, μ – коефіцієнт тертя трибопарі, N – кількість циклів фретингу.

Якщо припустити, що приріст внутрішньої енергії підданого тертю матеріалу відбувається переважно за рахунок деформаційної складової, а у фрикційній взаємодії одночасно знаходиться n_r – число рівнозначних елементів робочої поверхні і в тілах тертя трансформується однакова частка від всієї підведеної механічної енергії, то із загального балансу енергії трибосистеми можна записати:

$$U_{\text{def}} \cdot n_r = \frac{\bar{W} \left(1 - \frac{\theta}{W}\right)}{2} = \frac{A_{\text{TP}} (1 - K)}{2}, \quad (6.10)$$

де θ – повна теплота дисипації; $K = \frac{\theta}{W}$ – коефіцієнт, який характеризує частку енергії, що пішла на генерацію теплоти.

Нехтуючи другим додатком у (6.7) будемо вважати:

$$U_s \approx U_a = 2\gamma\pi d^2 = 2\gamma\pi d^2. \quad (6.11)$$

Тоді умову (6.5) можна подати у вигляді

$$\frac{A_{\text{TP}} (1 - K)}{2n_r} \approx 2\gamma\pi d^2. \quad (6.12)$$

Звідки визначаємо роботу сили тертя на руйнування поверхні з відокремлення частинки зносу:

$$A_{TP}^P \approx \frac{2\gamma\pi d^2 \cdot n_r}{(1-K)}, \quad (6.13)$$

та з урахуванням (6.9) отримуємо оцінку кількості циклів фретинга до руйнування

$$N_{\phi}^P \approx \frac{\gamma\pi d^2 n_r}{AP\mu(1-K)}, \quad (6.14)$$

або

$$N_{\phi}^P \approx \frac{4\gamma S_{\phi}}{AP\mu(1-K)}, \quad (6.15)$$

де $S_{\phi} = \frac{\pi d^2}{4} \cdot n_r$ – площа фактичного контакту.

Енергія деформації, накопичення в матеріалі поверхневого шару безпосередньо перед його руйнуванням має величину:

$$U_{def} \approx \frac{\sigma_{\max}^2}{2E} \cdot \frac{\pi d^3}{12} \quad (6.16)$$

У типових випадках сильно зміцнених поверхневих станів усі критичні напруження (межа текучості, межа пружності тощо) є величинами одного порядку [311]. На етапі зближення нерівностей контактуючих поверхонь напруження в області мікроконтакту σ_{\max} має один порядок величини з твердістю, яка для багатьох металів пропорційна до модуля пружності. В такому разі, прирівнюючи (6.16) і (6.11), отримуємо оцінку розміру частинки зносу:

$$d \sim \frac{\gamma}{E} \quad (6.17)$$

Таким чином, аналіз отриманих співвідношень (6.15), (6.17) показує, що, за інших однакових умов, руйнування поверхні буде досягатись тим швидше (за меншої кількості циклів фретингу) чим менша когезійна міцність матеріалу, менша площа фактичного контакту, більший коефіцієнт тертя у трибопарі та менша здатність матеріалу розсіювати у вигляді тепла підведену механічну

енергію. Розмір частинки зносу буде менший у матеріала з більшим модулем пружності, але більший у матеріала з більшою когезійною міцністю. Оскільки у прийнятій моделі об'єм відокремлюваного елементарного фрагменту поверхні і об'єм частинки зносу тотожні і співрозмірні діаметру одиничної плями контакту, визначивши із рівняння (6.15) кількість циклів до руйнування N_{ϕ}^P , можна оцінити інтенсивність зношування матеріалу.

6.2 Розробка технологічних заходів з підвищення довговічності елементів трибомеханічних систем

6.2.1 Розробка методів формування захисних покриттів підвищеної зносостійкості і контактної міцності

Суттєвим недоліком практично всіх захисних покриттів триботехнічного призначення, зокрема газотермічних покриттів і покриттів, що формуються різними методами за участю карбідних, оксидних, нітридних та інших твердих фаз, є недостатньо висока міцність і зносостійкість при високих контактних навантаженнях та незадовільна здатність до припрацювання.

У разі газотермічного напилювання низьку міцність і зносостійкість покриттів зумовлюють такі чинники, як пористість, висока твердість, крихкість, низька міцність адгезійно-когезійних зв'язків в системі «покриття-основа». На сьогодні для підвищення як поверхневої, так і об'ємної міцності газотермічно-напиленних покриттів застосовують такі методи додаткової обробки, як оплавлення, термодифузійне насичення поверхні легуючими елементами, термічна та термомеханічна обробка, інфільтрація спеціальними суспенціями і розплавами тощо.

Перспективним напрямом з огляду на забезпечення високих триботехнічних властивостей і несучої здатності є створення покриттів з градієнтними властивостями та покриттів дискретної структури. В першому випадку підвищення триботехнічних характеристик може бути досягнуто

завдяки зменшенню опору поверхневих шарів зсувним напруженням та відповідно зниженню рівня їх фрикційного навантаження, в другому – завдяки створенню сприятливого напружено-деформованого стану фрикційно-навантаженої поверхні, останнє дозволяє мінімізувати напруження від дії на трибосистему зовнішніх сил і сил тертя. Одночасно дискретність структури, за рахунок обмеження в межах окремої дискретної ділянки нормальних напружень і напружень в площині адгезійного контакту, забезпечує більш високу адгезійно-когезійну міцність дискретного покриття [137;141].

З метою розробки технологій, спрямованих на підвищення триботехнічних властивостей газотермічних покриттів, досліджувались методи лазерного модифікування та напилення покриттів дискретної структури з наступною інфільтрацією суспензією на основі фторопласту.

Відомі способи підвищення експлуатаційних властивостей газотермічних покриттів опаленням, зокрема опалення лазерним випромінюванням [117]. У такий спосіб позитивний ефект досягається у разі обробки покриттів із самофлюсівних сплавів типу Ni-Cr-B-Si.

Перспективними для газотермічного напилювання є порошкові матеріали, отримані із композиційних евтектичних сплавів на основі заліза [315;316]. В процесі кристалізації таких сплавів із рідкого стану утворюється подвійні та потрібні евтектики, які складаються із металічної матриці з близьким до аустенітної нержавіючої сталі 9X18H9T хімічним складом, армованої каркасом із дендритних кристалів тугоплавких сполук TiB_2 , $(Ti, Cr) B_2$, TiB_2-VC .

Покриття із евтектичних сплавів на основі заліза з тугоплавкими фазами втілення розглядається як альтернатива для заміни покриттів із більш дефіцитних і дорогих матеріалів. Висока корозійна стійкість і пластичність аустенітної нержавіючої матричної фази, висока твердість і міцність армуючих кристалів фаз втілення, їх високий об'ємний вміст, низька взаємна розчинність і розчинність в металевій матриці надають евтектичним сплавам даного типу високу міцність і зносостійкість як при нормальних, так і при підвищених температурах[317;318]. Разом з тим газотермічні покриття, сформовані із

порошків цих сплавів, не в повній мірі можуть реалізувати їх потенційно високу зносостійкість. У зв'язку з цим було поставлено завдання дослідити можливість підвищення триботехнічних характеристик покриттів із евтектичних сплавів на основі заліза додатковою лазерною обробкою.

Об'єктом дослідження були плазмові покриття напилені із порошків сплавів ВТН і ХТН. Хімічний і фазовий склад сплавів наведено в табл.6.1

Таблиця 6.1

Хімічний і фазовий склад евтектичних сплавів

Маркування сплавів	Вміст компонентів, % за масою							Фазовий склад		Твердість, НВ	Температура плавлення, К
	Cr	Ni	Ti	V	B	C	Fe	Матриця	Зміцнювальні сполуки		
ВТН	15,4	7,7	3,2	8,1	1,4	1,9	62,3	X18H9T	TiB ₂ +VC	470	1460
ХТН	20,5	8,6	2,5	-	2,6	-	65,8		(Ti, Cr)B ₂	370	1490

Напилення здійснювали на зразки із сталі 12X18H9T, хімічний склад якої близький до складу матричної фази покриттів, що дозволило мінімізувати рівень додаткових залишкових напружень, які можуть виникати в системі «покриття-основа» під час напилення і лазерної обробки. Лазерну обробку здійснювали в середовищі захисного газу дискретними ділянками з діаметром фокусування лазерного променя 2,5...5 мм і площею обробки від 15% до 60% від загальної площі покриття, та смугами шириною 2мм і площею обробки 100%. Питома потужність лазерного випромінювання устанавлювалась виходячи із умови забезпечення лазерного модифікування покриттів в режимі оплавлення і в режимі циклічного нагрівання-охолодження (ТЦО-термоциклічна обробка). В процесі ТЦО температура нагріву поверхневого шару перевищувала температуру точки Ас₃ сталі, але була нижче температури плавлення. Згідно діаграм фазових рівноваг і металографічних досліджень, така температура не викликає помітних морфологічних змін в евтектичних

кристалах фаз втілення. В той же час, вона може впливати на розпад металевої основи матричної фази, а також дифузійні процеси в зоні «покриття-основа» [316].

Попередніми дослідженнями встановлено, що кількість циклів ТЦО повинна бути такою, щоб, з одного боку, забезпечити більш повний розпад білих шарів структури вихідного плазмово-напиленого покриття з виділенням у ньому дисперсних фаз втілення, з іншого, не викликати знеміцнення матеріала основи. Експериментальним шляхом встановлено, що для досліджуваних систем оптимальний режим ТЦО становить 4-6 термоциклів.

Триботехнічні випробування на зношування показали, що для досліджуваних варіантів покриттів і варіантів їх лазерної обробки існує оптимальне співвідношення площ лазерно-модифікованої поверхні і вихідної поверхні покриття, яке залежить від умов фрикційно-контактного навантаження. В табл. 6.2 представлено результати випробувань з оцінки зносостійкості в умовах фретинг-корозії лазерно-модифікованих покриттів досліджуваних систем з попередньо оптимізованою площею обробки у порівнянні із їх вихідним станом, сформованим в процесі плазмового напилювання.

Таблиця 6.2

**Результати порівняльних випробувань з оцінки зносостійкості
лазерно-модифікованих плазмено-напиленних покриттів із композиційних
евтектичних сплавів**

№ пор	Спосіб формування	Показник відносної зносостійкості*
ВТН		
1.	Плазмове напилення (вихідний стан)	1
2.	Лазерне оплавлення суцільне	1,95
3.	Лазерне оплавлення дискретне	2,2
ХТН		
1.	Плазмове напилення (вихідний стан)	1
2.	Лазерне оплавлення дискретне	2,1
3.	Лазерна термоциклічна обробка	1,85

*Умови випробування: $A=250$ мкм; $p=19,8$ МПа; $v=25$ Гц; $T=293$ К; $N=5 \cdot 10^5$ цикл. Контртіло – сталь 45 загартована.

Як видно із співставлення показників відносної зносостійкості (табл.6.2), найбільш висока стійкість до зношування досягається у результаті дискретного точкового лазерного оплавлення з оптимальною площею і розташуванням оплавлених дискретних ділянок. Зносостійкість дискретно оплавлених покриттів зростає більш ніж у 2 рази порівняно із вихідним станом. Позитивний ефект за такого способу обробки досягається завдяки формуванню диференційованої градієнтної у напрямку дії сил тертя структури: перекристалізованих оплавлених ділянок із стобчастою дендридною структурою, близькою до структури литого евтектичного сплаву, ділянок із вихідною структурою, сформованою в процесі плазмового напилення і деякої перехідної зони термічного впливу. Очевидно, що така структура поєднує такі позитивні у трибологічному відношенні властивості, як висока міцність і несуча здатність оплавлених ділянок з достатньо високою твердістю і корозійною стійкістю так названих білих шарів у структурі вихідного неоплавленого плазмового покриття [319].

Металофізичними дослідженнями встановлено [316;318], що модифікування лазерним оплавленням покриттів із евтектичних сплавів ВТН і ХТН на сталях аустенітного класу не спричиняють істотних змін структури приповерхневих шарів сталі.

В той же час, лазерне оплавлення покриттів, нанесених на деталі із конструкційних сплавів, підданих термічній обробці чи обробці методом ППД, внаслідок значного теплового впливу буде призводити до небажаних змін фізико-механічних властивостей матеріала основи. При цьому значною мірою може також втрачатися сприятливий у трибологічному відношенні нерівноважний стан окремих структурних складових покриття [316; 319]. За цих умов ефективним методом, здатним забезпечити як підвищення триботехнічних властивостей досліджуваних покриттів, так і зберегти

необхідний рівень фізико-механічних властивостей матеріала основи, може стати дискретна лазерна обробка в режимі термоциклювання (ТЦО).

В процесі ТЦО відбувається розпад твердих білих шарів вихідної плазмено-напиленої структури покриття з одночасним збільшенням ділянок більш пластичної евтектичної фази. Такий конгломерат структур, на відміну від структур, утворених при лазерному оплавленні, збільшує здатність матеріала покриття до утворення вторинних захисних оксидних трибоплівок, що позитивно вплине на антифрикційні властивості і зносостійкість трибосистеми в цілому.

Таким чином, модифікування дискретною лазерною обробкою плазмових покриттів із евтектичних сплавів на основі заліза з тугоплавкими сполуками втілення дає можливість шляхом зміни структурного стану покриттів керувати їх триботехнічними властивостями. При цьому у відношенні зносостійкості більший ефект досягається лазерною обробкою в режимі оплавлення. У відношенні мінімізації негативного теплового впливу на матеріал основи і підвищення антифрикційності трибосистеми більш ефективною буде лазерна обробка в режимі термоциклювання. На способи формування зносостійких плазмових покриттів із евтектичних сплавів на основі заліза дискретною лазерною обробкою в режимі оплавлення і режимі термоциклювання отримано патенти на корисну модель [320; 321].

Відомо, що традиційний підхід до формування ГТН-покриттів у вигляді суцільного шару не завжди забезпечує їх достатню об'ємну міцність і несучу здатність навіть за відносно невеликих контактних навантажень і оптимального поєднання фізико-механічних властивостей матеріала основи і покриття. З цієї причини застосування покриттів суцільної структури обмежують як рівнем діючих експлуатаційних навантажень, так і граничною товщиною нанесеного шару.

Для підвищення граничного стану ГТН-покриттів по критерію адгезіокогезійної міцності і несучої здатності, перспективним є нанесення, так названих, дискретних покриттів з пречивчасто-фрагментованим шаром.

Фрагментовано-дискретна структура покриття зменшує концентрацію напружень від контактних навантажень, обмежує процеси утворення і розвитку тріщин границями окремих дискретних ділянок, підвищує рівень гранично-допустимої деформації основи без руйнування покриття [137; 322]. Одночасно, шляхом заповнення у певний спосіб порожнин дискретної поверхні спеціальними речовинами, можна додатково керувати триботехнічними властивостями і напружено-деформованим станом покриття.

Зазначений принцип покладено в основу розробки комбінованого методу формування захисних покриттів газотермічним напилюванням, який включає попереднє нанесення покриття дискретної структури з наступною інфільтрацією водною суспензією 85% об. фторопласта +15% об. порошка графіту марки ГК-1.

Дискретна основа покриттів формувалась методом плазмено-дугового напилення через сітчастий екран. В якості матеріалу покриттів використовувались порошок композиційного сплава ВКНА на нікелевій основі і порошок алюмінієвої бронзи БрА-7. На сформовану дискретну основу наносили фторопласто-графіту суспензію, після чого проводилось просушування при температурі ~ 323 К і спікання фторопластово-графітової суміші при температурі 633 К...643 К протягом 30 хв. Загальний вигляд сформованої у зазначений спосіб дискретної основи і конструктивна схема комбінованого покриття показані відповідно на рис. 6.1, рис. 6.2.

На рис. 6.3 представлені результати порівняльних випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії покриттів ВКНА і БрА-7 напилених плазмово-дуговим методом суцільним шаром, і таких же покриттів з дискретно-фрагментованою структурою, сформованих комбінованим методом за схемою показаною на рис. 6.2.

Як видно із отриманих результатів за прийнятих умов фретингу знос дискретно-фрагментованих покриттів ВКНА і БрА-7 з фторопластово-графітовим заповнювачем відповідно у 8 і 6 разів менші порівняно із зносом покриттів ВКНА і БрА-7, напилених суцільним шаром. Одночасно у парі з

дискретно-фрагментованими покриттями спостерігається суттєве зменшення зносу контртіла.

В ході випробувань для досліджуваних варіантів пар тертя проводилась також реєстрація і контроль за зміною момента тертя, будувались графіком залежності коефіцієнта тертя від кількості циклів фретингу, за якими визначались такі триботехнічні характеристики, як величина максимального коефіцієнта тертя на стадії припрацювання, тривалість стадії припрацювання, величина коефіцієнта тертя на усталеній стадії тертя. Отримані дані, які представлені у табл. 6.3, показують, що комбіновані покриття з дискретною основою ВКНА і БрА-7 характеризуються відповідно у 3,9 та 3,1 рази меншими значеннями коефіцієнта тертя на стадії припрацювання і відповідно 3,5 та 3,6 рази меншим коефіцієнтом тертя на усталеній стадії тертя.



а

б

Рис. 6.1 Загальний вигляд зразків з дискретно-фрагментованим ГТН-покриттям, сформованим плазмено-дуговим напилювання. Матеріал покриття: а – сплав ВКНА; б – бронза БрА-7.

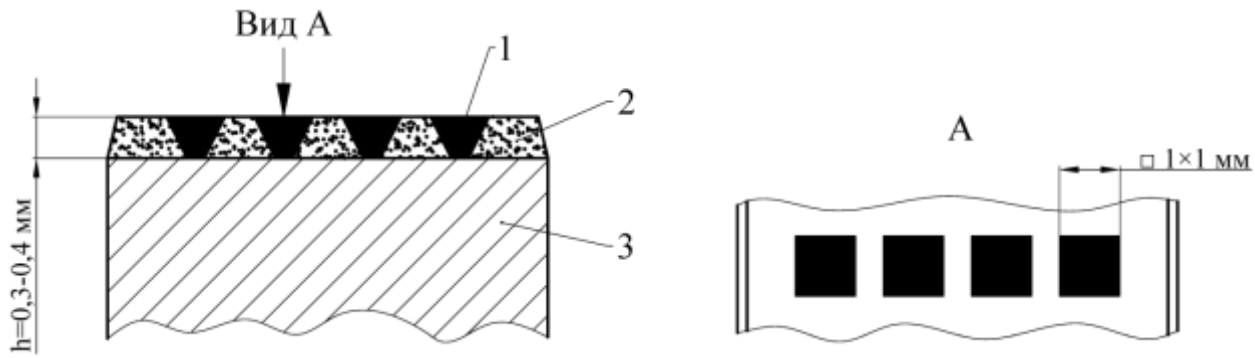


Рис. 6.2 Конструктивна схема покриття, сформована комбінованим методом: 1 – дискретно-фрагментований шар покриття; 2 – фторопластово-графітовий заповнювач; 3 – матеріал основи (зразка)

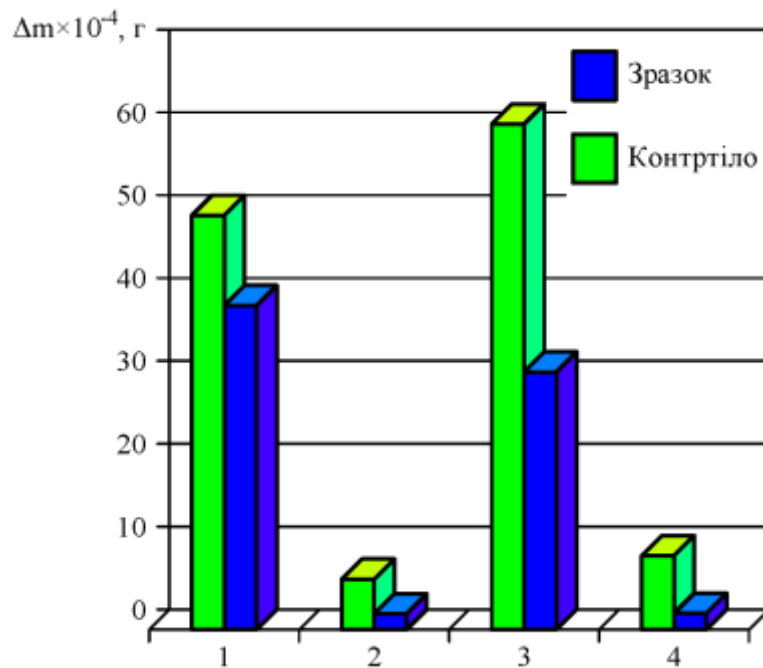


Рис. 6.3 Порівняльна діаграма величин зносу зразків з покриттями і контртіл при випробуванні на зношування в умовах фретинг-корозії: 1; 3 – суцільне покриття; 2; 4 – дискретно-фрагментоване покриття з фторопластово-графітовим заповнювачем. Плазмово-дугове напилення сплавом ВКНА (1; 2) і бронзою БрА-7 (3;4). Умови випробувань: $A=125$ мкм; $P=19,8$ МПа; $\nu=25$ Гц; $N=5 \cdot 10^5$ цикл. Контртіло - сталь 45 загартована (HRC=50...52)

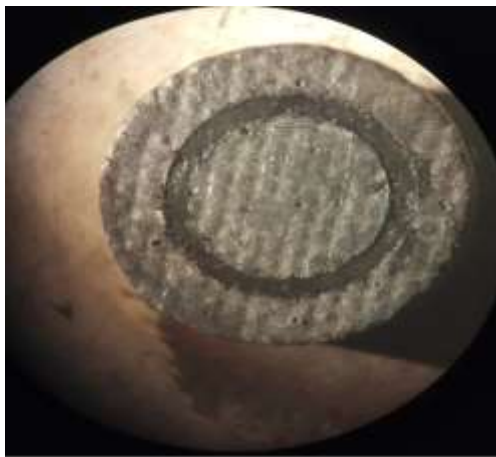
Одночасно, порівняно із покриттями ВКНА і БрА-7 напилених у вигляді суцільного шару, пари тертя «комбіноване дискретне покриття-сталь 45» характеризуються значно меншою тривалістю періоду припрацювання.

Таблиця 6.3

Триботехнічні характеристики досліджуваних варіантів покриттів у парі із сталлю 45

№	Покриття	Величина максимального коефіцієнта тертя на стадії припрацювання, f_{\max}	Тривалість стадії припрацювання, $N_{\text{пр}} \cdot 10^4$ цикл	Величина коефіцієнта тертя на усталеній стадії тертя $f_{\text{ст}}$
Покриття з суцільним шаром				
1.	ВКНА	0,7	12-14	0,28
2.	БрА-7	0,68	10-12	0,32
Дискретні покриття з фторопласто-графітовим заповнювачем				
1.	ВКНА	0,18	1,5-2,0	0,08
2.	БрА-7	0,22	5,5-6,0	0,09

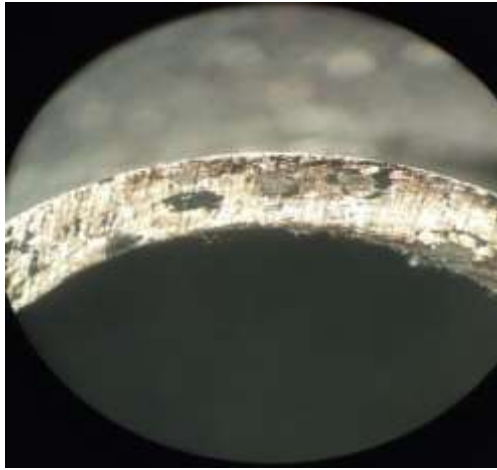
Як видно із характеру топографії робочої поверхні зразків (рис. 6.4), у досліджуваних парах тертя з дискретним комбінованим покриттям процеси фрикційно-контактної взаємодії локалізуються на ділянках фрагментів сформованої плазмовим напиленням дискретної основи, які несуть основні діючі на трибосистему контактні навантаження.



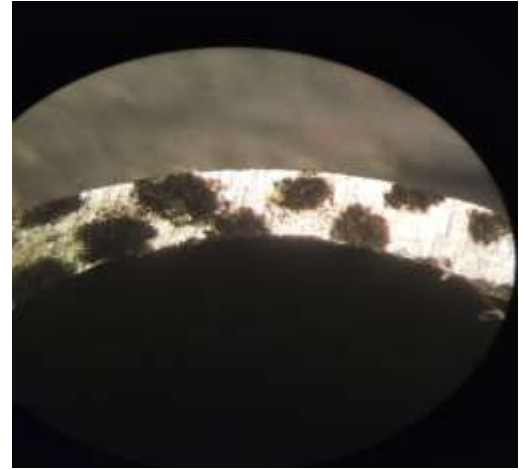
а



б



в



г

Рис. 6.4 Топографія поверхні тертя зразків (а; б) і констртіл (в; г) після випробування на зношування в умовах фретинг-корозії: а; б - відповідно плазмове дискретно-фрагментоване покриття ВКНА і БрА-7 з фторопластово-графітовим заповнювачем. в; г – констртіла - сталь 45 загартована. Умови випробувань: $A=125$ мкм; $P=19,8$ МПа; $v=30$ Гц; $T=293$ К; $N=5 \cdot 10^5$ цикл; в; г – $\times 16$.

В площині фрикційного контакту дискретні ділянки плазмового покриття чергуються з ділянками, заповненими твердомастильною фторопластово-графітовою речовиною. Очевидно, що при відносному ковзанні елементів трибопарі, така конструктивна схема комбінованого покриття буде забезпечувати постійний підвід в зону контакту твердомастильного матеріалу за принципом ротопринтного мащення [3, 92].

Таким чином, формування методами газотермічного напилювання покриттів приривчастої дискретно-фрагментованої структури з наступною інфільтрацією твердомастильними речовинами, з одного боку, забезпечує зниження інтенсивності зношування елементів трибопарі за рахунок зменшення рівня фрикційного навантаження ділянок фактичного контакту від дії сил тертя. З іншого боку, принцип дискретної структури з оптимальною конфігурацією і розмірами дискретних ділянок дозволяє підвищити граничний стан системи «покриття-основа» за критеріями адгезійно-когезійної міцності покриття і критичної деформації основи.

Необхідна для заданого поєднання матеріалів основи і покриття та зовнішніх силових умов роботи деталі конструктивна схема дискретного композиційного покриття може бути визначена розрахунковим методом. Розрахунок виконується на базі моделі, яка описує напружено-деформований стан покриття від дії залишкових напружень в покритті, напружень від механічних навантажень і напружень, що виникають під дією температурного градієнта.

Приймаючи, що граничний стан системи «основа-покриття» визначається когезійною міцністю $\sigma_{\text{ког}} = E_{\text{кр}} \cdot E_{\text{п}}$, яка розподілена в покритті за нормальним законом із стандартним відхиленням $0,1 \sigma_{\text{ког}}$, величина критичного крону тріщин в суцільному покритті може бути розрахована за формулою [323; 324]:

$$C_{\text{п}} = \frac{1}{K} \ln \left(0.1 + \frac{\sigma_n^T + \sigma_n^{\text{зал}}}{E_{\text{кр}} \cdot E_{\text{п}}} \cdot \left(1 + \frac{E_{\text{п}} h_{\text{п}}}{E_0 H_0} \right) \right), \quad (6.18)$$

де $E_{\text{кр}}$ – критична деформація основи, за перевищенням якої починається когезійне руйнування покриття; H_0 – напівтовщина основи; $h_{\text{п}}$ – товщина покриття; E_0 ; $E_{\text{п}}$ – модулі пружності матеріалів основи і покриття; K – коефіцієнт, який залежить від модулів пружності матеріалів основи і покриття; σ_n^T – напруження в покритті, що виникають під дією температурного градієнта; $\sigma_n^{\text{зал}}$ – залишкові напруження в покритті.

Визначивши за формулою (6.18) критичний розмір тріщин, максимальний приведений розмір окремої дискретно-фрагментованої ділянки дискретного покриття визначається із співвідношення:

$$D_{\text{max}} \leq C_{\text{п}} \quad (6.19)$$

Потенційно високою зносостійкістю володіють тверді тонкоплівкові покриття із нітридів, карбідів, оксидів металів TiN, TiC, CrN, Al₂O₃, які отримують методами хімічного (CVD) і фізичного (PVD) осаджування в вакуумі. Суттєвим недоліком цих покриттів, що обмежує їх застосування, є розтріскування і відшарування при високих контактних навантаженнях в умовах експлуатації та значна залежність стійкості їх до контактного руйнування від товщини покриття і твердості матеріала основи [325-327].

Відомий спосіб підвищення контактної-втомної довговічності твердих тонкоплівкових покриттів, які наносяться на металеві підкладки іонно-плазмовим напиленням, попередньою обробкою поверхні металевого виробу шляхом інтенсивного пластичного деформування методом ультразвукової ударної обробки [328]. Такий процес здійснюється без нагріву поверхні металевого виробу і дозволяє створювати методами CVD і PVD покриття з підвищеною контактної-втомною міцністю, у тому числі, на поверхні металів з невеликою твердістю. Але недостатня товщина і відносно невелика ступінь збільшення твердості наклепаного шару не дозволяє забезпечити високу контактну міцність робочої тертьової поверхні деталей у важко навантажених вузлах тертя. У зв'язку з цим в роботі проводились дослідження з пошуку більш ефективного способу зміцнення поверхні металу з метою отримання методом вакуумно-катодного осаджування твердих зносостійких покриттів з підвищеним опором контактної-втомному руйнуванню.

Поставлена задача вирішувалась тим, що попередню підготовку поверхні металу здійснювали шляхом зміцнення поверхневим пластичним деформуванням, яке виконувалось прокочуванням під навантаженням по поверхні зразка кулі із сталі ШХ-15 діаметром 5 мм. Дослідження проводилось на зразках із титанового сплаву ВТЗ-1. Деформування виконувалось дискретно за схемою, наведеною на рис. 6.5а, та за схемою сітчасто-стільникового типу (рис.6.5б) з відстанню між зміцненими ділянками 1-3 мм. Зусилля обкочування складало 196 Н, 588 Н і 980 Н.

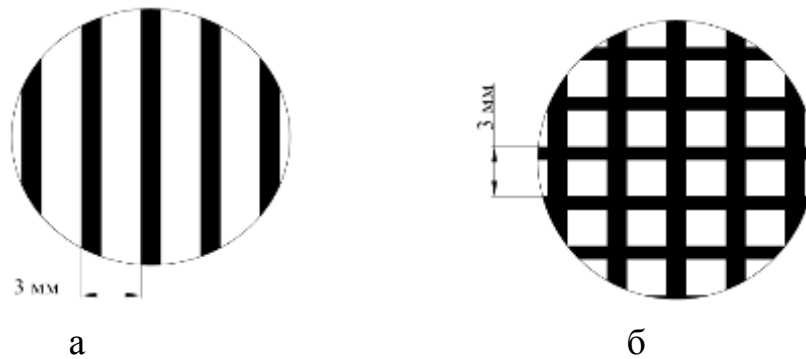


Рис. 6.5 Схеми зміцнення поверхні зразків: а – однонаправленими смугами; б – сітчасто-стільникового типу

В табл. 6.4 представлено значення мікротвердості і ступеня зміцнення у зазначений спосіб поверхні зразків сплаву ВТЗ-1.

Таблиця 6.4

**Вплив обробки на зміцнення поверхневого шару
титанового сплаву ВТЗ-1**

Вид обробки	Мікротвердість поверхні, ГПа	Глибина наклепаного шару, мм	Ступінь наклепу, %
Ультразвукова ударна обробка (прототип)	2,8	180-200	12,5
Поверхнєве пластичне деформування кулькою (корисна модель) при зусиллі обкочування Р:			
196 Н	<u>3,35</u> 3,50	<u>120-150</u> 120-160	<u>11,7</u> 12,2
588 Н	<u>3,60</u> 3,80	<u>350-400</u> 370-420	<u>20,0</u> 22,5
980 Н	<u>3,75</u> <u>3,95</u>	<u>550-600</u> 570-680	<u>25,0</u> 27,5

Примітка: чисельник-схема зміцнення однонаправленого типу; знаменник – схема зміцнення сітчасто-стільникового типу.

Як видно із отриманих даних (табл.6.4), поверхнєве пластичне деформування прокочуванням кулькою більш інтенсивно зміцнює поверхню титанового сплаву ніж ультразвукова обробка. При цьому більший ефект зміцнення поверхневого шару досягається деформуванням кулькою за схемою стільникового типу. На зразки із зміцненою з зусиллям обкочування $P=588$ Н поверхнею способом вакуумно-катодного розпилювання наносили покриття нітриду титану (TiN). Товщина покриття становила 6-8 мкм, мікротвердість $H_{\mu} \sim 23$ ГПа.

Зразки з покриттями випробовували на контактну втому і зносостійкість в умовах фретинг-корозії. Результати випробувань представлено у табл. 6.5.

Таблиця 6.5

Контактна втомна міцність та інтенсивність зношування титанового сплаву ВТЗ-1 з нітридним покриттям залежно від попередньої обробки його поверхні пластичним деформуванням

Вид обробки	Кількість циклів до руйнування, $N \times 10^6$	Інтенсивність зношування, цикл/мкм
Ультразвукова ударна бробка (прототип)	0,5	$0,96 \cdot 10^5$
Поверхнєве пластичне деформування обкочуванням за схемами: однонаправленого типу стільникового типу.	0,5-0,6 0,6-0,7	$1,56 \cdot 10^5$ $2 \cdot 10^5$

Результати випробувань на контактну втому при циклічному навантаженні кулькою за напружень в зоні контакту 1,50-1,70 ГПа показали, що кількість циклів до руйнування покриття нанесеного на поверхню сплаву ВТЗ-1, попередньо зміцнену способом прокочування кульки, вища ніж при зміцненні ультразвуковою ударною обробкою. При цьому максимальну контактну-втомну міцність показали зразки, зміцнені за схемою сітчасто-стельникового типу.

Інтенсивність зношування зразків у парі із сталлю 45 загартованою ($HV \sim 5.9$ ГПа) визначалась на базі $N=5 \cdot 10^5$ циклів фретингу за наступного режиму навантаження: $A=125$ мкм; $P=19,8$ МПа; $\nu=25$ Гц; $T=293$ К. Як видно із табл.6.5, за таких умов максимальну зносостійкість мають покриття, нанесені на попередньо зміцнену поверхню за схемою стільникового типу. Інтенсивність зношування зразків, підготовлених за цим варіантом, у 1,6 рази менша, ніж зразків попередньо зміцнених ударною ультразвуковою обробкою.

Пропонована технологія зміцнення поверхні металевих виробів може бути використана для нанесення широкого класу надтвердих тонкоплівкових покриттів із нітридів, карбідів, оксидів металів, зокрема методом іонно-плазмового напилення. На спосіб отримання таких покриттів, із підвищеним опором втомному руйнуванню отримано патент [329].

6.2.2 Підвищення контактної міцності і зносостійкості робочих поверхонь гвинтів кульково-гвинтових механізмів

У конструкціях сучасних повітряних суден одним із найбільш навантажених і відповідальних вузлів є кульково-гвинтові пари під'ємних механізмів випуску і прибирання закрилків. Контактна взаємодія робочих поверхонь елементів такої трибопари здійснюється в умовах тертя кочення проміжних тіл-кульок по жолобу гвинта і жолобу гайки. Конструктивно подібними і подібними до них за умовами фрикційно-контактної взаємодії, є кульково-гвинтові механізми (КГМ) піднімачів стійок шасі. Як відомо, у нормальних режимах експлуатації, за умов виключення контактних і теплових перевантажень, порушення встановленого режиму мащення, потрапляння в зону тертя абразиву, вологи та деяких інших негативних факторів впливу, деталі вузлів тертя кочення піддаються нормальному механоокиснювальному зношуванню. Це забезпечує їм досить високу зносостійкість і довговічність. Разом з тим, на робочих поверхнях деталей таких вузлів можуть виникати

недопустимі з огляду обмеження їх довговічності дефекти, зокрема такі, як пошкодження від контактної втоми та фретинг-корозії.

Так, при дослідженні гвинта КГМ піднімача передньої опори шасі одного із літаків на гвинтовій поверхні жолоба виявлено численні пошкодження у вигляді тріщин, відшарування фрагментів металу, руйнувань, типу «пітінг» (рис. 6.6). В поперечному перерізі пітінгових пошкоджень металографічно виявляються тріщини, які розвиваються як в глибину основного металу, так і в напрямку до поверхні (рис. 6.7). Форма і розміри пітінгових пошкоджень відповідає класичним уявленням руйнування металів від контактної втоми.

Основною причиною розвитку втомного руйнування в умовах тертя кочення є циклічні напруження розтягу-стиску та зсувні напруження, що виникають при багаторазовому повторному перекочуванні з проковзуванням тіла кочення на спряженій поверхні, а також залишкові напруження 1-го роду, що утворюються в результаті пластичного деформування приповерхневих шарів металу [20]. В якості матеріала для виготовлення гвинтів КГМ піднімача опори шасі застосовується сталь 30ХГСН2А, яка після термічного оброблення «загартування+відпуск» на мартенсит повинна мати твердість не нижчу за 45...48 НРС. Низьку зносостійкість від контактної втоми робочої поверхні гвинта за таких умов можна пояснити недостатньо високою поверхневою міцністю матеріалу поверхневого шару, або високими контактними напруженнями, що могли виникнути в результаті перевищення розрахункових контактних навантажень.

На рис. 6.8, рис. 6.9 і в табл. 6.6 представлено результати дослідження з концентраційного розподілу хімічних елементів на робочій поверхні жолоба гвинта отримані методом оже-спектроскопії. Дослідження проводились на непошкодженій поверхні, поблизу краю та на дні раковини пітінгового пошкодження та на різній глибині від поверхні.

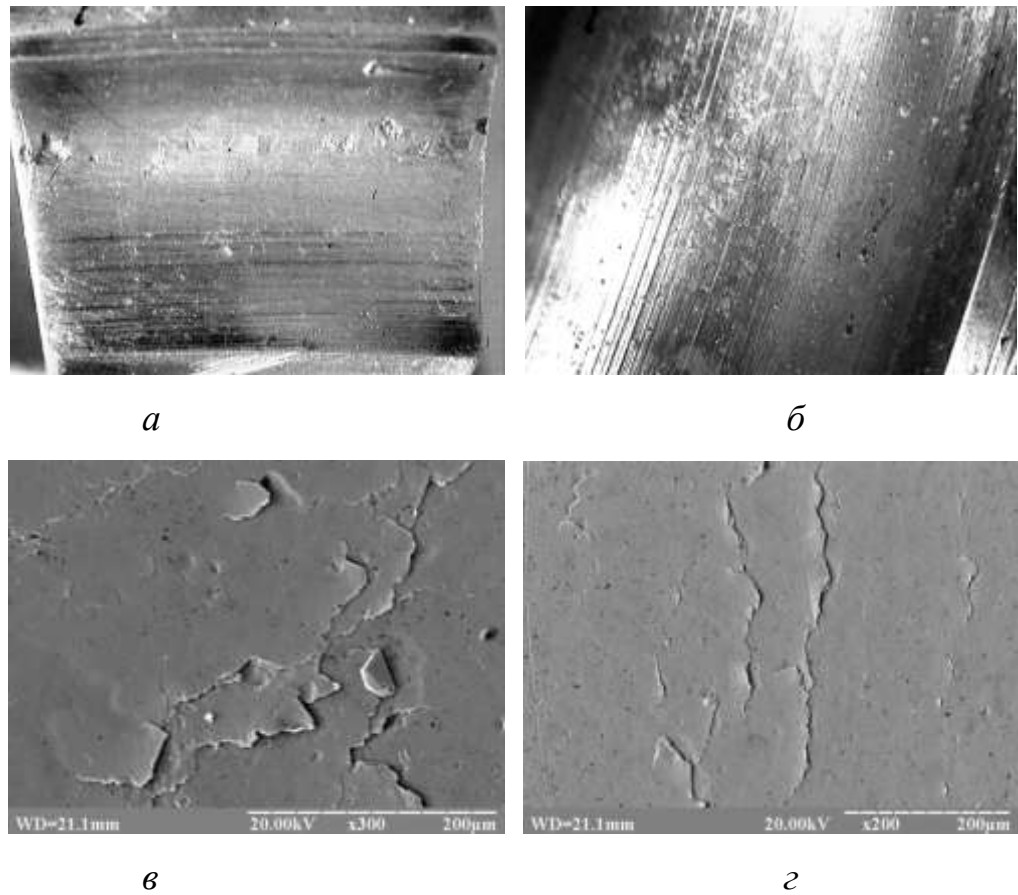


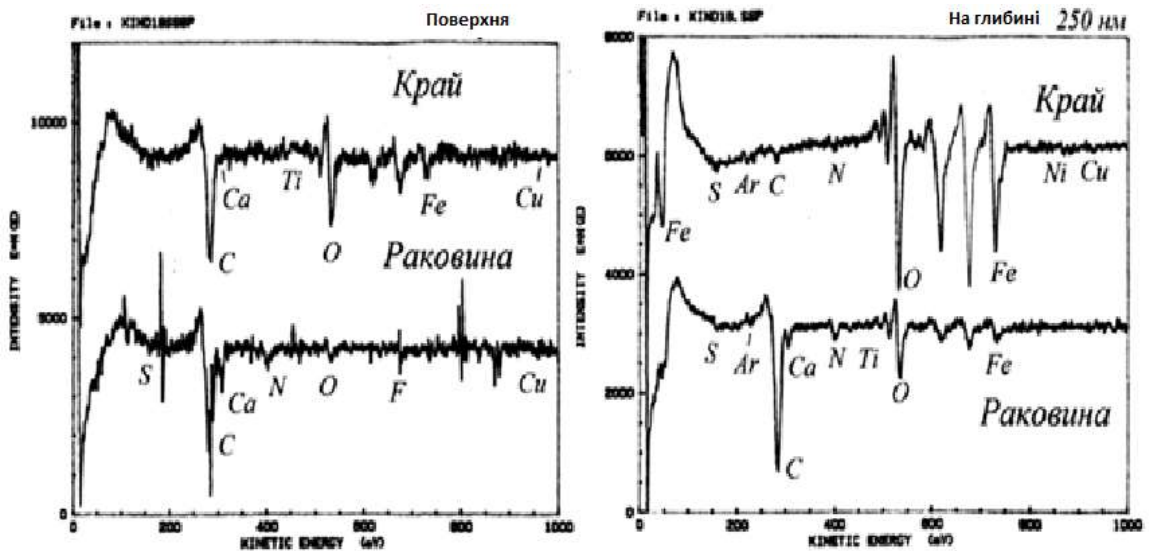
Рисунок 6.6 – Зовнішній вигляд (а, б: $\times 8$) і електронімікроскопічні знімки (в; г) пошкоджень робочої поверхні гвинта кульово-гвинтового механізму піднімача передньої опори шасі



Рисунок 6.7 – Мікроструктура матеріалу в поперечному перерізі під раковиною пітінгового пошкодження робочої поверхні гвинта кульово-гвинтового механізму піднімача передньої опори шасі: а - $\times 100$; б - $\times 500$.

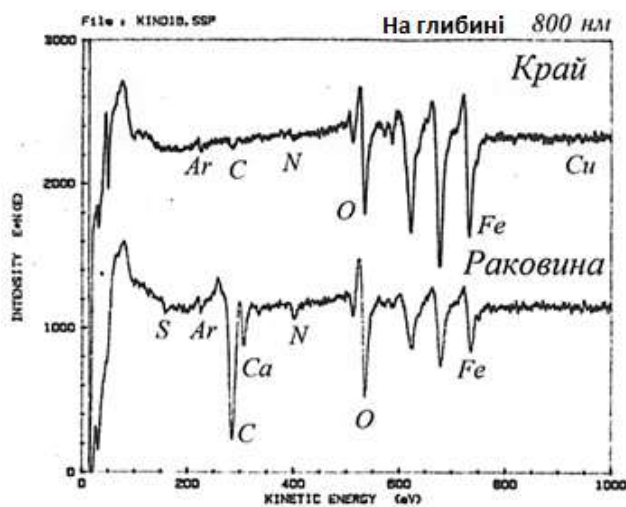
Аналіз отриманих результатів показує збагачення поверхневого шару киснем і вуглецем. Концентрація кисню на поверхні поблизу краю раковини складає 27,1 ат. %, на глибині 250 нм і 800 нм відповідно 41,4 ат. % і 29,2 ат. %, а на поверхні в середній частині раковина в точці 2 і на глибинах 250 нм і 800 нм від поверхні відповідно 7,9 %, 18,3 ат. % і 24,0 ат. %. Це свідчить про інтенсивну взаємодію металу з киснем, що може бути результатом розвитку пластичної деформації поверхневих шарів та дії підвищених температур в зоні контакту.

Максимальний вміст вуглецю спостерігається в раковині пітингового пошкодження. Форма лінії спектру вуглецю і його концентрація свідчать про наявність в раковині графітізованої плівки.



а

б



в

Рисунок 6.8 – Оже-спектри розподілу елементів на робочій поверхні жолоба гвинта кульково-гвинтового механізму піднімача передньої опори шасі: а – на поверхні; б – на глибині 250 нм; в – на глибині 800 нм.

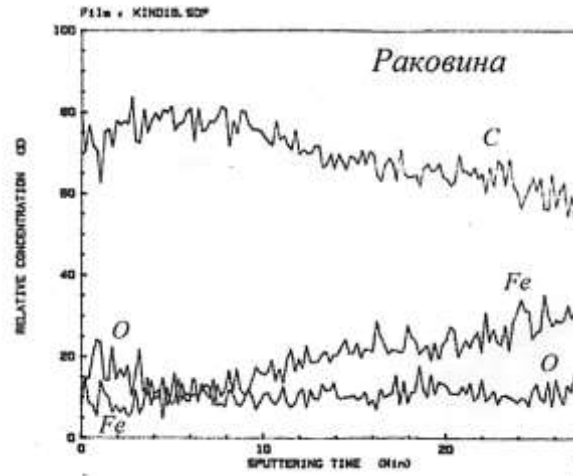


Рисунок 6.9 – Оже-спектри розподілу елементів від поверхні в глиб матеріалу на дні раковини пітингового пошкодження гвинта кульково-гвинтового механізму передньої опори шасі

Таблиця 6.6

Елементарний склад мікроділянок робочої поверхні х гвинта кульково-гвинтового механізму передньої опори шасі

Глибина Нм	Концентрація елементів, ат. %									
	Fe	Ni	Cu	Ti	Ca	C	N	O	S	F
Поверхність поблизу краю раковини (край)										
0	13,1		1,9	3,9	0,6	53,4		27,1		
250	51,7	1,4	0,9			2,3	1,7	41,4	0,6	
800	66,4		0,8			2,1	1,5	29,2		
Поверхність на дні раковини (точка 1)										
0					3,3	55,4	10,4	6,0		24,9
Поверхність на дні раковини (точка 2)										
0			1,9		1,6	75,2	6,8	7,9	1,9	4,7
250	8,8			1,2	1,0	64,3	5,6	18,3	0,8	
800	23,5				2,4	45,3	3,0	24,6	1,2	

Науглецювання в процесі тертя з утворенням в зонах контакту графітованих поверхневих плівок раніш виявлялось [330-332]. Найбільш

вірогідним джерелом постачання вуглецю для взаємодії з металом в даному випадку є вуглець, що може утворюватись в результаті трибомеханічної та термічної деструкції мастильного матеріалу. На користь такого висновку свідчить той факт, що в зоні аналізу на дні раковини пітінгового пошкодження поряд із підвищеним вмістом вуглецю виявляється одночасно фосфор і сірка.

Необхідно зазначити, що під шаром графітізованої плівки знаходяться оксиди заліза. Враховуючи той факт, що процес окиснення заліза супроводжується суттєвим збільшенням об'єму матеріалу [174], утворення оксидних фаз буде створювати додаткову розклинюючу дію на стінки утомної тріщини і, цим самим, сприяти пришвидшенню зношування за механізмом контактної втоми.

При обстеженні робочих поверхонь гвинта і гайки КГМ випуску-вбирання закрилків літака, що мав 10 тис. годин льотної експлуатації, виявлено пошкодження у вигляді язвин, відбитків кульок, викришування металу (рис. 6.10), які було ідентифіковано як фретинг-корозія [333; 334].



а



б

Рисунок 6.10 – Пошкодження робочої поверхні гвинта (а) і гайки (б) кульково-гвинтового механізму випуску-вбирання закрилків.

Пара «гвинт-гайка» виготовляється із сталі 30Х2НВФА, термооброблюються на міцність $\sigma_b = 1000 \dots 1200$ МПа та для забезпечення зносостійкості азотуються на глибину до 0,2 мкм. Місця розташування пошкоджень відповідають польотному положенню закрилків і проміжному положенню у яке закрилки встановлюються на стоянках під час виконання регламентних робіт. Очевидно, що в таких положеннях закрилків виникають найбільш сприятливі умови для контактної взаємодії спряжених поверхонь в

режимі фретингу. Максимальна глибина виробки на таких ділянках досягає 0,7 мм, що суттєво перевищує глибину азотованого шару. Можна очікувати, що при довгостроковій дії вібраційних навантажень аналогічні за характером пошкодження можуть також утворюватися на робочих поверхнях деталей інших КГМ, зокрема КГМ опор шасі.

Таким чином, результати поданого аналізу свідчать про те, що рівень поверхневої міцності і зносостійкості робочих поверхонь гвинтів КГМ, який досягається як зміцнюючим термічним обробленням, так і азотуванням, недостатньо ефективний для запобігання втомно-контактному руйнуванню і зношуванню в умовах тертя кочення і фретинг-корозії. Очевидно, що і в першому і в другому випадках для підвищення зносостійкості робочих поверхонь гвинтів КГМ, поряд із високою, твердістю необхідно збільшувати опір матеріалу поверхневого шару корозійно-втомному руйнуванню. Азотовані шари на сталях, в цьому плані, із-за відносно малої товщини і підвищеної крихкості, в умовах високих контактних навантажень не здатні забезпечити надійний захист поверхні деталі.

Одним із найбільш сприйнятних шляхів вирішення зазначеної проблеми є створення поверхневого робочого шару з макрогетерогенною структурою дискретного типу, у якому в певній закономірності чергуються зміцнені ділянки, здатні нести підвищені контактні навантаження, та не зміцнені ділянки з підвищеною релаксаційною здатністю [335]. Технологічно сформувавши такий шар можна у спосіб, який включає попереднє азотування з наступною дискретною лазерною обробкою в режимі поверхневого гартування [336].

На рис. 6.11 за результатами випробувань на зношування в умовах фретинг-корозії представлено діаграму максимальної усередненої глибини зносу зразків сталі 30X2НВФА з суцільним азотованим шаром і азотованим шаром, підданим дискретній лазерній обробці.

Азотування проводилось згідно технологічним режимам, прийнятим для зазначеної марки сталі. Лазерну дискретну обробку здійснювали за точковою схемою при наступних режимах: потужність випромінювання 1 кВт, діаметр

ділянки фокусування променя – 2,5 мм, крок зміщення центру ділянки фокусування променя у ряду і між рядами – 2,5 мм. За такого режиму температура нагріву поверхневого шару перевищувала температуру A_{c3} для сталі, але не досягала температури плавлення. Співвідношення площі, підданій дії лазерного випромінювання, до загальної площі зразка за прийнятої схеми і геометричних параметрів обробки складало 70%.

Випробування на зношування проводилось за схемою контакту площина-куля на машині тертя МФК-1 в умовах, наближених до реальних умов роботи КГМ. Для цього використовувався спеціально розроблений утримувач, в якому жорстко кріпляться три кулі діаметром 6 мм, виконані із сталі ШХ-15. Утримувач із кулями виконує роль контрзразка, який приводиться у контакт з торцевою поверхнею зразка, утворюючи при цьому три точковий контакт. Умови випробування зазначені на рис. 6.11.

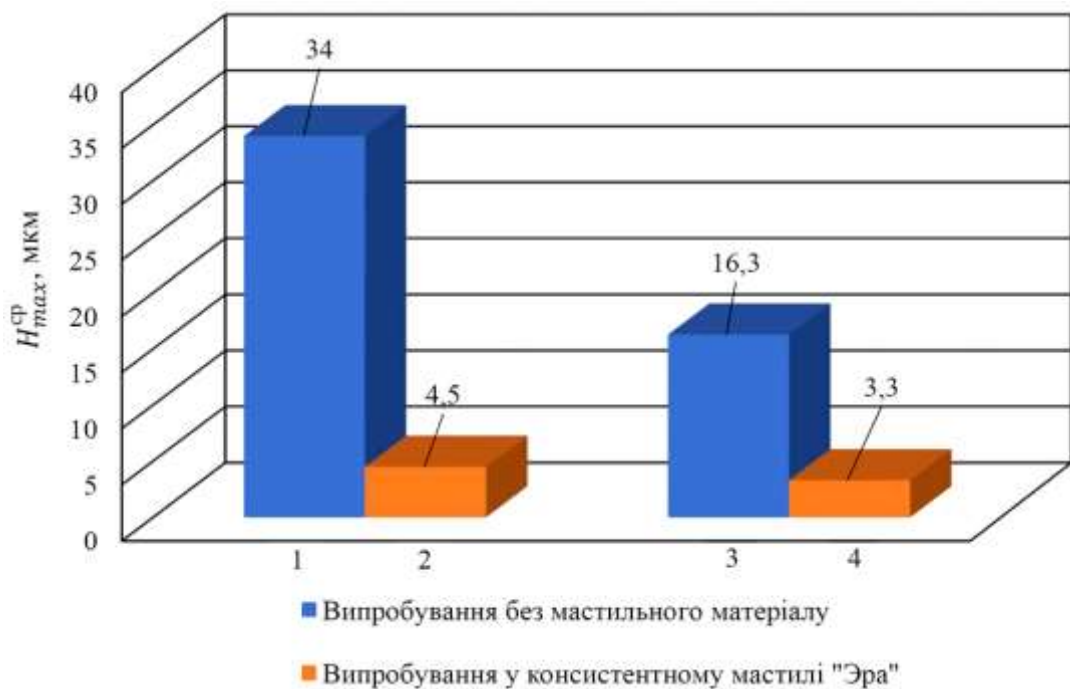


Рисунок 6.11 – Діаграма максимальної усередненої глибини випрацювання зразків у точковому контакті при випробовуванні на зношування в умовах фретинг-корозії. 1; 2 – сталь 30Х2НВФА + азотування; 3; 4 – сталь 30Х2НВФА+ азотування + дискретна лазерна обробка. Умови віброконтактного навантаження: $A = 200$ мкм; $P_n = 980$ Н; $\nu = 30$ Гц. База випробувань: 1, 2, 3 – $N = 3 \cdot 10^5$ циклів; 4 – $N = 1 \cdot 10^7$ цикл.

Результати випробувань показують, що як в умовах тертя без мастильного матеріалу, так і з мащенням консистентним мастилом “Ера” зразки оброблені за способом дискретної лазерної обробки азотованої поверхні сталі [336], характеризуються помітно більшою зносостійкістю, порівняно із звичайним азотуванням за стандартною технологією.

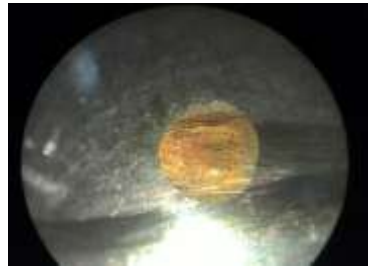
На рис. 6.12 представлено оптичні (а;б) та електромікроскопічні (в;г) знімки поверхні зв’язків сталі 30Х2НВФА підданій азотуванню (а;в) і комбінованому поверхневому зміцненню азотування + дискретна ЛО після випробувань на фретинг-корозійне зношування без мащення. На зразках зміцнених азотуванням в зоні фретингу спостерігаються сколи і ознаки інтенсивного окислення з утворенням оксидних структур з характерним для оксидів заліза червоно-коричневим кольором. На поверхні зразків, підданій комбінованому зміцненню, сколи в зоні фретингу не спостерігаються.

Металографічним аналізом встановлено, що поверхнево зміцнений шар, який формується в результаті дискретної лазерної обробки попередньо азотованої сталі, складається із двох шарів (рис. 6.13): зовнішнього твердого нітридного шару, товщиною 200...250мкм і нижнього комбінованого шару у складі стовбчастих включень нітридної фази, втілених у відносно м’яку сталеву основу. Очевидно, що така структура поверхнево зміцненого шару порівняно із структурою, отриманою звичайним азотуванням, здатна забезпечити більш високу зносостійкість в умовах високих локальних контактних навантажень.

6.2.3 Підвищення довговічності деталей із високоміцних титанових сплавів методом комбінованої термічної та термодифузійної обробки

В останні роки в авіабудуванні України виникла потреба у виготовленні деталей із високоміцних ($\sigma_b > 1350$ МПа) титанових сплавів[337-339], зокрема у болтах великого діаметру (> 10 mm). Гарячевисадні болти зі сплаву ВТ22 уповільнено руйнуються під висадженою головкою, де формується

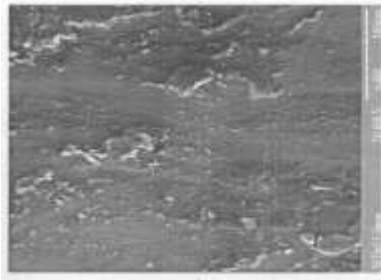
крупнокристалічна структура, уникнути якої в даному випадку неможливо.



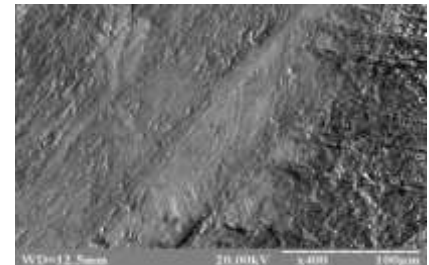
а



б

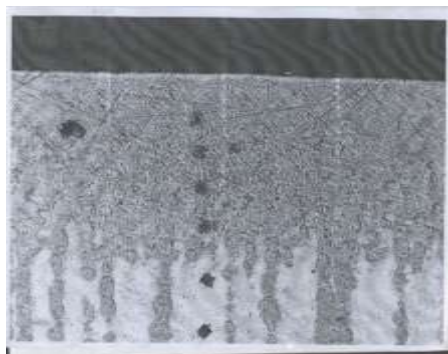


в

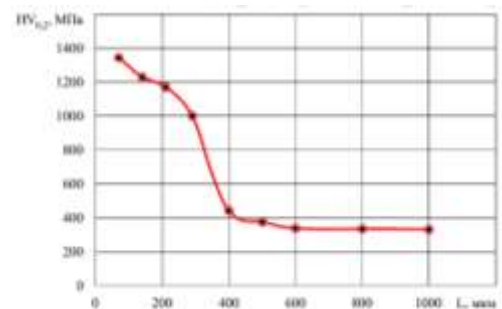


г

Рис. 6.12 Топографія поверхні зразків після випробування на зношування в умовах фретинг-корозії за схемою контакту площина-куля: а;в-сталь 30Х2НВФА азотування; б;г-сталь 2ХНВФА азотована + дискретна ЛО. Умови випробувань: $A=200$; $R_n=980H$; $V=30Гц$; 5 випробування $N=3 \cdot 10^5$ цикл; а;б-оптичне зображення ($\times 16$); в;г електронімікроскопічне зображення



а



б

Рис. 6.13. Мікроструктура поверхневого шару (а) і розподіл мікротвердості (б) в поверхневому шарі сталі 30Х2НВФА після комбінованої обробки азотування + імпульсна лазерна обробка

Зважаючи на це, в інституті металофізики НАН України (ІМФ) розроблена технологія термомеханічного оброблення прутків високоміцного двофазного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ22 для гарячої висадки зі швидкісним нагріванням напівфабрикатів на подальших етапах оброблення (рис. 6.15), яка забезпечує

дрібнозернисту глобулярну структуру металу, а отже, регламентовані міцність та якість болтів.

Різьбові з'єднання з титанових сплавів під час експлуатації повинні бути фретинго- та корозійностійкі. Для оптимізації технологічної схеми оброблення таких болтів запропоновано замість нанесення традиційних захисних покриттів (імпульсне анодування) модифікувати поверхню в умовах термодифузійного насичення з контрольованого газового середовища, суміщеного в одному технологічному циклі зі старінням (рис. 6.14), щоб створити на поверхні деталей наноплівку з оксидів або оксинітридів титану та дифузійний шар, зміцнений елементами втілення [340; 341]. Виявлено, що низькотемпературне оксидування та оксинітрування поверхні сплаву VT22, суміщене за температурно-часовими параметрами зі старінням, забезпечує корозійну тривкість металу в умовах впливу корозивного середовища (3% NaCl) [342]. Нижче подано результати досліджень впливу оксидних та оксинітридних шарів, сформованих під час старіння на зносостійкість при фретинг-корозії сплаву VT22, за якими оптимізовано фазово-структурний стан модифікованого шару[343;344].

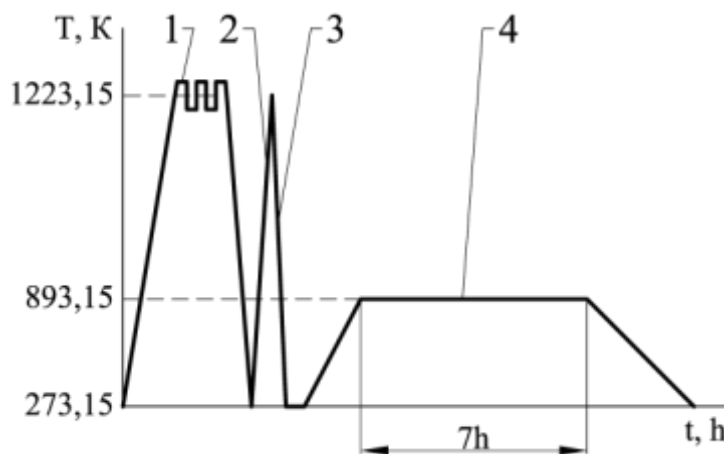


Рис.6.14 – Технологічна схема циклу термічної обробки зразків титанового сплаву VT22 зі старінням, суміщеним з модифікуванням поверхні: 1- термомеханічне оброблення; 2- нагрівання зі швидкістю 20°C/c; 3- гартування у воді; 4- старіння, суміщене з оксидуванням та оксинітруванням.

Випробування на зношування проводились згідно з ГОСТ23.211-80. Амплітуда відносного переміщення зразків і контрзразків $A = 82,5$ мкм, частота коливань $\nu = 25$ Гц на двох рівнях питомого контактного навантаження

P : помірного 9,8 МПа та жорсткого 19,6 МПа. База випробувань $N = 5 \cdot 10^5$ циклів. Зносостійкість матеріалів пар тертя оцінювали ваговим методом за різницею між початковою масою зразків і контрзразків і після випробування за результатами трьох вимірів. Додатково визначали середній рівномірний лінійний знос зразків як середнє арифметичне відхилення заглибин профілю доріжки тертя відносно базової поверхні. Використовували загартовані прутки двофазного титанового сплаву VT22 (Ti-5Al-4,75Mo-4,75V-1Cr-1Fe), отримані за створеною в ІМФ технологією термомеханічного оброблення.

На зношування під час фретингу випробовували матеріал без поверхневого модифікованого шару після старіння у вакуумі $P < 10^3$ Па і з ним (після оксидування та оксинітрування). Оксидували і зістарювали ($T = 620^\circ\text{C}$, $t = 7$ год.) загартовані зразки у динамічному вакуумі з натіканням кисневмісної газової суміші (25% O_2 + 75% Ar) у реакційну камеру - ампулу з нержавної сталі X18НЮТ, яку приєднували до відкачувальної вакуумної системи та розташовували у печі електроопору (нагрівали від зовнішньої гарячої стінки).

Послідовно виконували такі дії: загартовані зразки нагрівали до температури старіння 620°C у вакуумі $P = 1,33 \cdot 10^4$ Па зі швидкістю $150 \dots 200^\circ\text{C}/\text{год.}$; підвищували тиск у реакційній камері до $1,33 \cdot 10^3$ Па, зменшуючи швидкість відкачування вакуумного насоса (зменшували ефективний переріз всмоктувального отвору прикриванням вакуумної заслінки); ізотермічну витримку (вакуумне оксидування) здійснювали у динамічному вакуумі з натіканням кисневмісної газової суміші за її тиску у реакційній камері 10^5 Па. Відлік часу витримки починали з досягнення у робочій камері вакуумної печі заданої температури 620°C .

У такій самій послідовності здійснювали оксинітрування загартованих зразків сплаву VT22, суміщене зі старінням, в азоткисневмісній суміші (25% O_2 + 75% N_2) за її тиску у реакційній камері 10^2 Па в температурно-часовому діапазоні старіння сплаву ($T = 620 \pm 10^\circ\text{C}$, $t = 7$ год.). Товщина (за забарвленням) сформованих оксидної та оксинітридної плівок становить біля $0,01 \dots 0,03$ мкм (див. табл. 6.7). Для оксинітридної плівки, окрім рефлексу (200) оксинітридної

фази, на дифрактограмі присутній рефлекс (103) Ti_2N .

Досліджували також оксидні та оксинітридні покриття після нанесення на них антифрикційного шару ВАП-2 (3...6 мкм) на основі сполуки MoS_2 (епоксидний лак ЕП-074 + дисульфід молібдену). Контрзразки виготовляли з прутків алюмінієвого сплаву Д16Т у стані постачання, а потім термообробляли за таким режимом: гартували у холодній воді ($T < 15^\circ\text{C}$) від температури $495 \pm 5^\circ\text{C}$ (тривалість ізотермічної витримки 2 год.) та зі- старювали при кімнатній температурі не менше 100 год. Випробування на фретинг-зношування проводились для шести варіантів пар тертя сплав ВТ22 (зразок)-сплав Д16Т (контрзразок): сплав ВТ22 (вихідний стан); сплав ВТ22 (оксидування); сплав ВТ22 (оксинітрування); сплав ВТ22 (вихідний стан) + ВАП-2; сплав ВТ22 (оксидування) + ВАП-2; сплав ВТ22 (оксинітрування) + ВАП-2.

Таблиця 6.7

Параметри модифікованого шару титанового сплаву ВТ22 після різних видів ХТО, суміщених зі старінням ($T = 600 \pm 10^\circ\text{C}$, $t = 4$ год.)

ХТО	Твердість поверхні $H_{0,49}$, МПа	Товщина плівки, нм	Глибина зміцненої зони, нм
Старіння у вакуумі	4000...4300	-	-
Старіння з оксидуванням	7000... 7500	200...300	20...30
Старіння з оксинітруванням	6700... 7200	200...300	20...30

Визначали (рис. 6.15, рис. 6.16) зміну маси зразків і контрзразків та середній лінійний їх знос після випробування в умовах фретинг-корозії. Як видно із результатів, отриманих ваговим методом (рис. 6.15), за жорсткого режиму навантаження зменшується маса контрзразків і збільшується маса зразків, що свідчить про адгезійний характер фрикційно-контактної взаємодії.

Внаслідок утворення між матеріалами контактної пари тертя міцних адгезійних зв'язків і руйнування під дією циклічних контактних навантажень

осередків захоплення по менш міцному алюмінієвому сплаву об'єми матеріалу відокремлюються і переносяться із контрзразка на зразок. При цьому (рис. 6.15) зменшується маса контрзразків і збільшується маса зразків у парах тертя за усіх досліджуваних способів обробки сплаву ВТ22 і зі зменшенням контактного навантаження. Найменший приріст маси зразків за комбінованого оброблення, яке поєднує оксинітрування з нанесенням шару покриття ВАП-2. Такий варіант забезпечує також найбільшу його стійкість до зношування. Зокрема (рис. 6.16), середній рівномірний лінійний знос зразків сплаву ВТ22 після оксинітрування з нанесеним шаром ВАП-2, порівняно з вихідним станом, зменшується у 2-3 рази.

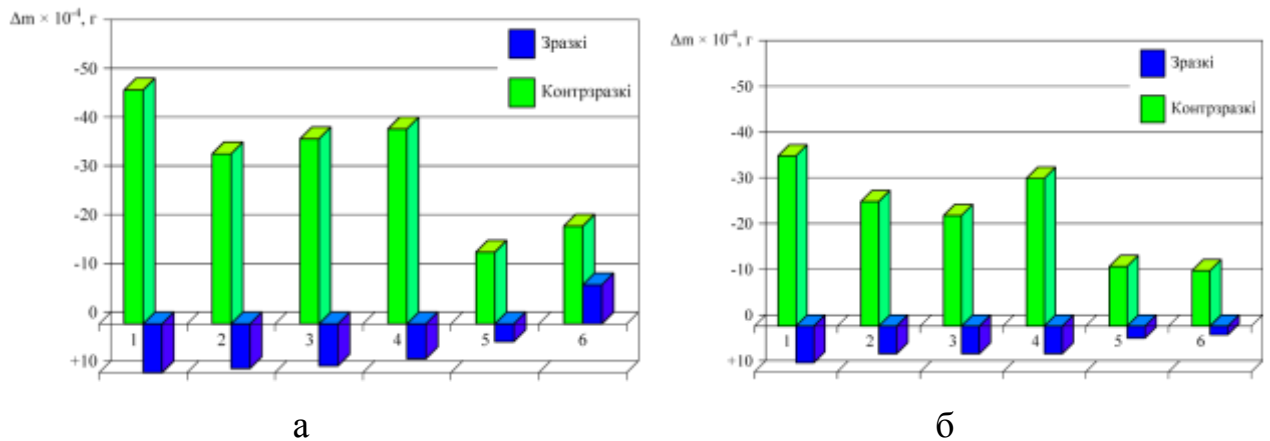


Рис. 6.15. Діаграма зміни маси зразків (I) і контрзразків (II) після випробування на зношування за фретингу: а - жорстке навантаження (19,6 МПа); б - помірне (9,8 МПа) у парах тертя зразок ВТ22-контрзразок ДІ6Т:

- 1 - сплав ВТ22 (вихідний стан);
- 2 - оксидування;
- 3 - оксинітрування;
- 4 - вихідний стан + ВАП-2 (MoS_2);
- 5 - оксидування + ВАП-2;
- 6 - оксинітрування + ВАП-2.

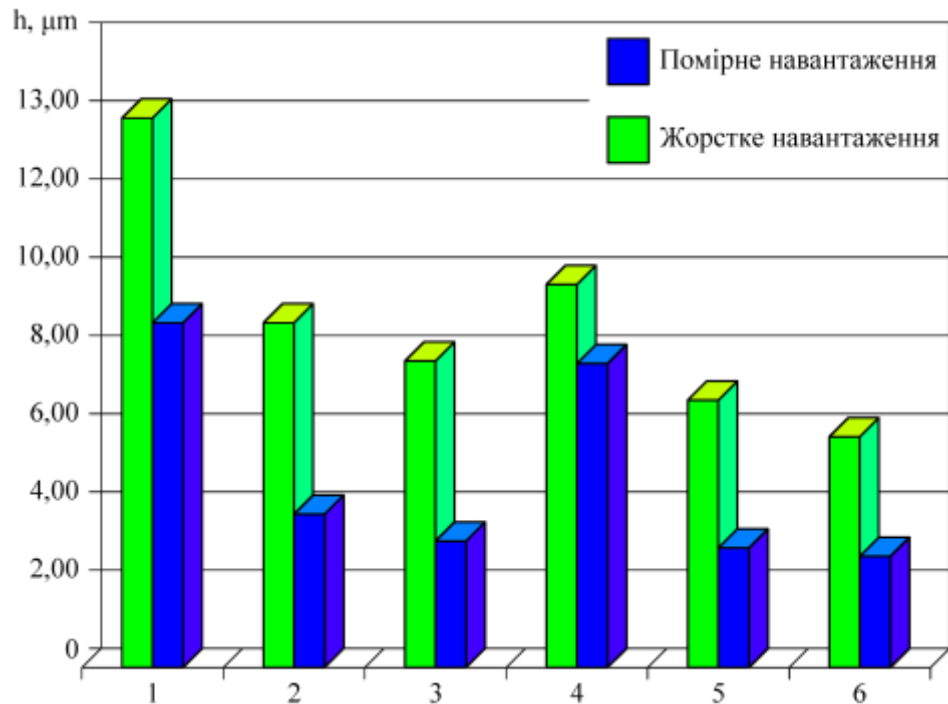


Рис.6.16 Діаграма середнього рівномірного лінійного зносу зразків сплаву VT22 з різним обробленням робочої поверхні за фретингу в парі зі зразками сплаву Д16Т під помірним (I) та жорстким (II) навантаженнями(позначення див. рис. 6.15)

Необхідно сказати, що за вибраних параметрів віброконтактного навантаження схоплення притаманне майже всім досліджуваним варіантам поєднання матеріалів в парах тертя, але найбільше проявляється у парі сплав VT22 (вихідний стан)-сплав Д16Т. Мікроскопічним аналізом поверхонь доріжок тертя виявлено, що внаслідок руйнування вузлів схоплення на поверхні сплаву Д16Т утворюються глибокі каверни і тріщини, а на поверхні спряженого матеріалу на фоні відносно рівномірного зносу - нарости від перенесеного матеріалу.

Глибинне руйнування сплаву Д16Т можна пояснити його схильністю до деформаційного зміцнення. Враховуючи зникаючий вглиб характер діючих у зоні контакту циклічних навантажень, можна очікувати найбільшого зміцнення об'ємів металу, максимально наближених до зон виникнення адгезійних зв'язків. Тоді руйнування відбувається на деякій відстані від осередку схоплення, тобто в місцях, де циклічні навантаження перевищують втомну міцність матеріалу (рис. 6.17).

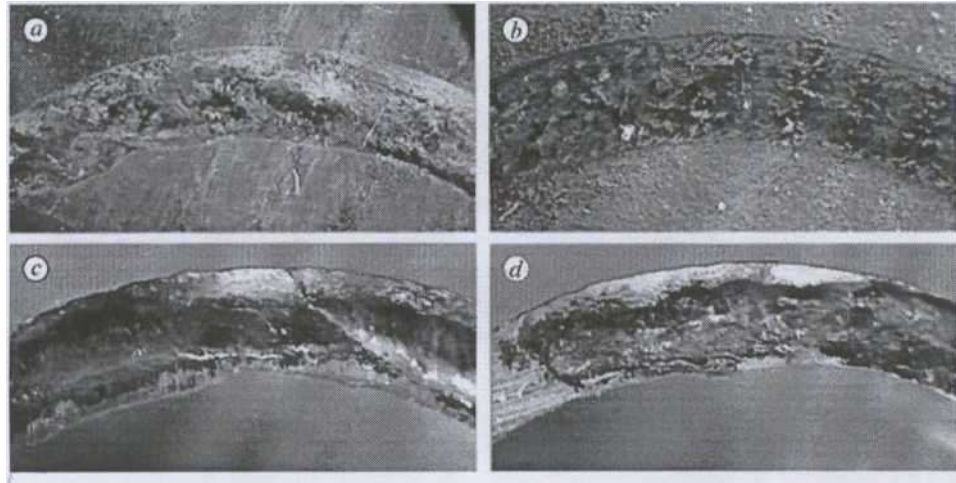


Рис. 6.17. Топографія робочої поверхні зразків (*a, b*) і контрзразків (*c, d*) пар тертя сплав ВТ22 (у вихідному стані)-сплав ДІ6Т (*a, c*) і сплав ВТ22 (після оксинітрування + ВАП-2)-сплав ДІ6Т (*b, d*) після випроб на зношування за фретингу під помірним навантаженням 9,8 МПа.

За результатами рейтингових досліджень на фретинготривкість зразків сплаву ВТ22 з оксидними та оксинітридними шарами, сформованими за умов старіння ($T = 600 \pm 50^\circ\text{C}$, $t - 4$ год.), суміщеного з термодифузійним насиченням з розрідженого газового середовища, визначено оптимальний фазовий склад модифікованого шару. Встановлено, що за усіма показниками (змінюючи масу зразків і контр- зразків та їх середнім лінійним зносом) після випробувань в умовах фретингу з нанесенням шару ВАП-2 (MoS_2) та без нього, за різних рівнів навантаження (помірного 9,8 МПа та жорсткого 19,6 МПа) на базі випробування $N = 5 \cdot 10^5$ цикл найефективнішими виявилися оксинітридні шари. Однак найбільшу фретинготривкість у парі тертя сплав ВТ22-сплав ДІ6Т забезпечує поєднання оксинітрування з нанесенням шару MoS_2 . За таких умов у розвитку фретингу не зафіксовано адгезійний складник і схоплення, характерне для сплаву ВТ22 з оксидним покривом, особливо без модифікованого шару.

Отже, доцільно поєднувати старіння та модифікування (оксинітрування) поверхні у єдиному технологічному циклі термічного оброблення напівфабрикатів зі сплаву ВТ22, щоб забезпечити баланс трибологічних та корозійних характеристик на заданому рівні.

6.2.4 Технологічні заходи з підвищення втомно-циклічної міцності деталей з газотермічними покриттями

У технологічних процесах виробництва і ремонту АТ для підвищення зносостійкості та відновлення зношених деталей широко застосовуються методи газотермічного напилювання покриттів. Водночас досвід експлуатації деталей з газотермічними покриттями і виконані дослідження впливу такого виду покриттів на механічні властивості матеріалу основи показали значне зниження міцності металів [236; 345; 346]. Особливо помітно знижується опір утомному руйнуванню в умовах циклічного навантаження.

Структура газотермічних покриттів характеризується високою гетерогенністю, наявністю дефектів у вигляді пор, мікротріщин, міжфазних і міжзеренних меж із слабкими адгезійно-когезійними зв'язками. У процесі циклічного навантаження такі дефекти діють як концентратори напружень і є центрами зародження втомних тріщин [236].

Значні перенапруження можуть виникати також через утворення в покритті і на межі покриття з основою в циклі «нагрівання – охолодження» напружень розтягу та внаслідок великої різниці пружно-пластичних властивостей матеріалів покриття і основи. Окрім цього, у місцях формування адгезійних зв'язків покриття з основою в поверхневому шарі металу можуть перебудовуватися міжатомні зв'язки. Це зменшує енергетичний бар'єр, що долається дислокаціями при виході їх на поверхню.

Очевидно, що рівень зниження втомної міцності у такому випадку, буде визначатися сумарним ефектом від дії зазначених факторів, а також природою, рівнем початкової міцності і чутливістю до концентрації напружень матеріалу основи.

Зниження втомної міцності металів з газотермічними покриттями може стати причиною втомного руйнування деталей. Тому у процесі проектування технологічних процесів нанесення захисних покриттів і відновлення деталей методами газотермічного напилювання важливим є застосування технологічних

заходів, спрямованих на підвищення опору втомному руйнуванню системи «покриття – основа». Особливо це актуально для вирішення завдань для багаторазового відновлення, коли з кожним наступним зніманням металу в процесі підготовки поверхні до відновлення знижується розрахункова міцність деталі, а матеріал деталі уже пройшов певні стадії нагромадження дефектів кристалічної ґратки для подальшого розвитку втомного руйнування.

Аналіз причин і механізмів зниження втомної міцності дозволив визначити деякі напрями щодо підвищення опору втомному руйнуванню металів з газотермічними покриттями [236]:

- оптимізація технологічних режимів процесу газотермічного напилювання з метою запобігання утворенню у покритті залишкових напружень розтягу, оптимізації адгезійно-когезійних зв'язків у системі «покриття – основа», а також для неуможливлення або мінімізації несприятливих структурних та інших змін у матеріалі покриття і основи;

- оптимальне поєднання пружно-пластичних властивостей матеріалу основи і покриття для запобігання виникненню при циклічному деформуванні на межі «покриття – основа» додаткових напружень;

- створення методами поверхнево-пластичного деформування (ППД) у поверхневому шарі деталі залишкових напружень стиску, здатних ефективно гальмувати процес розповсюдження тріщин із покриття в основу.

Результати випробувань на втому зразків із титанового сплаву ВТ-8 та зразків із цього сплаву з детонаційними покриттями (ДП) ВК15 і ВН30 з різними варіантами підготовки поверхні перед напиленням подано у табл. 6.8.

Випробування на втому проводились на циліндричних зразках в умовах згину з обертанням при симетричному циклі навантаження. Для визначення границі втомної витривалості база випробувань становила $N = 1 \cdot 10^7$ циклів.

Зразки з напиленими покриттями піддавались алмазному шліфуванню. Товщина напиленого шару покриття після шліфування становила 0,1 ... 0,15 мм, шорсткість поверхні $R_a = 0,2 \dots 0,3$ мкм.

Таблиця 6.8

Результати випробувань на втому зразків із титанового сплаву ВТ-8 з різними варіантами детонаційних покриттів та підготовки поверхні до напилювання

Номер варіанта	Варіанти	Границя втомної витривалості σ_{-1} , МПа
1	Сплав ВТ8, без покриття	500
2	Сплав ВТ8 + ДП ВК15	160
3	Сплав ВТ8 + ДП ВН30	140
4	Сплав ВТ8 + дробоструминне оброблення + ДП ВК15	440
5	Сплав ВТ8 + підшарок хім. Ni (~45мкм) + ДП ВК15	320
6	Сплав ВТ8 + підшарок хім. Ni (~45мкм) + відпал + ДП ВК15	380

Дробоструминне зміцнювальне оброблення зразків проводилось перед напилюванням за технологією зміцнення робочих лопаток компресора ГТД. Підшарок нікелю наносився методом хімічного осаджування. Досліджувались два варіанти зразків з підшарком: без відпалювання і з відпалюванням після нанесення підшарку за температури $T = 573\text{K}$ протягом 1,5 год.

Отримані результати втомних випробувань свідчать, що застосування таких технологічних прийомів, як нанесення проміжного підшарку і попереднє зміцнення методом ППД дають змогу істотно підвищити втомну міцність металів з газотермічними покриттями.

Металографічні дослідження зруйнованих зразків, підготовлених за варіантами 2 і 3 (табл. 6.8), показали, що тріщини зароджуються у покритті і з покриття розповсюджуються в основний матеріал (рис. 6.18, а).

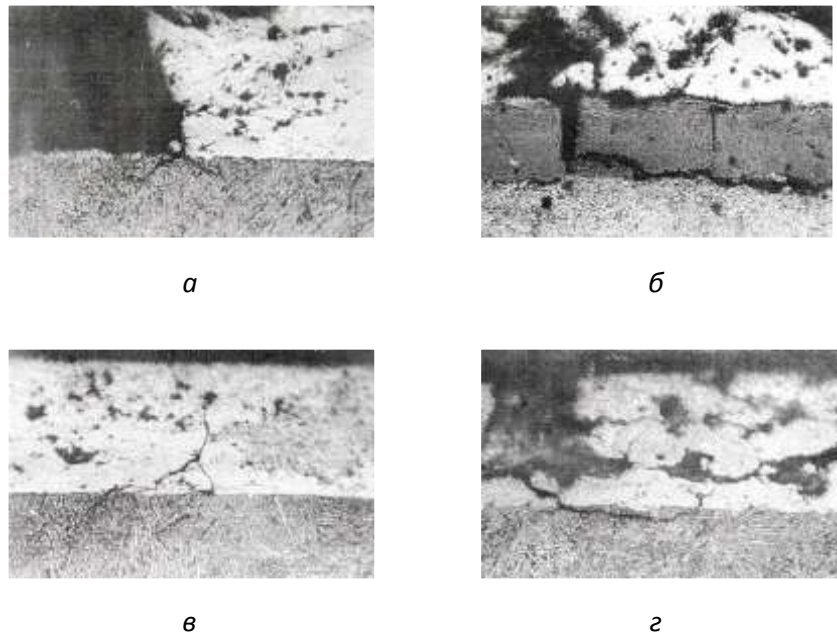


Рис. 6.18. Мікроструктура поверхневих шарів зразків після руйнування від утомленості в умовах циклічного навантаження (x400):
a – VT8 + ДП ВК15; *б* – VT8 + підшарок хім. Ni (~45мкм) + відпал + ДП ВК15; *в, г* – VT8 + дробоструминне оброблення + ДП ВК15

Підшарок нікелю (варіанти 5 і 6), очевидно, забезпечує більш плавну зміну пружно-пластичних властивостей при переході від титанового сплаву до покриття, що знижує рівень діючих на межах розділу «покриття – підшарок – основа» напружень. Крім цього, як видно із рис. 6.18 *б*, підшарок може бути ефективною перешкодою на шляху розвинення тріщини із покриття в основу.

Найбільший ефект з підвищення втомної міцності отримано під час попереднього дробоструминного зміцнення зразків. Такий технологічний прийом дозволив підвищити границю втомної витривалості сплаву VT8 з покриттям ВК15 з 160 до 440 МПа. Підвищення опору втомному руйнуванню у процесі оброблення металів методами ППД пов'язують з утворенням в поверхневому шарі залишкових напружень стискання і підвищенням міцності приповерхневих шарів металу за рахунок деформаційного нагартування. Для сплавів на основі титану в підвищенні опору втомному руйнуванню під час

оброблення методами ППД переважну роль відіграє ефект утворення залишкових напружень стиснення [347].

Наведені у матеріалі основи у процесі ППД залишкові напруження, діючи через адгезійний контакт, будуть викликати у шарі покриття напруження такого ж знака. Тому можна очікувати, що попереднє оброблення методами ППД, створюючи у системі «покриття – основа» більш сприятливий напружений стан, одночасно гальмуватиме процес зародження і розповсюдження тріщин як у матеріалі основи, так і в покритті.

Як видно з рис 6.18. *в, з*, при втомному руйнуванні зразків, зміцнених перед напилюванням дробоструминним обробленням, тріщини, що зародились у покритті, під дією залишкових напружень стиснення, у поверхневому шарі матеріалу основи можуть гальмуватись і змінювати напрямок свого розвитку.

6.2.5 Технологічні рекомендації з відновлення зношених деталей із титанових сплавів

У процесі ремонту АТ значну кількість деталей, які вибраковуються з причини надмірного зносу, складають деталі, що виготовлені із титанових сплавів [167]. Це зумовлено високою схильністю до захоплення і низькою зносостійкістю титанових сплавів в умовах тертя як в однойменних парах, так і в парі з іншими матеріалами. Як правило, такі деталі входять до складу номінально-нерухомих з'єднань, зношування яких спричиняться розвитком фретинг-корозії.

Низька теплопровідність, висока хімічна активність, чутливість до концентрації напружень, властиві сплавам на основі титану, зумовлюють специфіку технології їх відновлення порівняно з іншими конструкційними металевими сплавами.

Натепер традиційними і найбільш поширеними методами відновлення зношених деталей під час ремонту АТ є електролітичне осадження покриттів, наплавлення і газотермічне напилювання. Стосовно відновлення деталей із титанових сплавів електролітичні методи не набули поширення через труднощі

забезпечення міцного зчеплення покриття з основою і значної чутливості титанових сплавів до водневого окрихчування. Застосування методів наплавлення також обмежується необхідністю проведення процесу в атмосфері захисного газу або глибокому вакуумі і можливістю окрихчування металу в зоні термічного впливу. Крім цього, через незадовільну зварюваність титанових сплавів з іншими металами як присадковий матеріал для наплавлення можуть бути використані тільки близькі за складом сплави, що не дає змоги одночасно з відновленням забезпечити зносостійкість деталі без додаткового зміцнювального поверхневого оброблення. Недоліком газотермічних методів напилювання є недостатня в ряді випадків міцність зчеплення покриттів з основою та певні обмеження товщини нарощуваного шару. Попри це технології газотермічного напилення набули значного поширення в авіаремонтному виробництві для відновлення зношених деталей.

Вибір номенклатури деталей, придатних для відновлення, та вибір найбільш раціонального методу відновлення проводять на основі аналізу сукупності технічних, конструктивно-технологічних і техніко економічних умов, що визначають можливість та доцільність їх відновлення [348 - 350].

Для роботи деталей в умовах підвищеної вологості, різких змін температури, дії циклічних навантажень важливо, щоб матеріали покриття і деталі мали близькі значення електродних потенціалів, коефіцієнтів термічного розширення, модуля пружності.

У разі великої різниці електродних потенціалів у місцях адгезійного контакту покриття і основи в умовах вологого електролітичного середовища виникає небезпека розвитку процесу електрохімічної корозії. Значна різниця значень коефіцієнтів термічного розширення матеріалів покриття і основи призводить до утворення у покритті в процесі напилювання великих залишкових напружень і термічних напружень через різкі зміни температури. Аналогічний ефект виникає і за великої різниці модулів пружності матеріалів покриття і основи при дії зовнішніх навантажень. У цьому випадку в площині адгезійного контакту та шарі покриття виникають додаткові дотичні і

нормальні напруження, які можуть спричиняти адгезійне і когезійне руйнування покриття [351].

Розглянуті у розділі 4.3 приклади детонаційних і плазмових покриттів показують, що методами газотермічного напилювання із застосуванням відповідних матеріалів, робочим поверхням деталей одночасно з відновленням може бути надана більш висока зносостійкість. Разом з цим для вибору матеріалу покриття для кожного практичного випадку застосування необхідно виходити із конкретних умов роботи трибопари. Відносно невисока адгезійно-когезійна міцність газотермічних покриттів і контактна жорсткість системи «покриття – основа» у разі перевищення деяких критичних значень параметрів фрикційно-контактного навантаження може викликати не тільки пришвидшений знос, але і розтріскування та втрату функціональної придатності покриття. Галузь застосування покриття може обмежуватись також граничнодопустимою робочою температурою.

У деяких випадках практичне застосування зносостійких газотермічних покриттів може обмежуватись високим значенням коефіцієнта тертя. За достатньої відкритої пористості (не меншої за нижче 5 %) для зниження коефіцієнта тертя можна застосовувати просочування (інфільтрацією) поверхні покриттів антифрикційними суспензіями на основі графіту, десульфиду молібдену і фторопласта. Просочування включає операції підготовки суспензії з певним умістом антифрикційних компонентів у воді, просочування і сушіння. Більш повне заповнення пористого напиленого шару суспензією забезпечує вакуумне просочування зі створенням додаткового динамічного тиску за схемою «вакуумування – розгерметизація».

Для покриттів, пористість яких менша за 5 %, зниження коефіцієнта тертя можна досягати нанесенням на поверхню спеціальних твердомастильних матеріалів, антифрикційних металевих і полімерних покриттів [352].

За підвищених величин зносу, а також у разі потреби збільшити припуски на попереднє механічне оброблення для видалення дефектного шару металу,

відновлення деталей потребує нарощування товщини компенсувального шару, яке перевищує можливості детонаційного та плазмового напилювання.

Проблема відновлення таких деталей, зокрема стосовно відновлення контактних поверхонь антивібраційних полиць робочих лопаток компресора, була вирішена методом напаявання композиційного матеріалу ВТН-1 у захисній атмосфері інертного газу [353; 354]. ВПр-1 являє собою порошок матеріал із порошку карбиду вольфраму («Реліт») і припою ВПр16 на титановій основі. При напаяванні такого композиту утворюється покриття, у якому частинки твердої карбідної фази WC міцно з'єднані у відносно пластичній металевій матриці припою.

На рис. 6.19а представлена діаграма величини середнього лінійного зносу композиційної напайки 50% мас. ВПр-16 + 50% мас. WC [355]. Як видно з отриманих результатів величина середнього лінійного зносу композиційної напайки по відношенню до титанового сплаву ВТ8 майже в 5 разів нижча. Характер зміни коефіцієнту тертя із зростанням числа циклів фретингу контактної пари ВПр-16-WC відрізняється від контактної пари сплаву ВТ8 відсутністю на початковій стадії дільниці з високим коефіцієнтом тертя (рис. 6.19б), що свідчить про відсутність на початковій стадії фретингу інтенсивної адгезійної взаємодії і схоплення.

За структурою напайка ВПр-16-WC являє собою типовий композиційний матеріал, в якому тверді карбідні частинки WC закріплені в більш м'якій матриці матеріалу припою ВПр-16 (рис. 6.21 б). Визначення мікротвердості структурних складових напайки показали наступні їх значення: карбідна фаза- $H_M=15,2-17,9$ ГПа, зв'язка $-H_M=4,3-5,1$ ГПа, перехідний шар $-H_M=3,7-4,1$ ГПа. Висока зносостійкість композиційних матеріалів, побудованих за принципом “наповнювач- зв'язка” забезпечується тим, що тверді частинки наповнювача, розташовуючись в зоні тертя переважно на плямах фактичного контакту, перешкоджають схопленню і забезпечують високий опір зношування. Зв'язка, з одного боку, утримує частинки наповнювача, з другого боку, маючи певний

запас пластичності забезпечує релаксацію напружень, що виникають в матеріалі під дією сил тертя.

На користь того, що основне контактне навантаження в структурі композиційної напайки ВПр-16-WC несуть частинки карбідної фази, свідчать результати металографічного аналізу зразків після випробування (рис. 6.20). На ділянках фактичного контакту спостерігаються зношення частинок карбідної фази, в той час як у матеріалі матриці будь-яких помітних змін не спостерігається

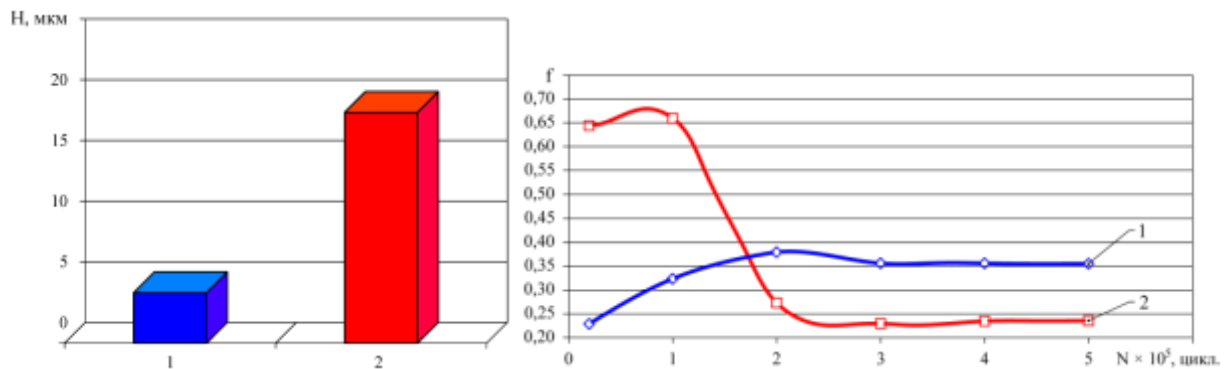


Рис.6.19 Діаграма величини середнього лінійного зносу (а) і залежність коефіцієнта тертя від кількості циклів фретингу (б) для контактної пари ВПр-16-WC- ВПр-16-WC(1) і сплаву ВТ8-сплав ВТ8 (2). Умови випробувань : $A=120\mu\text{м}$ $p=19,8\text{Мпа}$ $T=293\text{К}$ $N= 5 \cdot 10^5$ цикла.

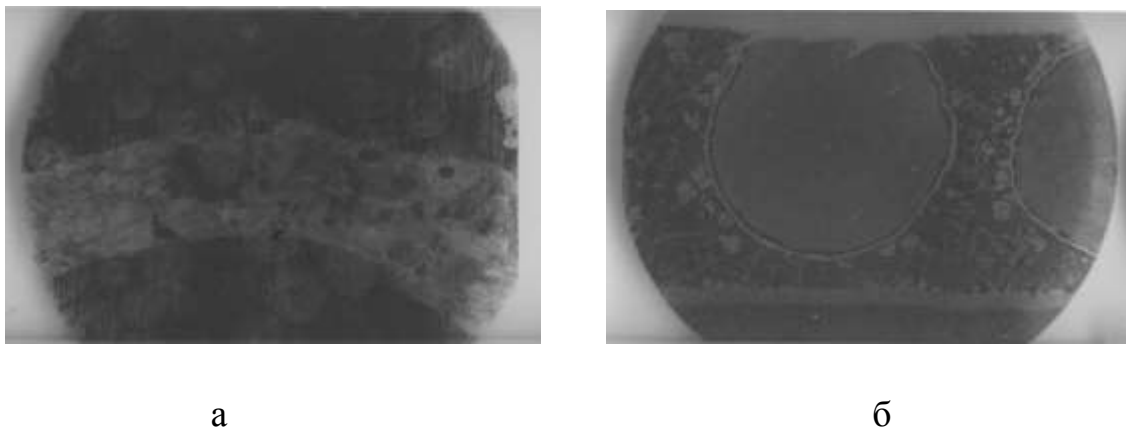


Рис.6.20 Топографія поверхні та мікроструктура зразків з напайкою ВПр-16-WC після випробувань на зношення при фретинг корозії

Висновки до розділу 6

1. Розроблено аналітично-розрахунковий метод оцінювання фретингостійкості поверхневих шарів, який дає можливість описувати і аналізувати зміну стану матеріалу поверхневого шару та визначати умову виникнення його фрикційного руйнування. В основу отримання розрахункових залежностей покладено метод розв'язування зносоконтантної задачі, що ґрунтується на енергетичній моделі трибопроцесів, законах термодинаміки відкритих нерівноважених систем та енергетичній концепції міцності твердих кристалічних тіл. Умова руйнування визначалась як кількість циклів фретингу, за якої відбувається відокремлення елементарного фрагменту поверхні об'ємом, обмеженим напівсферою з діаметром, співмірним з діаметром плями фактичного контакту.

2. Для реалізації потенційно високої міцності і зносостійкості ГТН-покривів із евтектичних сплавів на основі Fe з тугоплавкими сполуками втілення, запропоновано спосіб поверхневого модифікування дискретною ЛО в режимі ТЦО і режимі оплавлення. Показано, що існує оптимальне співвідношення площ ЛО-модифікованої і вихідної поверхонь покриття, яке залежить від умов фрикційно-контактного навантаження. За оптимального співвідношення площ зносостійкість покриттів підданих ЛО в режимі ТЦО зростає у 1,85 рази, а в режимі оплавлення більш ніж у 2 рази.

3. Запропоновано спосіб формування ГТН-покривів, який включає попереднє нанесення покриття дискретної структури з преривчасто-фрагментованим шаром з наступною інфільтрацією порожнин второпластово-графітовою водною суспензією. За результатами порівняльних випробувань в умовах фретинг-корозії зносостійкість плазмених покриттів ВКНА і БрА-7 з дискретно-фрагментованою структурою і второпласт-графітовим заповнювачем підвищилась відповідно у 8 і 6 разів порівняно з покриттями напиленими суцільним шаром. Одночасно комбіновані покриття з дискретно-фрагментованою структурою характеризуються меншою зношуючою здатністю

по відношенню до контртіла, забезпечують у 3 – 4 рази зниження коефіцієнту тертя трибопари та у 2 – 6 рази тривалість стадій припрацювання.

4. Запропоновано метод підвищення опору контактному-втомному руйнуванню твердих крихких тонкоплівкових покриттів. Метод полягає у попередньому зміцненні поверхні матеріалу основи поверхнево-пластичним деформуванням у спосіб прокочування кульою смугами за сітчастостельніковою схемою. Контактна втома іонно-плазменого покриття TiN, нанесеного на поверхню сплаву ВТЗ-1, попередньо зміцненою за розробленим методом, зросла на 20...40%, а стійкість до фретинг-корозійного зношування у 1,6 рази.

5. Виконано аналіз причин виникнення пошкоджень робочих поверхонь гвинтів КГМ. Показано, що технологічні процеси зміцнення гвинтів термічним обробленням і термодифузійним азотуванням за стандартними технологіями не забезпечують достатньо високий рівень їх поверхневої міцності і зносостійкості в умовах високих локальних контактних навантажень. Експериментально доведено, що ефективним способом підвищення фретингостійкості азотованих шарів на сталі є наступна їх дискретна ЛО в режимі поверхневого гартування. За однакових умов віброконтактного навантаження зносостійкість азотованої сталі 30Х2НВФА при терті без мащення зросла в 2 рази, а з мащенням консистентним мастилом «Эра» в 5 разів по відношенню до азотування за стандартною технологією.

6. За результатами рейтингових досліджень з оцінювання фретингостійкості високоміцного титанового сплаву ВТ22 з оксидними і оксинітридними шарами, сформованими за умов старіння, суміщеного з термодифузійним насиченням із контрольованого газового середовища, визначено оптимальний фазовий склад модифікованого шару. Встановлено, що за всіма показниками (змінюючи маси зразків і контрзразків та їх середнім лінійним зносом) найбільш ефективним технологічним заходом для запобігання інтенсивному руйнуванню у фретинг-парі з алюмінієвим сплавом Д16Т є поєднання термодифузійного оксинітрування з нанесенням на поверхню

твердомастильного покриття на основі MoS_2 і графіту. Поєднання старіння та модифікування поверхні оксинітруванням в єдиному технологічному циклі термічного оброблення забезпечує оптимальний баланс триботехнічних характеристик і регламентованої міцності сплаву VT22.

7. На основі аналізу механізмів впливу ГТН-покриттів на втомну міцність матеріалу основи теоретично і експериментально обґрунтовано технологічні заходи з підвищення втомно-циклічної міцності деталей з ГТН-покриттям. Розроблено технологічні рекомендації з відновлення зношених деталей із титанових сплавів. Експериментально доведено, що за підвищених величин зносу, коли відновлення деталі потребує нарощування товщини компенсуючого шару, що перевищує можливості методів ГТН, ефективним методом відновлення є напаявання композиційним матеріалом у складі високотемпературного припою на основі титану ВПр16 і карбиду вольфраму WC при їх оптимальному співвідношенні 50 мас. %.

Публікації до розділу

1. Аналіз фретингового руйнування поверхневих шарів на основі енергетичної моделі трибоконтракту / М. Кіндрачук, В. Крамар, О. Духота, В. Лабурак // VI Ukrainian-Polish Scientific Dialogues : The International scientific Dialogues // VI Ukrainian-Polish Scientific Dialogues and technical conference, 21–24 October 2015 year, Khmelnytsky. – KNU, 2015. – P. 87 – 88.

2. Analysis of the fretting process of surface layers based on the energy model of triboprocess/ M. Kindrachuk, V. Kramar, O. Dukhota, V. Loburak// Study of problems in modern science: new technologies in engineering, advanced management, efficiency of social institutions: [collective monograph]; edited by Y. Shalapko, Z. Wyszowska, J. Musial, O. Paraska.- Bydgoszcz : University of Technology and Life Sciences, 2015. – P. 396-403.

3. Пат. 45549. Україна, МПК С 23 С 8/80. Спосіб дискретної обробки азотованих сталевих виробів / Кіндрачук М. В., Духота О. І., Шевченко О. Л. Та інші. - № и2009 06958 ; заявл. 03.07.2009 ; опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21. – 6 с.

4. Пат. 65209, МПК С23С 4/18 (2006.01). Спосіб формування зносостійких газотермічних покриттів термоциклуванням лазером / Кіндрачук М. В., Духота О. І., Головка Л. Ф. та інш. - № и2011 06509 ; заявл. 24.05.2011 ; опубл 25.11.2011, Бюл. № 22. – 6 с.

5. Пат. 98452, МПК с23с 14/00 (2015.01). Спосіб отримання твердого покриття з підвищеним опором втомному руйнуванню на поверхні металевого виробу / Кіндрачук М. В., Духота О. І. Кудрін А. П. та інш. - № и2014 12654 ; заявл. 25.11.2014 ; опубл. 27.04.2015, Бюл. № 8. – 6 с.

6. Пат. 45549. Україна, МПК С 23 С 8/80. Спосіб дискретної обробки азотованих сталевих виробів / Кіндрачук М. В., Духота О. І., Шевченко О. Л. Та інш. - № и2009 06958 ; заявл .07.2009 ; опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21. – 6 с.

7. Духота О. І. Технологічні аспекти забезпечення працездатності циклічно-навантажених деталей вузлів тертя з газотермічними покриттями / О . І. Духота, М. В. Кіндрачук, В. Ю. Потягов // Проблеми трибології. – 2009. - № 1 (51). – С. 81-84.

8. Методологія оцінювання ремонтпридатності для вибору методу відновлення зношених деталей / В. Б. Сідоров, В. О. Краля, О. І. Духота Д. О. Пугачевський // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип.45– К. : НАУ, 2006. – С. 47-53.

9. Особенности технологи восстановления зношених деталей из титановых сплавов / А. П. Кудрин, А. И. Духота, В. В. Готун, В. В. Жигинас // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип. 47 – К. : НАУ, 2007. – С. 197-206.

10. Системний підхід до оцінки ремонтпридатності та вибору методу відновлення деталей, що пошкоджуються фретинг-корозією / А. П. Кудрін, О. І. Духота, В. В. Жигінас, О. В. Мельник // Сучасні проблеми трибології : тези доп. Міжнар. наук. - техн. конф., 19-21 травня 2010. – К.: ІВЦ АЛКОН НАН України, 2010. – С. 149.

11. Духота О. І. Вплив напружено-деформованого стану на зношувальність композиційних матеріалів / О. І. Духота, О. В. Тісов, Г .А. Волосович // Авіа-2009: матеріали ІХ міжнар. наук.-техн. конф. 21-23 вересня 2009. – К. : НАУ,

2009. – C. 14.13 – 14.16.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

На основі виконаних досліджень зроблені наступні висновки з наукових та практичних результатів роботи.

1. За результатами аналізу експлуатаційних дефектів деталей АТ отримані кількісні показники, які характеризують причини втрати їх працездатності. Встановлено, що найбільший відсоток дефектів деталей трибомеханічних систем виникає в номінально нерухомих і малорухомих вузлах і з'єднаннях за умов фрикційно-контактної взаємодії, що викликає розвиток фретинг-корозії. В середньому, для різних типів АТ відсоток деталей, що пошкоджується фретинг-корозією, складає від 65% до 87%. На підставі отриманих кількісних показників пошкоджуваності деталей АТ фретинг-корозією та аналізу стану конструктивно-технологічного забезпечення їх зносостійкості сформульовані актуальність теми та визначені завдання дослідження.

2. На прикладі поєднання у фретинг-парі титанового сплаву ВТ8 із конструкційними сплавами на основі Al, Cu, Mg, Fe та з одноіменним сплавом встановлено закономірності взаємного впливу природи матеріалів контактної пари на формування трибоструктури поверхні контакту та фрикційно-зносні характеристики трибосистем. З урахуванням специфіки впливу фретинг-корозії на втрату працездатності деталей і спряжень сформульовано принципи вибору сприятливого поєднання матеріалів фретинг-пари. Для трибосистем, втрата працездатності яких пов'язана з накопичуванням і розклинюючою дією в зоні трибоконтакту продуктів зношування, запропоновано критерій та розрахунково-аналітичний метод оцінювання фретинг-корозійної сумісності матеріалів. Запропонований критерій є характеристикою трибостистеми, яка показує у скільки разів об'єм ущільнених порошкових продуктів зношування, що утворюються при фретинг-корозії, більший або менший сумарного об'ємного зносу елементів трибопари.

3. Для різного класу конструкційних сплавів визначено закономірності впливу параметрів віброконтактного навантаження на статистичні характеристики величини фретинг-зносу. Встановлено, що незалежно від природи матеріалу і амплітудно-силових параметрів фретингу, розподіл випадкових похибок величини фретинг-зносу підпорядковується закону нормального розподілу. Статистичні показники розсіювання величини фретинг-зносу залежать як від природи і фізико-механічних властивостей матеріалу, так і від амплітудно-силових параметрів фретингу і зростають із збільшенням жорсткості амплітудно-силового режиму фретингу. Показано, що поєднання навантажень від динамічної складової і фретингу в режимі удару з проковзуванням найбільш суттєво пришвидшує процес зношування. Так, в режимі ударного фретингу величина зносу для сталі 40Х2НМА і титанового сплаву ВТ22 порівняно з фретингом без удару зростає відповідно у 2,7 та 6 разів. Механізм інтенсифікації зношування при фретингу з ударною складовою полягає у пришвидшенні процесів втомного руйнування поверхневих шарів металу при поєднанні хвиль деформації, що розповсюджуються від удару, з хвилями деформації від тангенціальної віброконтактної взаємодії поверхонь.

4. Визначено взаємозв'язок інтенсивності зношування матеріалів від геометричних розмірів та схеми контакту елементів трибопари. Встановлено, що за умови постійної амплітуди фретингу інтенсивність зношування зростає із збільшенням параметру K_3 , який характеризує відношення амплітуди фретингу до напівдовжини ділянки контакту у напрямку вібропереміщення. Найбільш швидке зростання інтенсивності зношування досягається, коли параметр відносного зміщення поверхонь перевищує деяке порогове значення, яке лежить в області $K_3 \geq 0,5 \dots 0,6$. Механізм інтенсифікації зношування при досягненні критичного значення параметра K_3 та критичної амплітуди фретингу пов'язаний із переходом від умов фрикційно-контактної взаємодії елементів трибопари переважно через прошарок продуктів зношування до безпосередньої адгезійної взаємодії поверхонь.

5. На основі енергетичної моделі трибопроцесів та аналізу структурно-реологічних механізмів дисипації енергії і релаксації напружень у фрикційному контакті розроблено концепцію керування фретингостійкістю елементів трибомеханічних систем. Показано, що в умовах динамічного контактного навантаження структурно-реологічні механізми, з одного боку, контролюють рівень нагромадженої внутрішньої енергії поверхневих шарів матеріалу, з другого, відповідають за формування напружено-деформованого стану поверхневих об'ємів матеріалу та кінетику утворення і руйнування захисних вторинних структур в зоні фрикційного контакту. З урахуванням специфіки фретинг-корозійного зношування сформульовані загальні принципи створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної фретингостійкості.

6. Визначено закономірності впливу технологічних параметрів формування і параметрів фретингу на фрикційно-зносні характеристики трибосистем з дискретно-текстурованими мастилоємними поверхнями. Експериментально доведено, що формування поверхонь з розвинутою системою мікрозаглиблень сприяє регенерації граничних мастильних шарів та є ефективним способом підвищення зносостійкості і ресурсу трибосистем, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії з обмеженою подачею в зону трибоконтакту мастильного матеріалу. Найбільший ефект з підвищення зносостійкості досягається за сферичного профілю мікрозаглиблень у прямих парах, де мікрозаглиблення формувались на поверхні з більшою твердістю, ніж твердість контртіла. За такої умови і мащенні консистентним мастилом ЦИАТИМ-201 знос зразків у парі сталь 45 загартована – сталь 45 нормалізована знизився у 6 разів, а сумарний знос елементів трибопари у 5,5 рази.

7. Для конструкційних титанових сплавів обґрунтовано вибір електродних матеріалів і технологічних схем формування поверхнево-модифікованих шарів методом ЕІЛ. Експериментально доведено, що висока стійкість до зношування ЕІЛ –покриттів із композиційної кераміки на основі

ZrB₂ зумовлена, з одного боку, високою твердістю основної керамічної фази, з другого, формуванням в зоні трибоконтакту нанорозмірного поліоксидного шару у складі твердої тугоплавкої оксидної матриці на основі оксидів Zr і Ti і легкоплавкої склоподібної боросилікатної зв'язуючої фази B₂O₃ + SiO₂. Високотверда тугоплавка матрична фаза відповідає за міцність і несучу здатність трибоплівки, а боросилікатна фаза виконує функції твердомастильної антифрикційної складової.

8. Визначено закономірності впливу складу вихідного матеріалу, технологічних параметрів формування та параметрів фретингу на кількісні показники зносостійкості детонаційних покриттів систем WC-Co, WC-Ni. Встановлено, що найбільш сприятлива з огляду деформаційно-міцнісних властивостей і зносостійкості структура покриття формується із порошкових матеріалів з гетерогенною композиційною будовою частинок (плаковані та конгломеровані порошки) при напиленні (пропан+бутан) – кисневою горючою детонаційно-газовою сумішшю з меншою теплореакційною здатністю ніж ацетилен-киснева горюча детонаційно-газова суміш. За такої умови досягається найменша ступінь зневуглицювання карбідної складової і менш інтенсивне утворення у структурі покриття крихких інтерметалічних сполук з меншою ніж у системах WC-Co, WC-Ni міжфазною когезійною міцністю.

9. Методом скінченно-елементного аналізу проведено розрахунок еквівалентних напружень (по Мізесу), що виникають у покритті і матеріалі основи від дії температур фрикційного нагріву. Задача вирішувалась на прикладі систем ГТН-покриття BK15-основа з різними варіантами матеріалу основи, товщин покриття 0,1...0,5мм, температур нагріву 50°C...300°C. За результатами моделювання встановлено, що внаслідок фрикційного нагріву в покритті виникатимуть додаткові напруження, співмірні з когезійною міцністю покриття. Негативний вплив додаткових термічних напружень може бути мінімізований шляхом оптимізації співвідношення комплексу фізико-механічних і теплофізичних властивостей матеріалів покриття і основи та заходів, що сприятимуть зниженню температури фрикційного нагріву.

10. Розроблено еволюційну модель трибосистеми, яка встановлює закономірності зміни стану трибосистеми в умовах високотемпературного фретингу і визначає умови переходу від нормального зношування до недопустимого глибинного руйнування поверхонь тертя. Сформульовані загальні принципи вибору складу і способу конструювання структури матеріалів стійких до високотемпературного фретингового зношування. Теоретично обґрунтовано перспективність застосування для таких умов композиційних евтектичних сплавів системи $\text{Co}(\text{Cr}; \text{Al}; \text{Fe}) - \text{TiC}$ та гарячепресованих матрично-наповнених порошкових псевдосплавів систем $\text{Co}(\text{Cr}; \text{Al}; \text{Fe}) - \text{TiC}$, $\text{Ni}(\text{Cr}; \text{Al}; \text{Fe}) - \text{TiC}$. Встановлено, що при температурах вищих за 1173К, умові найбільш високої зносостійкості відповідають порошкові композиційні псевдосплави з Ni-матрицею системи $\text{Ni}(\text{Cr}; \text{Al}; \text{Fe}) - 50\% \text{ об. TiC}$ та сплави із матрицею на основі дисперснозміцненого жароміцного Ni – сплаву системи ЖС32 - 50% об. TiC. На основі аналізу процесів, що розвиваються в зоні трибологічного контакту, сформульовані системні уявлення щодо механізмів забезпечення високої зносостійкості зазначених матеріалів в умовах високотемпературної фретинг-корозії.

11. Для умов фретинг-корозійного зношування розроблено розрахунково-аналітичний метод оцінювання зносостійкості поверхневих шарів, який описує зміну стану матеріалу поверхневого шару та дозволяє визначати умову його фрикційного руйнування. В основу методу покладено розв'язування зносоконтактної задачі, що ґрунтується на енергетичній моделі трибо процесу, положеннях термодинаміки відкритих систем та енергетичній концепції міцності твердих кристалічних тіл. Умова фрикційного руйнування визначається кількістю циклів фретингу за якої відбувається відокремлення елементарного фрагменту поверхні об'ємом, обмеженим напівсферою з діаметром, співмірним діаметру плями фактичного контакту.

12. Розроблено та запропоновано для практичного використання ряд технологічних методів, спрямованих на підвищення стійкості до фретинг-

корозійного зношування функціональних поверхонь деталей авіаційних трибомеханічних систем:

- для підвищення контактної міцності і зносостійкості ГТН-покриттів із евтектичних сплавів на основі Fe з тугоплавкими сполуками втілення розроблено та захищено патентами спосіб модифікування дискретною ЛО в режимі ТЦО і оплавлення. За оптимального співвідношення площ вихідної і ЛО модифікованої поверхонь зносостійкість покриттів підданих ЛО термоциклюванням і ЛО оплавленням зростає відповідно у 1,8 і 2 рази;

- запропоновано спосіб формування ГТН-покриттів підвищеної зносостійкості і адгезійно-когезійної міцності. Спосіб включає попереднє нанесення покриття з дискретно-фрагментованим шаром з наступною інфільтрацією второпластово-графітовою водною суспензією. Зносостійкість плазмових покриттів з дискретно-фрагментованою структурою і фторопластово-графітовим заповнювачем підвищується у 6-8 разів, а величина сталого коефіцієнта тертя зменшується у 3-4 рази порівняно з такими ж покриттями напиленими суцільним шаром;

- розроблено та захищено патентом спосіб підвищення опору контактному-втомному руйнуванню твердих тонкоплівкових покриттів, який полягає у попередньому зміцненні матеріалу основи поверхнево-пластичним деформуванням. Контактна втома іонно-плазмового покриття, нанесеного на зміцнену за розробленим способом поверхню сплаву ВТЗ-1, зростає порівняно із зміцненням поверхні згідно прототипу ультразвуковим методом, на 20...40%, а стійкість до фретинг-корозійного зношування у 1,6 рази;

- розроблено та захищено патентом спосіб дискретної лазерної обробки азотованої сталі. На прикладі робочої поверхні гвинтів КГМ показано, що за умов високих контактних навантажень зносостійкість азотованої сталі 30X2НВФА при фретинг-корозії без мащення зростає у 2 рази, а з мащенням консистентним мастилом «Эра» у 5 разів порівняно із азотуванням за стандартною технологією;

- встановлено, що ефективним технологічним методом для запобігання інтенсивному руйнуванню деталей із високоміцних $\alpha+\beta$ -титанових сплавів у фретинг-парі із алюмінієвим сплавом Д16Т, є термодифузійне оксинітрування титанового сплаву із контрольованого газового середовища, поєднане в одному технологічному циклі із старінням та наступним нанесенням на зміцнену поверхню шару твердомастильного покриття типу ВАП. За такого способу оброблення зносостійкість титанового сплаву VT22 порівняно із вихідним станом підвищилась у 2...3 рази. Одночасно зменшується адгезійна складова руйнування алюмінієвого сплаву, а поєднання термодифузійного насичення в одному технологічному циклі із старінням, забезпечує необхідний регламентований рівень міцності титанового сплаву;

- розроблено технологічні заходи з підвищення втомно-циклічної міцності деталей з ГТН-покриттями та технологічні рекомендації з вибору способу та матеріалу для відновлення зношених деталей із титанових сплавів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Чернець М. Дослідження та розрахунок трибосистем ковзання, методи підвищення довговічності і зносостійкості. Т.1. Методи прогнозування та підвищення зносостійкості триботехнічних систем ковзання: в 3т. / М. Чернець, М. Пашечко, А. Невчаз. - Дрогобич: Коло, 2001. – 492 с.
2. Шевеля В. В. Трибохимия и реология износостойкости / В. В. Шевеля, В. П. Олександренко. - Хмельницький: ХНУ, 2006. – 278 с.
3. Дроздов Ю. Н. Трение и износ в экстремальных условиях: Справочник / Ю. Н. Дроздов, В. Г. Павлов, В. Н. Пучков. - М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.
4. Черновол М. И. Повышение качества восстановленных деталей машин / М. И. Черновол, С. Е. Поединок, Н. Е. Степанов. - К.: Техника, 1989. – 168 с.
5. Черновол М. І. Надійність сільськогосподарської техніки: підруч. - 2-ге вид. / М. І. Черновол, В. Ю. Черкун, В. В. Аулін та інш.; За заг. ред. М. І. Черновола. - Кіровоград; КАО, 2010. – 320 с.
6. Поверхностная прочность материалов при трении / Б. И. Костецкий, И. Г. Носовский, А. К. Караулов и др. - К.: Техніка, 1976. - 296 с.
7. Воробьев Л. Н. Технология машиностроения и ремонт машин. - М.: Высш. шк., 1981. - 344 с.
8. Лубяний В.В. Возможности и преимущества расширения эксплуатационных и ремонтных допусков на износ деталей авиационной техники / В. В. Лубяний, И. И. Ильинский, В. Д. Паламарчук // Перспективные методы восстановления деталей и узлов авиационной техники: сб. науч. тр. - К.: КИИГА, 1989. - С. 39 - 42.
9. Закалов О.В. Основи тертя і зношування в машинах: навч. посібник / О.В. Закалов, І.О. Закалов. - Тернопіль.: Вид-во ТНТУ ім. І. Пулюя, 2011. – 332 с.

10. Контактное взаимодействие сопряженных деталей ГТД / В. А. Богуслаев, Л. Й. Ищенко, А. Я. Качан, В. Ф. Мозговой. - Запорожье: Изд-во ОАО «Мотор Сич», 2009. - 328 с.

11. Гаркунов Д. Н. Повышение износостойкости деталей конструкций самолетов / Д. Н. Гаркунов, А. А. Поляков. - М.: Машиностроение, 1973. - 202 с.

12. Крылов К. А. Долговечность узлов трения самолетов / К. А. Крылов, М. Е. Хаймзон. - М.: Транспорт, 1976. - 183 с.

13. Трофимов В. А. Обеспечение надежности и долговечности подвижных соединений шасси, выполненных из титановых сплавов / В. А. Трофимов, В. М. Белецкий // Технологические системы. - 2002. - №35. - С. 56 - 65.

14. Бычков А. С. Анализ эксплуатационных разрушений металлических конструкций авиационной техники. - А. С. Бычков, В. М. Федирко // Фізико-хімічна механіка матеріалів - 2010. - №1. - С.14-20.

15. Бычков А. С. Повышения триботехнических характеристик титановых деталей самолетов / Проблеми тертя та зношування. - 2016. - №1 (70). - С. 98-105.

16. Крагельский И. В. Трение и износ в машинах / И. В. Крагельский. - М.: Машгиз, 1962. - 348 с.

17. Крагельский И. В. Трение и износ / И. В. Крагельский. - М.: Машиностроение, 1968. - 480 с.

18. Костецкий Б.И. О роли вторичных структур в формировании механизмов трения, смазочного действия и изнашивания/ Б.И. Костецкий// Трение и износ . - 1980. - Т.1. - №4. - С. 57 - 68.

19. Крагельский И. В. Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Камбалов. - М.: Машиностроение, 1977. - 526 с.

20. Костецкий Б. И. Трение, смазка и износ в машинах / Б.И.Костецкий. – К.: Техніка, 1970. - 394 с.
21. Suh N. P. The Delamination Theory of Wear / N.P.Suh /Weer. - 1973. – Vol. 25. - №1. – P. 111 – 124.
22. Боуден Ф. П. Трение и смазка твердых тел / Ф. П. Боуден, Д. Тейбор. – М.: Машиностроение, 1968. – 543 с.
23. Трение и износ материалов на основе полимеров / В. А. Белый, А. И. Свириденко, А. И. Петроковец, В. Г. Савкин. – Минск: Наука и техника, 1976. – 432 с.
24. Машков Ю. К. Структурно-термодинамическая концепция механизмов синтеза и эволюции композиционных материалов и трибосистем /Ю.К. Машков// Трение и износ. – 2005. – Том. 26. - №6. – С. 586 - 597.
25. Ибатуллин И. Д. Кинетика усталостной повреждаемости и разрушения поверхностных слоев. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2008. – 287 с.
26. Шевеля В. В. Реология вязкоупругого фрикционного контакта / В. В. Шевеля, А. Терек // Проблемы трибології. - 2010. - №4. – С. 6 – 16.
27. Крамар В. М. Аналіз кінетики руйнування поверхневих шарів пар тертя на основі енергетичної моделі / В. М. Крамар, П. І. Мельник, М. В. Кіндрачук // Фізика і хімія твердого тіла. – 2013. – Т. 14. - №4. – С. 69 - 71.
28. Владимиров В. И. Проблемы физики трения и изнашивания / В.И. Владимиров// Физика износостойкости поверхностей металлов. - Л.: Физ.-тех. институт им. А. Ф. Иоффе АН СССР, 1988. – С. 8 – 41.
29. Браун О. М. Нанотрибология: механизмы трения на атомном уровне/ О.М. Браун// Актуальные проблемы современного материаловедения. – К., 2008. – Т. 2. – С. 253 - 268.
30. Шевеля В. В. Реология износостойкости и совместимости пар трения / В.В. Шевеля // Трение и износ. – 1993. – Т. 14, №1. – С. 48- 62.

31. Постников В. С. Внутреннее трение в металлах. /В.С. Постников– М.: Металлургия, 1969. – 332 с.
32. Кудрін А. П. Основні види зношування деталей вузлів тертя сучасної авіаційної техніки / А. П. Кудрін, О. В. Мельник // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. Вип. 48. – К.: НАУ – друк, 2007. – С. 24 – 38.
33. Шапкин В. Проблемы поддержания летной годности воздушных судов/В. Шапкин // Авиапанорама. - 2003. - № 5. – С. 24 – 26.
34. Бердник В. В. Проблеми забезпечення якості при виробництві авіаційної техніки / В. В. Бердник, В. Є. Марчук // Труди академії. – К.: НАУ, 2004. - №55. – С. 259 – 268.
35. Аналіз дефектів деталей вузлів тертя авіаційної техніки та триботехнічні дослідження впливу умов фрицкійно контактної взаємодії на зносостійкість матеріалів трибоспрязень: звіт про НДР № 718-ДБ11 (дер.реєстр№011121001639). - К.НАУ,2011.-84с.
36. Організація та триботехнології авіаремонтного виробництва / А.П. Кудрин, О.І. Духота, М.В. Кіндрачук, Г.М. Зайвенко.-К.: НАУ, 2015.- 212 с.
37. Голего Н. Л. Фреттинг-коррозия металлов / Н. Л. Голего, А. Я. Аляб'ев, В. В. Шевеля. – К.: Техніка, 1974. – 272 с.
38. Уотерхауз Р. Б. Фреттинг-коррозия / Р.Б. Уотерхауз – Л.: Машиностроение, 1974. – 272 с.
39. Шевеля В. В. Фреттинг-усталость металлов / В. В. Шевеля, Г. С. Калда. – Хмельницький: Поділля, 1998. – 299 с.
40. Дюкет Д. Коррозия и усталость при фреттинге/ Д. Дюкет // В кн.: Обработка поверхности и надежность материалов. – М.: Мир, 1985. – С. 149 – 161.
41. Бронз Л. Д. Технология и обеспечение ресурса самолетов / Л. Д. Бронз. – М.: Машиностроение, 1986. – 184 с.

42. Современные технологии авиастроения / Под. ред. А. Г. Братухина, Ю. Л. Иванова – М.: Машиностроение, 1999. – 832 с.
43. Шанявський А. А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкции / А.А. Шанявський – Уфа, 2003. – 802 с.
44. Механіка руйнування та міцність матеріалів: довідковий посібник / Під. заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 9: Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О. П. Осташ, В. М. Федірко, В. М. Уганін та інш. Під. ред. О. П. Осташа, В. М. Федірка. – Львів: Вид-во «Сполом», 2007. - 1068 с.
45. Eden E. V. The endurance of metals / E. V. Eden, W. N. Rose, F. L. Cunningham // Proc. Instn. Mech. Engrs. – 1911. – Vol. 4 – P. 839.
46. Tomlinson G. A. The rusting of steel surfaces in contact/ G. A. Tomlinson// Proc. Rog. Soc. – 1927. – Ser. A. - № - 115. – P. 1026.
47. Tomlinson G. A. Aninvestigation of the fretting corrosion of glosely fretting surfaces / G. A. Tomlinson, P. Z. Thorpe, N. I. Congh // Proc. J. Me. – 1939. – Vol. 141. - №3. – P. 223 – 249.
48. Иванова В. С. Усталость металлов при контактном трении / В. С. Иванова, И. А. Одинг // Известия АН СССР Вып.1.: ОТН. – 1957. — С. 95 – 102.
49. Иванова В. С. Усталость и хрупкость металлических материалов / В. С. Иванова. – М.: Наука, 1968. – 216 с.
50. Шевеля В. С. Фреттинг-коррозия конструкционных металлов при повышенных температурах / В. В. Шевеля, А. В. Карасьов // Трение и износ. – 1982. – Т. 3. - №2. – С.256 – 263.
51. Milestone Wayne D. Fretting and fretting fatigue in metal-to-metal contacts / D. Milestone Waune // AIAA / ASME 11-th Stuct. Dymand Mater. Cons. – New York, 1970. – P. 86-93.
52. Духота А. И. / Влияние фреттинг-коррозии на усталостную прочность титановых сплавов / А. И. Духота, М. В. Киндрачук, В.Ф. Лабунець // Труды

международного колоквиума «Механическая усталость металлов». – Изд-во Тернопольского Гос. Техн. ун-та им. Пулюя. – 2006. – С. 243 – 251.

53. Влияние фреттинг-коррозии на циклическую прочность авиационных материалов / В. В. Шевеля, В. А. Краля, Г. С. Калда, О. Г. Липко // Проблемы эксплуатации и надежности авиационной техники: сб. науч. тр. – К.: КМУГА. – 1998. – С. 17 – 20.

54. Филимонов Г. Н. Фреттинг в соединениях судовых деталей / Г. Н. Филимонов, Л. Т. Баладний. – Л.: Судостроение, 1973. – 296 с.

55. Повышение фреттингостойкости грузовых автомобилей. В кн.: Долговечность трущихся деталей машин / Под. ред. Д. Н. Гаркукова. – М.: Машиностроение, 1987. – 264 с.

56. Ковалевский В. В. Технологические методы управления фреттинг-процессами / В. В. Ковалевский, С. Г. Костогрыз. – К.: Знание, 1989. – 18 с.

57. Rolfer R. T. Fretting corrosion / R. T. Rolfer // Allen Enginniring Review. – 1953. – vol. 30. – P. 13 – 16.

58. Measures to counter fatigue failures in railway axles / W. W. Maxwell, B. R. Dubley, A. B. Cleary, atc. // Proc. Instn. Mech. Engrs. – 1967. – vol. 182. - №1. – P. 89.

59. Phillips C. E. Fretting corrosion and fatigue failure / C. E. Phillips // Teknich Ukeblad. – 1958. - Vol. 105, №13. – P. 281 – 286.

60. Степанов В. Н. Влияние природы контактирующих металлических материалов на циклическую прочность титанового сплава АТЗ в условиях фреттинг-коррозии // В. Н. Степанов, В. С. Терентьев // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1963. - №1.

61. Похмурский В. Н. Влияние поверхностной энергии и энергии связи контактирующих материалов на фреттинг-усталость и долговечность соединений деталей машин / В. И. Похмурский, Я. Н. Сирак, Ю. Л. Белонога // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1984. – Вып. 20, №4. – С. 55-57.

62. Ревков Г. А. Мероприятия по устранению фреттинг-коррозии / Г. А. Ревков // Новое в тяжелом машиностроении. – 1957. - №1. – С. 15- 21.

63. Некоторые принципы разработки фреттингостойкой смазки / В.И. Похмурский, Ю. Л. Белонога, Я. Н. Сирак, Н. В. Герман // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1985. – Вып. 21, №6. – С. 85 – 86.

64. Маленков М. И. Конструкционные и смазочные материалы космических механизмов / М. И. Маленков, С. И. Каратушин, В. М. Тарасов. – Санкт-Петербург, Балт. гос.техн.ун-т, 2007. – 54 с.

65. Шевеля В. В. Развитие фреттинг-коррозии в условиях граничного трения / В. В. Шевеля, В. А. Кирилков, В. П. Федына // Проблемы трибологии. – 2007. - №2. – С. 102 – 108.

66. Дацишин О. П. Розрахункові моделі механіки руйнування для оцінювання довговічності твердих тіл при їх циклічній контактній взаємодії: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук: спец. 01.02.04. – механіка деформованого твердого тіла / О. П. Дацишин. – Львів, 2007. – 42 с.

67. Алябьев А. Я. Процессы, возникающие в деталях авиационных машин эксплуатирующихся в условиях вибрации (процессы фреттинг-коррозии): автореф. дис. на соискание уч. степени докт. техн. наук.: спец. 05.02.04 "Трение износ в машинах"/А.Я. Аляб'ев – К.: КИИГА. - 1971. – 45с.

68. Кудрявцев И.В. Влияние поверхностных обработок на возникновение и развитие трещин в титановом сплаве / И.В. Кудрявцев// Труды ЦНИИТМАШ, Кн.112.-М: Машиностроения, 1976. –С.236–247.

69. Шевеля В. В. Влияние поверхностного пластического деформирования на фреттинг-усталостную прочность металлов / В. В. Шевеля, Г. С. Калда, В. П. Олександренко // Динаміка, міцність і надійність сільськогосподарських машин: під. ред. В. Т. Трощенко. – Тернопіль: ТДТУ, 2004. – С. 99-103.

70. Серебряков В. И. Повышение долговечности при фреттинг-усталости технологическими методами / В. И. Серебряков // Поверхностный слой, магнитные и эксплуатационные свойства деталей машин. – М.: - 1990. – С. 81.

71. Waterhouse P. B. Fretting fatigue / P. B. Waterhouse // Int. Mater. Rev. – 1992. – 37, №2. – P. 77-97.

72. Xianglin D. The effect of quench hardening on the fretting wear of medium carbon steel / D. Xianglin. // Wear. – 1988. – 123, №4. – P. 77 – 85.

73. Изотов Е. Д. Повышение долговечности деталей несущей системы вертолетов, работающих в условиях фреттинг-коррозии, методом диффузионного хромирования / Е. Д. Изотов, Г. Н. Дубинин // Перспективные методы ремонта авиационной техники: Межвуз. сборник науч. трудов. – К.: КИИГА, 1981. – С. 127 -135.

74. Yongging F. Friction and wear behavior of carbon nitride films deposited on titanium nitride Ti-6Al-4V / F. Yongging // Wear. – 2000. – 237. – Iss. 1. – P. 12 – 19.

75. Каплун В. Г. Дослідження зносостійкості титанового сплаву ВТ8 після низькотемпературного азотування в плазмі тліючого розряду / В. Г. Каплун, Н. С. Машовець, О. М. Маковкін // Проблеми трибології. – 2008. - №4. – С. 84 – 88.

76. Федірко В.М. Підвищення зносостійкості титанових сплавів хіміко-термічною обробкою в азотовмісних середовищах / В. М. Федірко, І. М. Погрелюк // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1994. - №1. – С. 69 – 74.

77. Федірко В. М. Термодифузійне багатоконпонентне насичення титанових сплавів / В. М. Федірко, І.М. Погрелюк, О. І. Яськів. – К.: Наукова Думка, 2009. – 165 с.

78. Ершов А. А. Эффективность различных методов повышения технологической и эксплуатационной антифрикционности титановых сплавов / А. А. Ершов, А. В. Никифоров, А. С. Пивоваров // Поверхн. слой и

эксплуатационные свойства деталей машин и приборов – М. – 1984. – 120 – 123 с.

79. Клапків М.Д. Створення конверсійних оксидо-керамічних покриттів на цирконієвих і титанових сплавах /М.Д. Клапків, Н.Ю.Повстяна, Г.М. Никифорчин // Фізико-хімічна механіка матеріалів.- 2006.-№2.-с 117-124

80. Технологическая инструкция по восстановлению деталей АТ / А.Я. Аляб'ев, В.А. Венідіктов, Г.А. Гельгар и др. - -М.: ГосНИИГА, 1982. – 32с.

81. Jones W.J.D. The fretting fatigue behaviour of mild steel with electroplated nickel alloys / W.J.D. Jones, G.M.C. Lee // Wear. 1983.-Vol. 71.- P. – 233-240.

82. Wharton M.H. The fretting fatigue of mild steel with electroplated nickel and Ni – Co alloys with controlled internal stresses / M. H.Wharton // Wear. – 1981. 68, № 1 – P. 71-84.

83. Титановые сплавы в машиностроении / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева, В. П. Гольдфайн. – Л.: Машиностроение, 1977. – 246 с.

84. Trofimov V.A. Metody uluchsheni podvizhnyh uzlov shassi? Vypolnennyh iz titanovyh splavov / V. A. Trofimov // Avsacionnye – Kosmicheskaja tehnika I tehnologsja. – 2001. – 24. – S. 143 – 150.

85. Tribotekhnicheski harakteristiki detonacionnyh pokrytij na titanovom splave VT-22 / M. V. Kindrachuk, Je. A. Kulgavyi, A. L. Shevchenko, A. P. Danilov // Problemi tertja ta znoshuvannja. – 2009. – 51. – S. 112 – 123.

86. Погрелюк І. М. Вплив режиму обкочування під час деформаційно-дифузійної обробки на зносостійкість сплаву Вт-22 / І. М. Погрелюк, С. Є. Шайкін, С. М. Лаврись // Проблеми тертя та зношування. – 2017. – 1 (74). – С. 4 – 13.

87. Федоренко Б.Ф. Об одном методе снижения напряженного состояния, приводящего к повреждениям фреттинг-износом хвостовика рабочей лопаток ГТД / Б. Ф. Федоренко // Трибофатика: труды 4-го Міжнародного семінару з

трибофатики: том 2 – Тернопіль: Тернопільський державний університет ім. І. Пулія, 2002. –С. 270 – 272.

88. Особенности разрушения межпазовых выступов дисков из титановых сплавов компрессоров ГТД при эксплуатации. / В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, Д.А. Долматов, В. А. Малютин // Технологические системы. – 203. - №3. – С. 38 – 41.

89. Повышение фреттингостойкости деталей грузовых автомобилей // Долговечность трущихся деталей машин; под. ред. Д. Н. Гаркунова. – М.: Машиностроение, 1987. – 264 с.

90. The effects of molybdenum intermediate layers on the frictional properties of silver films for vacuum use / T. Nishioka, K. Sekine, K. Matsumoto ets. // International tribology conference. Yokohama (Synopsis). – Japanese Society of Tribologist. – 1995. –P. 161.

91. Friction and wear of electroplated silver-carbon composite / H. Shinohara, K. Taguchi, S. Tanata, K. Kuboyuma // International tribology conference. Yokohama (Synopsis). – Japanese Society of Tribologist. – 1995. – P. 161.

92. Твердосмазочные покрытия для машин и механизмов, работающих в экстремальных условиях / Е. П. Ковальов, М. Б. Игнатьев, А. П. Семенов и др. // Трение и износ. – 2004. – Том 25, № 3. – С. 316 – 336.

93. Крылов К. А. Повышение износостойкости деталей самолетов / К. А. Крылов. – Из-во «Транспорт», 1974. – 144 с.

94. Пахотнов А. В. Повышение долговечности деталей изготовленных из алюминиевых сплавов / А. В. Пахотнов, М. Г. Ключко, А. Д. Галушко. В кн.: Вопросы повышения надежности и долговечности деталей и узлов авиационной техники. – К.: РИО КИИГА. – 1969. – С. 68-71.

95. Муравкін О.Н. Защита металлических поверхностей от фреттинг – коррозии пластмассовыми пленками / О.Н. Муравкин, А.В. Рябченков, П.Н. Панафидин. – м.:ЦНИИТМАШ, 1959.-247с.

96. Иванова В.С. Влияние наиритовых покрытий на циклическую прочность образцов и деталей, подвергающихся действию фреттинг – коррозии /В.С. Иванова, М.Г. Вейцман С.Л. – В кн.: Усталость металлов и сплавов-м.:изд-во “Науки”, 1971/-с/103-108.

97. Евдокимов Ю.А. Фреттингостойкость композиционных фторпластмассовых покрытий /Ю.А. Евдокимов, К.К. Мороз, Т.В. Сухоленцева //Трение и износ. – 1981.-Т. 2, №4.-С.610-616.

98. Применение фторпластмассового электрофоретического покрытия для защиты титанового сплава ВТЗ-1 в условиях фреттинг-коррозии / М.Г. Вейцман, Л.Н. Колтунова, И.С. Коган и др. // Журнал прикладной химии.- 1980. –Т III, №5.-С.1013-1016.

99. Коваленко В.С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера /В.С. Коваленко, Л.Ф. Головкин, В.С. Черненко. – К. і Техніка, 1990.- 192с.

100. Горленко О.А. Износостойкость поверхностей, упрочненных лазерной обработкой / О.А.Горленко //Трение и износ. – 1981. – Том II, №1. – С. 27.

101. Григорьянц А.Г. Исследование упрочнения титанового сплава ОТ -4 с помощью лазерного излучения / А.Г.Григорьянц. // Поверхностные методы упрочнения металлов и сплавов в машиностроении. – М. і “Знание”, 1985 С.22-24.

102. Хетч Л. Методы поверхностной обработки высокопрочных сплавов с целью повышения их трещиностойкости : состояние и перспективы /Л. Хетч, Б.Рам. В кн. Обработка поверхности и надежность материалов: Пер. с англ./ Под ред. Дж. Бурке, Ф. Вайса. – Мир, 1984. – С. 121-148.

103. Исследование влияния лазерного упрочнения на износостойкость титанового сплава ОТ 4 – 0 /Н.Л. Голего,В.П. Оноприенко, А.Ф. Романчук, О.П. Мельниченко // Трение и износ. – 1988. – Том 9, № 4. – С. 729-733.

104. Дубняков В.Н. Роль местастабильной структуры, полученной лазерной обработкой, в износостойкости контактирующих пар при виброперемещениях / В.Н. Дубняков//Трение и износ. – 1988. – Том. 9, № 6. – С. 1019-1027.

105. Мельник В.В. Исследование износостойкости в условиях фреттинг – коррозии конструкционных материалов при лазерном облучении: автореф. дис. на соискание учен. степени канд.техн.наук: спец. 05.02.04- трение и износ / В.В. Мельник. – К.: КИИГА, 1985.-22с.

106. Муранов В.С. Износостойкость титановых сплавов с лазерной обработкой / В.С. Муранов, Е.А. Морозова // Научный журнал “Фундаментальные исследования”. – 2007. - № 7.

107. Ronen A. Friction – Reducing Surface Texturing in Reciprocating Automotive Components / A. Ronen, I. Etsion, Y. Kligerman // Tribol. Trans. – 2001. 44 (3).- P. 359-366.

108. Ryk G. Experimental Investigation of Laser Surface Texturing for Reciprocating Automotive Components / G. Ryk, Y. Kligerman, I. Etsion // Tribol. Trans. – 2002.45 (4) - P. 444- 449.

109. Laser Microstructuring of Steel Surfaces for Tribological Applications / G. Dumitru, V. Romano, H.P. Weber, end other // Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process. – 2000. 70. – P. 485-487.

110. The Effect of Laser Texturing of Steel Surfaces and Speed – Load Parameters on the Transition of Lubrication Regime from Boundary to Hydrodynamic / A. Kovalchenko, O. Ajayi, A. Erdermir, end other // Tribol. Trans. – 2004 . 47 (2) - P. 299-307.

111. Varenberg M. Different Aspects of the Role of Wear Debris in Fretting Wear / M. Varenberg, G. Halperin, I. Etsion // Wear. 2002. 252. –P. 902-910.

112. Vochok A. The Effect of SurfaceRegular Micro – Topography on Fretting Fatigue Life / A. Vochok, G. Halperin, I. Etsion // Wear. -2002. 253.- P. 509 – 515.

113. Белянин П. Н. Перспективы применения лазерной технологии в авиационной промышленности / П. Н. Белянин, В. В. Блинов // Авиационная промышленность – 1991. № - С. 3-4.

114. Спиридонов Н.В. Влияние лазерного нагрева на износостойкость композиционных покрытий / Н.В. Спиридонов, М.А. Кардаполова, О.Г. Девойко. // Трение и износ. -1988. –Том.9 № 1. – С. 60-66.

115. Becker R. Nachbehandlung von Spitzschichten durch Hochbestungslaser / R. Becker, G. Sepold. // “Metallober – flaehe.” – 1987. Том 41, № 7 – С. 320-332.

116. Londa Y. Laser processing of high – chromium nicel – chromium coating deposited by varius thermal spraying methods / Y. Londa, M. Takemoto // Corrosion (USA). – 1994. Том. 50, № 11. – С. 827-839.

117. Спиридонов Н.В Влияние лазерной обработки на структуру и триботехнические свойства плазменных покрытий из самофлюсующихся сплавов / Н.В. Спиридонов, В.А. Протасевич, Т.И. Самодеева // Порошковая металлургия. – 1988. № 1 – С. 11-14.

118. Физические основы лазерной и ультразвуковой обработки газотермических покрытий / В.А. Климонов, В.П. Безбородов, Н.Н. Привотов, Е.А. Ковалевский // Тез. Науч.- практ. конф., Минск., 5-6 июня, 1990. – Минск, 1990. – С. 8-9.

119. Самсонов Г.В. Электроискровое легирование металлических поверхностей // Г.В. Самсонов, А.Д. Верхотуров, Г.А. Бовкун. – К. : Наукова думка , 1976. – 220 с.

120. Гатлевич А.Е. Электроискровое легирование металлических поверхностей / А.Е. Гатлевич, В.В.Михайлов, Н.Я. Парнанский – Кишенёв: Штиинца, 1985-120 с.

121. Лазерное электроискровое упрочнение / В.С. Коваленко, А.Д. Верхотуров, Л. Ф. Головка И. А. Подчернява. – М.: Наука, 1986. 310с.

122. Износостойкие электроискровые металлические и интерметаллидные покрытия на сплаве титана / Б.Р. Лазоренко, Ю.Г. Ткаченко, В.В. Михайлов и др. // Электронная обработка металлов. – 1978. - № 2. – С. 25-28.

123. Характеристика трения сплава титана, упрочненного методом электроискрового легирования тугоплавкими карбидами / Ю.Г.Ткаченко И.Н. Горбитое, Д.З.Юрченко, В.В. Михайлов // Электронная обработка металлов 1977. - № 5. С. 35-37.

124. Шалапко Ю.И. Лазерная обработка электроискровых покрытий для обеспеченно фреттигостойкости / Ю.И. Шалапко, В.Г. Каплун, В.В. Гончар // Весник двигателестроения. 2002. -№ 4. С. 17-25.

125. Физико-химическая модель формирования износостойких покрытий на алюминиевых сплавах при электроискровом массопереносе композиционной керамики / Д.В. Юречко, И.А. Подчерняева, А.Д. Панасюк, О.Н. Григорьев // Порошковая металлургия. – 2006. №1/2. С. 51-58.

126. Donnet C. Historical developments and new trends tribological and solid lubricant coatings / C. Donnet, A. Erdemir // Surface and coatings technology. – 2007.-vol. 180.-P. 76-84.

127. Prasad S.V. Friction behavior of pulsed laser deposited tungstendisulphide films / S.V. Prasad, I.S. Zabinski. N.T.McDevitt // Tribology Transaction. -1995 (38). - №1 С. 57-62.

128. Prasad S.V. Friction characteristics of tungsted disulphide – zinc oxide nanocomposite films //S.V. Prasad, N.T.McDevitt, I.S. Zabinski // World tribology congress. Abstract of Papers. – London. -1997.-P. 77.

129. Газотермические покрытия из порошковых материалов: справочник / Ю.С. Борисов, Ю.Ф. Харламов, С.Л. Сидоренко, Е.П. Аратовская. – К.: Наук. думка, 1987. – 544 с.

130. Борисов Ю.С. Плазменные порошковые покрытия / Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова. – К.: Техника, 1986. – 223с.

131. Бартенев С.С. Детонационные покрытия машиностроения /С.С. Бартенев, Ю.П. Федько, А.И. Григорьев, - Л.: Машиностроение, 1982. – С. 62.

132. Нанесение покрытий плазмой. /В.В. Кудинов, П.Ю. Пекшев, В.Е. Белашенко и др. –М.: Наука,1990. – С. 408.

133. Хасуй А. Техника напыления /А. Хасуй: - М.: Машиностроение, 1975.-288 с.

134. Богуслаев А.В. Характеристики и применение напыления газотермических покрытий на деталях авиадвигателей и технологического оснащения / А.В. Богуслаев // Сучасне машинобудування. – 2000. № 3 – 4 (5-6). – С. 28-34.

135. Богуслаев В. А. Перспективы развития метода детонационного нанесения покрытий /В. А. Богуслаев, А.И. Долматов,С.В. Сергеев. // Технологические системы. – 2001. № 4. – С. 5-9.

136. Туник А.Ю. Газотермические покрытия, содержащие твердые смазки, для работы в условиях сухого трения и повышенных температур / А.Ю.Туник // Автоматическая сварка. – 2002. - № 8. – С. 27-30.

137. Ляшенко Б.А. Упрочняющие покрытия дискретной структуры /Б.Ф.Ляшенко, А.Я. Мошович, А.И. Долманов // Технологические системы. – 2001. - № 4 – С. 17-24.

138. Кіндрачук М.В. Жароизносостойкие покрытия (содержащие в своем составе скандий) напыленные газотермическими методами / М.В. Кіндрачук, Е.К.Фень, В.Н.Пащенко // Проблеми тертя та зношування. – 2014 № 3 (64).- С. 83-87.

139. Щепетов В.В. Повышение износостойкости детонационных покрытий путем оптимизации режимов напыления // Трение и знос . 1999. – Т.11. - №. – с. 844-848.

140. Математичне моделювання впливу технологічних і експлуатаційних факторів на формування покриттів / В.В. Щепетов, В.Д. Гулевець, С.М. Лапач

та інш. // Проблеми тертя та зношування : Наук. – техн.. зб. – К.: НАУ, 2006. – ВИП. 46 – С. 176-184.

141. Пашечко М.И. Формирование и фрикционно-контактная стойкость эвтектических покрытий / М.И. Пашечко, В.В. Голубец, М.В. Чернец. – К.: Наукова думка, 1993. – 344 с.

142. Особенности изнашивания покрытий из эвтектических сплавов / И.Е. Полищук, В.Е. Оликер, В.Б. Войтович, И.В. Гоштовт // Трение и износ : - 1987. – т.8. - № 3 с.467-472.

143. Ильинский И.И. Оптимальные и граничные условия фреттингостойкости детонационных покрытий на основе карбида вольфрама / И.И. Ильинский, А.И. Духота, В.В. Сергеев //Трение и износ. – Т.II - № 6. – С. 850-855.

144. Технологическая инструкция по применению износостойкости газотермических покрытий для восстановления деталей авиатехники / А.Я. Алябьев, В.А. Венедиктов, Г.Н. Гельгар, А.И. Духота и др. – М.: ГосНИИГА, 1983. – 56 с.

145. Хімко А.М. Підвищення зносостійкості деталей з титанових сплавів плазмовими покриттями: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.04 тертя та зношування машинах / А.М. Хімко. – К.: НАУ, 2008. – 20 с.

146. Оптимизация технологии нанесения покрытий по критериям прочности и износостойкости / Б.А.Ляшенко, Е.К.Соловых, В.И. Мирненко и др.: под. ред. В.В. Харченко. – К.: Ин – т пробл. прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, 2010. – 193с.

147. Свойства защитных Ni-Cr покрытий после дуплексной обработки/ А. Д. Погребняк, С. Н. Братушка, Н. К. Ердыбаева и др. // ФХОМ. – 2007. - № 6. – С. 37-47.

148. Формування покриттів триботехнічного призначення комбінованою лазерно-хіміко-термічною обробкою / А. О. Корнієнко, М. С. Яхья, Н. В. Іщук та інші. // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб. – К. : НАУ, 2008. – Вип. 49. – Т. 2. – С. 61-65.

149. Дискретне зміщення та зносостійкість циліндричних трибосистем ковзання/ О.В. Диха, Р.В. Сорокатий, С.Ф. Пасонський, М.О. Диха-Хмельницький.-ХНУ, 2016.-197с.

150. Лопата Л.А. Разработка технологии нанесения износостойких порошковых покрытий электроконтактным припеканием с силовым активированным сдвигом: автореф. дис. на соискание науч. ступеня. канд. техн. наук/ Л.А. Лопата.- Минск, 1987.-21с.

151. Аяотс М. Э. Ускоренная оценка износостойкости подшипниковых материалов с помощью вибрационного трибометра / М. Э. Аяотс, М. Х. Нанис. // Труды Таллинского политехнического института. – Талин. – ТПЗ, 1985. - № 597. - С. 41-51.

152. А. с. 1283608. Устройство для испытания материалов на фреттинг-коррозию / Н. С. Кулагин, В. В. Волков, А. И. Духота; № 3934524; заявл. 23.07.1985; опубл. 15.01.87, Бюл. № 2. – 3 с.

153. Приборы и методы физического металловедения. Ч. II. / Под. ред. Ф. Вейнберга. – М. : Изд-во «Мир», 1974. – 363 с.

154. Мищук О.А. Легирование поверхности металлов при трении под влиянием поверхностно-активных веществ: дис.канд.физ.-мат.наук: спец: 01.04.18/ О.А. Мищук.- К. 1996. - 194с.

155. Горелик С. С. Рентгенографический и электронографический анализ. / С. С. Горелик, Л. Н Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М. : Металлургия, 1970. – 368 с.

156. Степанов М. Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний: справочник / М. Н. Степанов. – М.: Машиностроение, 1985.

157. ГОСТ 8.207-76. Прямые измерения с многократными наблюдениями. Методы обработки результатов наблюдений. Основные положения.

158. Адлер А. П. Планирование эксперимента при исследовании и оптимизации свойств / Ю. П. Адлер. – М.: ОНТИ ВИАМ, 1974. – 132 с.

159. Евдокимов Ю. А. Планирование и анализ экспериментов при решении задач трения и износа / Ю. А. Евдокимов, В. И. Колесников, А. М. Тетерин. – М.: Изд-во «Наука», 1980. – 227 с.

160. Лапач С. Н. Пакет прикладных программ ПРИАМ / С. Н. Лапач, С. Г. Радченко, Н. И. Литвинчук // Информационный листок о научно-техническом достижении № 88-007. – К.: Укр НИИНТИ, 1988. - 4 с.

161. Каталог. Программные продукты Украины. Планирование, регрессия и анализ модели ПРИАМ. / НТУ КПИ: под. ред. С. Н. Лапач, С. Г. Радченко, П. Н. Бабич. – К.: СП «Текпор», 1993. – С. 24-27.

162. Дегтярев Ю. И. Методы оптимизации / Ю. И. Дегтярев. – М.: Советское радио, 1980. – 272 с.

163. Радченко С. Г. Математичне моделювання та оптимізація технологічних систем: навч. метод. посіб. / С. Г. Радченко, – К.: ІВЦ «Політехніка», 2001. – 88 с.

164. Гуд Г. Х. Системотехника / Г. Х. Гуд, Р. Э. Маком. – М.: Советское радио, 1962. – 383 с.

165. Комплексний підхід до вибору матеріалів пар тертя, що піддаються фретинг-корозійному зношуванню / О.І. Духота, М.В. Кіндрачук, Н.О. Науменко та інш.// Проблеми тертя та зношування. – 2014. - №4 (65). – С. 19 – 28.

166. Критерії оцінювання працездатності та вибору матеріалів пар тертя за умов зношування при фретинг-корозії і динамічному ударному контактному навантаженні / О. Духота, Н. Науменко, М. Кіндрачук, А. Кудрін // Теорія і практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатація машинобудівних конструкцій: 5-а Міжнародна наук.-техн. конф., 27–28 жовтня 2016р., Львів: матеріали. – Львів: “КІНПАТРИ ЛТД”, 2017. – С. 16.

167. Духота О.І. Проблемні питання використання титанових сплавів у вузлах тертя авіаційної техніки / О.І. Духота, М.В. Кіндрачук, В.Ф. Лабунець // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. – К.: НАУ, 2008. – Вип. 49. – Т. 1. – С. 14-26.

168. Колачев Б.А. Металоведение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев. – М.: Металлургия, 1972. – 480 с.

169. Костецький Б.И. Надежность и долговечность машин/ Б. И. Костецький, Л. И. Бершадский, А. К Караулов. – К.: Техника, 1975. – 399 с.

170. Поглощение водорода и его влияние на изнашивание титановых сплавов при фретинг-корозии / А. Я. Аляб'єв, А. И. Духота, И. А. Зеленков, В. Г. Черепин//Проблемы трения и изнашивания. – 1982. – Вып.22.- С.89 –93.

171. Bartel A. Passungsrost bzw. Reiboxydation – besondere verschleib problem. Teil 1 / A. Bartel // Der Maschinen schaden 36, – 1963. – Heft 7/8. – S. 105 – 119.

172. Eckert I. Reibkorrosion an einem Abtriebsflansch. Fretting Corrosion on an Output Shaft Flang / I. Eckert, H. Richter // Prakt. Metallurg, 1984. – v.21, №3. – S. 140 – 143.

173. Уотерхауз Р. Б. Контактная коррозия / Р. Б. Уотерхауз. – В. кн.: Усталость материалов: М.: Иностранная литература, 1961, С. 109 – 141.

174. Окисление металлов. Т.1. Теоретические основы: под. ред. Ж.Бенара. Перевод с франц. – М.: «Металлургия», 1968 – 499с.

175. Кипарисов С.С. Порошковая металлургия / С. С. Кипарисов, Г. А. Либенсон. – М.: «Метталургия», 1980. – 496 с.

176. Milectone Wayne D. Fretting and fretting fatige in metal-to-metal contacts / D. Wayne Milectone // AIAA. ASME 11-t Struct. Struct. Dyn. And Meter. Conf. – New York – 1970. – P. 86-93.

177. Кордонский Х.Б. Вероятностный анализ процессов изнашивания Х.Б. Кордонский, Г.М. Харач, В.Г. Артамовский и др. – М.: Наука, 1968.-56 с.

178. Пронников А.С. Надежность машин / А.С.Пронников. – М.: Машиностроение, 1978.- 572 с.

179. Хаймзан М.Е., Крораблев А.И. Работоспособность авиационных зубчатых соединений. М.: Транспорт, 1983. – 176 с.

180. Ильинский И. И. Исследование вероятностных характеристик величины фреттинг-износа / И. И. Ильинский, А. И. Духота, А. П. Круглик // Трение и износ. – 1989. – Т. 10, № 6. – С. 1066 – 1069.

181. Школьник Л.М. Методина усталостных испытаний: справочник/ Л.М. Школьник.-М.: Машиностроение, 1978.

182. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов/ И.И. Новиков – М.: Металургия, 1976.-392 с.

183. Износостойкость сопряженных поверхностей в условиях виброперемещений / А.Я. Алябьев, Б.П.Шелест, В.П. Оноприенко, Ю.А. Казимирчик/ Вопросы повышения надежности и долговечности деталей узлов авиационной техники: наук.-техн.зб.- К: КИИГА, 1973. - №4. – с. 71-74.

184. Лозовский В. Н. Схватывание в прецизионных парах трения / В. Н. Лозовский. – М.: Наука, 1972. – 83 с.

185. Лозовский В. Н. Надежность гидравлических агрегатов / В. Н. Лозовский. – М.: Машиностроение, 1974. – 320 с.

186. Дослідження впливу геометрії контакту елементів трибопари на фретинг-корозійне зношування/ О.І. Духота, А.О.Корнієнко, В.В. Харченко та інш.// Проблеми тертя та зношування 2018.-№1(78).-с.50-66.

187. Духота А. И. изнашивание деталей авиационной техники в условиях динамического контактного нагружения / А. И. Духота, В. Б. Сидоров, В. В. Малишкин // Проблеми експлуатації та надійності авіаційної техніки: зб. наук. праць. – К.: КМУЦА, 1998. – С.82-84.

188. Духота О. І Зносостійкість матеріалів трибомеханічних систем при динамічному контактному навантаженні / О. І. Духота, Н. О. Науменко, В. І. Костючек // Проблеми тертя та зношування. – 2013. – Вип. 59. – С. 30 – 35.

189. Формирование, затухание и взаимодействие ударного импульса конечной протяженности со свободной поверхностью упругопластического тела / В. А. Артемьев, В. А. Басков, Е. В. Палканов, Л. Е. Чернов// Вестник ВГУ серия: Физика, математика. – 2004. - № 2. – С. 103 – 116.

190. Шевеля В. В. О роли надупругих явлений при трении твердых тел. / В. В. Шевеля, В. О. Орлович, В. П. Олександренко // Трение и износ. – 2005. - № 4. – С. 367 – 374.

191. Структурно-реологические механизмы снижения динамической напряженности и динамического упрочнения фрикционного контакта // В. В. Шевеля, А. С. Трытек, В. П. Олександренко, Ю. С. Соколан и др.// Проблеми трибології. – 2010. - № 1. – С. 6 – 15.

192. Шевеля В. В. Металлофизика износостойкости / В. В. Шевеля, Ю. С. Соколан. – Хмельницький, вид-во “Поліграфіст”, 2017. – 232 с.

193. Писаренко Г. С. Вибропологающие свойства конструкционных сплавов : Справочник // Г.С. Писаренко, А.П. Яковлев, В.В. Матвеев.- К.: Наук. думка, 1971.-375 с.

194. Колесников Ю. В. Механика контактного разрушения. / Ю.В. Колесников, Ю. Морозов.- М.: Наука, 1989.-224с.

195. Кекало И.Б. Магнитоупругие явления / И.Б. Кекало // Металоведение и термообработка. – М., 1973. – Т. 7. – С. 5-88.

196. Перспективні напрями забезпечення працездатності деталей авіаційних трибосистем, що працюють в умовах фретинг-контактної взаємодії / М. Кіндрачук, О. Духота, О. Тісов, С. Клопенко // 11-й міжнародний симпозіум українських інженерів-механіків у Львові, 15-17 травня 2013 р., Львів: тези доп. - Львів: КІНПАРТІ ЛТД, 2013. – С. 7.

197. Кіндрачук М. Трибологічні аспекти інженерії фретингостійких поверхонь / М. Кіндрачук, О. Духота, Н. Науменко // 12-й міжнародний симпозіум інженерів-механіків у Львові, 28-29 травня 2015 р., Львів: тези доповідей. – Львів: КІНПАРТІ ЛТД. – 2015. – С. 130.

198. Духота О. І. Концептуальний підхід до створення поверхнево-модифікованих шарів і захисних покриттів підвищеної зносостійкості / О. І. Духота // Проблеми тертя та зношування. – 2017. - № 1 (74). – С. 97 – 103.

199. Попов В. С. Связь между износостойкостью и энергией разрушения упругой фазы сплавов. / В. С. Попов // Фізико хімічна механіка матеріалів. – 1971. - №1. – С. 41 – 47.

200. Тейбор Д. Трение как диссипативный процесс / Д. Тейбор // Трение и износ. – 1994. – Т. 15. - № 2. – С. 296 – 315.

201. Внутреннее трение как фактор износостойкости трибосистемы / В. В. Шевеля, П. В. Назаренко, А. Н. Гладченко, И. В. Шевеля // Трение и износ. – 1990. – Т. 11. - № 6. – С. 979 – 986.

202. Гаврилюк В. П. Трибология литейных сплавов / В. П. Гаврилюк, Е. А. Марковский, В. И. Тихонович. – К.: ДП Редакция журнала “Охрана труда”: Тип. журн. ДП. – 2007. – 428 с.

203. Напружено-деформований стан композиційного матеріалу, навантаженого силами тертя та температурою / М. В. Кіндрачук, А. О. Корнієнко, С. Ф. Федорчук, О. В. Тісов // Проблеми трибології. – 2006. - № 1. – С. 153 – 157.

204. Фретингостійкість дискретних поверхонь в умовах граничного тертя / В. Є. Марчук, О. І. Духота, Ю. О. Градинський, О. М. Єнін // Вісник Харківського НТУСГ ім. Петра Василенка. – Харків: Вид-во Харківського НТУСГ, 2010. – Вип. 1000. – С. 147-152.

205. Марчук В. Е. Дослідження зносостійкості електороіскових покриттів в умовах фретинг-зношування / В. Е. Марчук, О. І. Духота, Н. О. Науменко // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. – К.: НАУ, 2011. – Вип. 56. – С. 84-93.

206. Фретинг-утома сталі 30ХГСА з дискретно-орієнтованою лунковою поверхнею / Г. В. Цибаньов, В. Е. Марчук, О. І. Духота, Ю. О. Градинський // Вопросы проектирования и производства конструкций летальных аппаратов: сб. науч. тр. / Нац. Аэрокосм. Ун-т им. Н.Е. Жуковского “ХАИ”. – 2012. – Вип. 3 (71). – С. 124 – 127.

207. Марчук В. Е. Вплив параметрів дискретно-лункових поверхонь контакту на фретингостійкість конструкційної сталі в умовах граничного мащення / В. Є. Марчук, А. П. Кудрін, О. І. Духота // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб.. –К.: НАУ, 2012. – Вип. 58. – С. 58 – 64.

208. Захист поверхонь тертя дискретними поверхнями / В. Є. Марчук, Б. А. Ляшенко, М. В. Кіндрачук, О. І. Духота // Проблеми тертя та зношування. – 2013. – №2 (61). – С. 80 – 87.

209. Процеси зношування у трибосистемах з дискретно-текстурованою поверхнею / В.Е. Марчук, Б.А. Ляшенко, О.І. Духота та інш. / АВІА-2013: XI Міжнародна наук.техн.конф., 21-23 травня 2013 р., Київ: матеріали. – К.: НАУ, 2013. – Т. 3. – С. 15.45-15.46.

210. Дослідження впливу технологічних параметрів формування дискретно-текстурованих мастило ємних поверхонь на фретинго-стійкість трибо систем / М.В. Кіндрачук, О.І. Духота, В.Е. Марчук та інш.// Проблеми тетря та зношування.-2018.-№2(79).-с.4-15.

211. Диссипативные свойства и фреттингостойкость пластичных смазок / В.В. Шевеля, В.О. Орлович, В.А. Кирилков, В.П. Федина // Проблемы трибології. – 2007. - № 13. – С. 55-66.

212. Марчук В.Е. Зносостійкість текстурованих лункових поверхонь з дискретно орієнтованою структурою в умовах граничного мащення // В.Е. Марчук, О.І. Духота, В.І. Морозов // Проблеми тертя та зношування. – 2012. - № 57. – С. 128-138.

213. Ахматов А.С. Молекулярная физика граничного трения / А. С. Ахматов. – М.: Гос. изд-во физ.-мат. л-ры, 1963. – 472 с.

214. Дмитріченко М.Ф. Триботехніка та основа надійності машин / М.Ф. Дмитріченко, Р.Г. Мнацаканов, О.О. Мікосянчик. – К.: ИНФОРМАВТОДОР, 2006. – 216 с.

215. Сорокатый Р.В. Моделирование поведения трибосистем методом трибоэлементов / Р.В. Сорокатый // Трение и износ. – 2002. – Т. 23. - № 1. – С. 16-22.

216. Верхотуров А.Д. Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании / А.Д. Верхотуров. – Владивосток: Дальнаука, 1995. – 323 с.

217. Верхотуров А.Д. Обобщенная модель процесса электроискрового легирования / А.Д. Верхотуров // Электрофизические и электрохимические методы обработки. – 1983. - № 1. – С. 3-6.

218. Электродные материалы для электроискрового легирования / А. Д. Верхотуров, А.И. Подчерняева, А.Ф. Прядко, Ф.Ф. Егоров. – М.: Наука, 1988. – 244 с.

219. Improving oxidation resistance of Ti_3Al_i TiAl termetallic compounds with electro- spark deposit coatings / Z. Li, W. Gao, M. Yoshihara. Y. He // Materials Science and Engineering: A. – 2003. – Vol. 347, № 1-2. – P. 243-252.

220. Adhesion behavior of WC coating on titanium alloy by electrospark deposition / P. He, Y.Y. Qian, Z.L. Chang, R.I. Wong // Solid State Phenomena. – 2007. – vol. 127. - P. 325-330

221. Кубашевський О. Окисление металлов и сплавов / О. Кубашевський, Б. Гилкинс. – М.: Иностранная литература, 1995. – 311 с.

222. Підвищення надійності шасі літальних апаратів за рахунок застосування дискретних структур на поверхні зношених деталей / А. П. Кудрін, В. С. Марчук, В. Ф. Лабунець, В. В. Жигінас // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн.зб.– К.: НАУ, 2006. – Вип.46 – С. 149-159.

223. Абразивная износостойкость электроискровых и комбинированных лазерно-электроискровых покрытий на легких сплавах / А.И. Духота, В.Ф. Лабунець, В. В. Жигинос и др. // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. – К.: НАУ, 2007. – Вип. 48. – С. 185-195.

224. Закономерности абразивного изнашивания ZrB_2 – содержащих электроискровых и комбинированных покрытий на титановом сплаве. Абразивное изнашивание нежестко закрепленным абразивом ZrB_2 – содержащих покрытий / И.А. Подчерняева, А.И. Духота, В.В. Жигинас // Порошковая металлургия. – 2009. - № 7-8. – С. 87-94.

225. Пат. 89119, МПК С04В 35/58. Керамічний антифрикційний високотемпературний матеріал на основі дибориду цирконію / Подчерняєва І.О., Панасюк А. Д., Панашенко В.М., Григорьев О.М., Лабунець В.Ф., Духота О.І., Супрунович О.С. - № а2008 06545; заявл. 15.05.2008; опубл. 25.11.2009, Бюл. № 24. – 6 с.

226. Электроискровое упрочнение титанового сплава ВТЗ-1 безвольфрамовой композиционной керамикой / И.А. Подчерняева, А.Д. Панасюк, О.Н. Григорьев, А.И. Духота и др. / Порошковая металлургия. – 2007. - № 9/10. – С. 36-44.

227. Повышение износостойкости титанового сплава ВТЗ-1 в условиях фреттинг-корозии электроискровым упрочнением композиционной керамикой / И.А. Подчерняева, А.Д. Панасюк, В.М. Панашенко, А.И. Духота и др. // АВІА-2007: VIII Міжнародна наук.-техн. конф., 25-27 квітня 2007, Київ: матеріали. – К.: НАУ, 2007. – Т. II. – С. 32.52-32.56.

228. Особенности формирования и трибологического поведения многослойных износостойких ZrB_2 – содержащих электроискровых и лазерно-электроискровых покрытий на титановом сплаве / И.А. Подчерняева, В.М. Панашенко, А.И. Духота, А.Д. Панасюк // Проблемы трибології. – 2012. - № 4. – С.53-57.

229. Radek N. The influence of laser treatment on the properties of electro-spark diposite coatings / N. Radek, B. Antoszewski / Kovove materialy. – 2009. - Vol. 47, № 1. – P. 31-38.

230. Структурно фазовые превращения на поверхности ZrB_2 – содержащего лазерно-электроискрового покрытия на сплаве ВТЗ-1 в условиях фреттинг-коррозии на воздухе / В.М. Панашенко, И.А. Подчерняева, А.И. Духота, А.Д. Панасюк / Порошковая металлургия. – 2012. - № 1/2. – С. 142-152.

231. Кинетика и механизм фреттинг-коррозии электроискровых ZrB_2 – содержащих покрытий на сплаве ВТЗ-1 / И.А. Подчерняева, А.И. Духота, В.М. Панашенко и др. // Проблемы трибології. – 2012. - № 1. – С. 62-71.

232. Закономерности фреттинг-коррозии ZrB_2 – содержащих электроискровых покрытий на титановых сплавах / И.А. Подчерняева, А.И. Духота, В.М. Панашенко, А.Д. Панасюк // Материаловедение тугоплавких соединений: II-я Международная Самсоновская конф., 18-20 мая 2010 г., Киев: труды конф. – К.: НТУУ «КПІ», 2010. - С. 100.

233. Электроэрозионная стойкость и структурно-фазовые превращения при электроискровом и лазерном легировании титанового сплава композиционной керамикой на основе системы ZrB_2 - $ZrSi$ и $TiN-Cr_3C_2$ / И.А. Подчерняева, А.Д. Панасюк, В.М. Панашенко и др. // Порошковая металлургия. – 2008. - № 1/2. – С. 151-161.

234. Закономерности абразивного изнашивания ZrB_2 – содержащих электроискровых и комбинированных покрытий на титановом сплаве. I. Микроструктура и состав поверхности ZrB_2 – содержащих покрытий / И.А. Подчерняева, А.Д. Панасюк, В.М. Панашенко, О.Н. Григорьев // Порошковая металлургия. – 2009. - № 5/6. – С. 88-99.

235. Краля В.А. Восстановление бандажных полок лопаток компрессоров ГТД / В.А. Краля, В.Б. Сидоров, А.И. Духота // Динамика роторных систем: II Международная конф.; 24-26 июня, 1998 г., Хмельницкая обл., Каменец-Подольский, Украина: сборник трудов. – Хмельницкий. – ХТУ, 1998. – С. 125 – 128.

236. Духота О.І. Технологічні аспекти забезпечення працездатності циклічно-навантажених деталей вузлів тертя з газотермічними покриттями / О.І. Духота, М.В. Кіндрачук, В.Ю. Потягов // Проблеми трибології. – 2009. - № 1 (51). – С. 81-84.

237. Духота О.І. Зносостійкість композиційних газотермічних покриттів за умов фретинг-корозійного зношування / О.І. Духота, Н.О. Науменко, Л.В. Богач // Матеріали для роботи в екстремальних умовах . – 5: V Мінародна наук. конф., 3 – 5 грудня 2015 р., Київ: матеріали. – К.: НТУУ “КПІ”. – 2015. – С. 148 – 150.

238. Повышение ресурса компрессорных лопаток детонационным напылением износостойких покрытий / В.А. Венедиктов, А.З. Шарыпов, А.И. Хорошенин, П.Л. Морозов // Трение и износ. – 1980. – Т.1. - № 6. – С. 1093 – 1096.

239. Алфинцева Р.А. Структурные исследования детонационных покрытий WC-CO / Р.А. Алфинцева, В.Х. Кадыров, В.К. Федоренко // Порошковая металлургия. – 1980. - №10. – С. 24 – 29.

240. Федоренко В.К. Влияние структурного фактора порошковых материалов на прочностные и пластические свойства детонационных покрытий типа ВК / В.К. Федоренко, Р.К. Иващенко, В.Х. Кадыров // Порошковая металлургия. – 1991. - №11. – С. 24 – 30.

241. Запорожец В. В. Динамические характеристики прочности поверхностных слоев и его оценка // Трение и износ. – 1980. - №4. – С. 602 – 609.

242. Азизов И.А. Исследования внутреннего трения технического никеля / И.А. Азисов, К.В. Попов // Внутреннее трение в металлических материалах: Сб. – М.: Наука, 1966. – С. 32 – 35.

243. Кекало И.Б. О связи между магнитоупругим затуханием и магнитными свойствами никеля / И.Б. Кекало, Б.Г. Лившиц, Л.А. Лобов, В.Л. Столяров. // Механизмы внутреннего трения в полупроводниковых и металлических материалах: Сб. – М.: Наука, 1972. – С. 137 – 141.

244. Шармаков И.М. Амплитудная зависимость внутреннего трения в двойных сплавах на основе кобальта / И.М. Шармаков, Л.В. Никифорова, Д.Е. Солдатенко, В.Н. Белко // Механизмы внутреннего трения в полупроводниках и металлических материалах: Сб. – М.: Наука, 1972. – С. 144 – 149.

245. Барьяхтар Ф.Г. К вопросу о внутреннем трении кобальта в районе 300° С / Ф.Г. Барьяхтар, О.И. Дацко, Н.П. Пилипенко и др.. // Механизмы внутреннего трения в полупроводниках и металлических материалах: Сб. – М.: Наука, 1972. – С. 144 – 152.

246. Шаривкер С. Ю., Влияние скорости напыляемых частиц на прочность сцеплено напыленных покрытий /С. Ю. Шаривкер, Е. А. Астахов, А. П. Гарда //Физика и химия обработки материалов – 1974. - №5. – С.157-159

247. Шоршоров М. Х. Физико-химические основы детонационного напыления покрытий / М. Х. Шоршоров, Ю. А. Харламов – М.: Наука, 1978. – 224с.

248. Ющенко К. А. Інженерія поверхні: підручник/ К.А. Ющенко, Ю.С. Борисов, В. Д. Кузнецов, В.М. Корж. – К.: Наукова думка. 2007. – 558с.

249. Белоцерковский М. А. Технологии активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий./ М. А. Белоцерковский. – Мн.: Технопринт. – 2004.- 200 с.

250. Войтович Р.Ф. Тугоплавкие соединения. Термодинамические характеристики: справоч. / Р. Ф. Войтович. – К. Наук. думка, 1971. – 220 с.

251. Формирование покрытия из карбида титана, планированного никелем и влияние режимов напыления на его структуру и свойства // Ф.И.

Китаев, А. С. Намычкин, А. Г. Бакова и др. // Порошковая металлургия. – 1982. - №10. – С. 29-33.

252. Повышение фреттингостойкости титановых сплавов плазменными покрытиями / В. В. Шевеля, А. Н. Химко, В. А. Краля, А. С. Трытек // Проблемы трибології. – 2008. - № 4. – С. 105-114.

253. Дворук В. І. Трибофізика: підручник. / В. І. Дворук, В. А. Войтов. – Харків. – ХНТУСГ ім. Петра Василенка. – 2014. – 374 с.

254. Структурно-фазовые превращения в покрытиях из сталей ферритного и мартенситного классов при их напылении и модифицировании электроконтактной обработкой / М. И. Черновол, Т. В. Ворона, Е. Е. Кожевникова, О. А. Микосянчик, Л.А. Лопата // Проблемы тертя та зношування. – 2015. - № 2 (67). – С. 99-108.

255. Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы / А. Г. Рахштадт. – М.: Металлургия, 1982. – 400 с.

256. Шевеля В. В. Процессы динамического старения стали при внешнем трении / В.В. Шевеля, Ю.С. Соколан // Проблемы трибологии. – 2014. - № . – С. 6-13.

257. Пастухова Ж. П. Динамическое старение сплавов / Ж. П. Пастухова, А. Г. Рахштадт, Ю. А. Каплун. – М.: Металлургия, 1985. – 320 с.

258. Бате К., Вилсон Е. Численные методы анализа и метод конечных элементов. – М.: Стройиздат, 1982. – 447 с.

259. Сахаров А. С., Альтенбах И. Метод конечных элементов в механике твердых тел. // - К.: Вища школа. – 1982. – 480 с.

260. Зенкевич О. Морган К. Конечные элементы и аппроксимация. // - М.: Мир, 1986. – 318 с.

261. Шимкович Д. Г. Расчет конструкций MSC/NASTRAN for Windows. – М.: ДМК Пресс, 2001. - 448 с.

262. Износостойкие сплавы для контактных поверхностей деталей ГТД / Г. И. Пейчев, А. К. Шурин, Л. И. Ивченко, В. Е. Замковой // Вестник двигателестроения. – 2006. - № 2. С. 188-192.

263. Hurriks P. L. The Mechanism of Fretting and the Influence of Temperature / P. L. Hurriks // *And Lubric and Tribol.* – 1975. – vol. 27. - № 6. – P. 209-214; vol. 28. - № 1. – P. 9-17.

264. Жеглов О. С. Износ металлов при фреттинг-корозии в диапазоне среднеобъемных температур / О. С. Жеглов // *Проблемы трения и изнашивания: наук.-техн. сб.* – К.: Техника, 1979. - № 16. – С. 46-51.

265. Духота А. И. Износостойкость некоторых титановых сплавов в условиях виброперемещений и повышенных температур / А. И. Духота, А. В. Карасьов, А. В. Михайлов // *Вопросы ремонта авиационной техники: наук.-техн.зб.* – К.: КИИГА, 1980.–Вып.3. – С. 28-34.

266. Колачев Б.А. Механические свойства титана и его сплавов / Б. А. Колачев, В. А. Ливанов, А. А. Буханова. – М.: Изд-во «Металлургия», 1974. – 544 с.

267. Захаров М. В. Жаропрочные сплавы / М. В. Захаров, А. М. Захарова. – М.: Изд-во «Металлургия», 1972. – 384 с.

268. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Ф. Ф. Химушин. – М.: Изд-во «Металлургия», 1969. – 752 с.

269. Корнилов И. И. Металлиды с уникальными свойствами / И. И. Корнилов // *МиТОМ.* – 1975. - № 10. – С. 11-14.

270. Зеленков И. А. Жаростойкость сплавов соединения TiAl с ниобием при 800 и 1000 °С / И. И. Зеленков, Е. Н. Мартыничук // *В кн. Металлофизика.* – К.: Наук. Думка. – 192. – С. 63-66.

271. Кан Р. Физическое металловедение / Р.Кан.–М.: Мир, 1968.–484с.

272. Проблемы изнашивания твердых тел в аспекте механики / А. Ю.Ишлинский, И. В. Крагельский, И. М. Алексеева и др. // *Трение и износ.* – 1986. – Т. VII. - № 4. – С. 581-592.

273. Духота О. І. Еволюційна модель трибо системи та загальні принципи забезпечення зносостійкості матеріалів в умовах високотемпературного фреттинга / О. І. Духота // *Проблеми тертя та зношування.* – 2015. - № 4 (69). – С. 10-20.

274. Костецкий Б. И, Механохимические процессы при граничном трении / Б. И. Костецкий, М. Э. Натансон, Л. И. Бершадский. – М.: Наука, 1972. – 171 с.

275. Трусков П. Ф. Физико-химические изменения при трении / П. Ф. Трусков // Трение, смазка и износ деталей машин: наук.-техн.сб. – К.: изд-во КИГВФ, 1962. –Вип.3.

276. Дончук П. П. Исследование переноса металла в процессе схватывания при сухом трении скольжения // П. П. Дончук, Е. А. Марковский, Б. И. Костецкий // Повышение долговечности материалов: науч.-тех.сб. – К.: изд-во Института проблем литья АН УССР, 1969.

277. Крюгер Д. Коррозия и обработка поверхности / Д. Крюгер// В сб.: Обработка поверхности и надежность материалов: пер. с англ. Под ред. Дж. Бурке, Ф. Вайса. – М.: Мир. – 1984. – С. 81-93.

278. Алябьев А. Я. Наводораживание и его влияние на изнашивание титановых сплавов при фреттинг-коррозии / А. Я. Алябьев, А. И. Духота, И. А. Зеленков и др. // Проблемы трения и изнашивания: наук.-тех.сб.- К.: Техніка, 1982. – Вып. 21. – С. 89-93.

279. Підвищення фретингостійкості робочих лопаток турбін ГТД / В. В. Шевеля, Г. А. Калда, О. І. Духота, В. Б. Сідоров // Динамика роторних систем: II Міжнарод.конф. 24-26 юня 1998 г., г. Каменец-Подольський: збірник трудов. – Хмельницький. – ХТУ, 1998. – С. 129-132.

280. Шурін А. К. Розробка сплавів для зміцнення бандажних полиць лопаток газотурбінних двигунів / А. К. Шурін, Т. С. Черепова // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: наук.-техн.-сб. – К.: ІЕС ім. Е.О. Патона, 2009. – С. 641-646.

281. Сучасні тенденції в дослідженнях та розробленні матеріалів для використання в умовах високотемпературної фреттинг-корозії / М. Кіндрачук, О. Духота, О. Тісов, Т. Черепова // Машинознавство. – 2013. - № 3-4 (189-190). – с. 40-43.

282. Структура и свойства композиционных материалов / К. И. Портной, С. Е. Салибеков, И. Л. Светлов, В. М. Чубаров. – М.: Машиностроение. – 1979. – 255 с.

283. Малейко С. Т. Прочность боралюминиевого композита с хрупкими волокнами / С. Т. Малейко, Н. М. Сорокин, А. М. Цырлин // Механика полимеров. – 1993. – Т. 5. – С. 800-846.

284. Пат. UA 39450, Україна. Сплав на основі кобальта / А. К. Шурін, Т. С. Черепова, Н. В. Андрійченко, В. Є. Замковий

285. Портной К. И. Композиционные и дисперсно упрочненные жаропрочные никелевые сплавы / К. И. Портной, А. Т. Туманов // В кн.: «Структура и свойства жаропрочных металлических материалов». – М.: АН СССР. – 170. – С. 55-68.

286. Суперсплавы: Ч. II, Жаропрочные металлы для аэрокосмических и промышленных установок. Пер. с англ. Ред. Сисс Ч. Т. – М.: Металлургия, 1995 – 384 с.

287. Кипарисов С. С. Карбид титана. Получение свойства, применение / С. С. Кипарисов, Ю. В. Левицкий, А. П. Петров. – М.: Металлургия, 1987. – 217 с.

288. Прогнозування високотемпературного окиснення жароміцних сплавів системи Co-TiC / О. В. Тісов, О. І. Духота, Т. С. Черепова та інш. – Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. – К.: НАУ, 2012. – Вип. 57. – С. 163-169.

289. Жданов Л. А. Застосування рівноважної термодинаміки при врахуванні вірогідності утворення шпінелей / Л. А. Жданов // Технологічні системи. – 2010. - № 2 (51). – С. 83-86.

290. Кіндрачук М. В. Термодинамический анализ взаимодействия эвтектических сплавов на основе стали 12X18H9T с воздухом / М. В. Кіндрачук, С. П. Городненко, М. В. Лучка // Порошковая металлургия. – 1994. - № 7-8. – С. 93-94.

291. Синярев Г. Б. Применение ЭВМ для термодинамических расчетов металлургических процессов / Г. Б. Синярев, Н. А. Ватолин, Б. Г. Трусков, Г. К. Моисеев. – М.: Наука, 1982. – 263 с.

292. Войтович Р. Ф. Окисление карбидов и нитридов / Р. Ф. Войтович. – К.: Наукова Думка, 1981. – 191 с.

293. Властивості нікелевих порошкових сплавів, зміцнених карбідом титану / Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва, О. І. Духота, М. В. Кіндрачук // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2016. – Т. 52, № 2. – С. 29-34.

294. Духота О.І. Дослідження зносостійкості композиційних сплавів на основі кобальту в умовах високотемпературного фретингу. / О.І. Духота, О.В. Тісов // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. – К.: НАУ, 2010. – Вип. 53. – С. 195-200.

295. Композиційні сплави для зміцнення контактних поверхонь бандажних полиць газотурбінних двигунів / М.В. Кіндрачук, О.В. Тісов, О.І. Духота, Т.С. Черепова // Проблеми трибології. – 2010. - №4 (). – С. 101-104.

296. Wear resistant protective material for rotor blades of aircraft turbine engines / T. Cherepova, G. Dmitrieva, A. Dukhota and other. // Aviation in the XXI-st. century: Safety in aviation and Space technologies: Sixth worked congress, 23–25 September, Kiev: proceedings. – К.: НАУ, 2014. – Vol. 1. – P. 1.1.26 – 1.1.30.

297. Зносостійкі порошкові сплави на основі кобальту і нікелю з карбідним зміцненням / Т. Черепова, Г. Дмитрієва, М. Кіндрачук, О. Духота, О. Тісов // 13-й Міжнародний симпозіум українських інженерів механіків у Львові, 18-19 травня 2017 р., Львів: матеріали симпозіуму. – Львів: Львівська політехніка, 2017. – С. 16.

298. Триботехнічні дослідження високотемпературних зносостійких матрично-наповнених сплавів / О. І. Духота, О. В. Тісов, Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва // Проблеми тертя та зношування. – 2017. - №3 (76). – С. 60-66.

299. Дослідження властивостей порошкових сплавів ЖС32ВИ з карбідом титану / Т.С. Черепова, Г.П. Дмитрієва, О.І. Духота, В.І. Нечипоренко // Порошковая металлургия. – 2017. - № 11/12. - С.

300. Пат. 69065, МПК с22с 19/07 (2006.01), с22с 29/10 (2006.01). Зносостійкий композиційний сплав на основі кобальту / Черепова Т. С., Кіндрачук М. В., Духота О. І., Тісов О. В.. - № и201109497; заявл. 28.07.2011, опубл. 25.04.2012, Бюл. № 8. – 3 с.

301. Пат.111036, МПК а2015 01039. Зносостійкий нікелевий сплав / Черепова Т. С., Дмитрієва Г. П., Духота О. І., Кіндрачук М. В. - № а2015 1039; заявл. 10.02.15; опубл. 10.07.2015, Бюл. № 13. – 4 с.

302. Либенсон Г.А. Производство спеченных изделий/Г.А.Либенсон. – М.: «Металлургия», 1982. – 256 с.

303. Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения. Пер. с англ./ Дж.Ф.Нотт. – М.: «Металлургия», 1978. – 256 с.

304. Кіндрачук М.В. Трибологія: підручник / М.В. Кіндрачук, В.Ф. Лабунець, М.І. Пашечко, С.В. Корбут. – К.: «НАУ-друк», 2009. – 253 с.

305. Петтит Ф. Высокотемпературная коррозия поверхностей и способы их защиты /Ф. Петтит// В кн. Обработка поверхности и надежность материалов: пер. с англ. /под ред. Дж Бурке, В. Вайса. – М.: «Мир», 1984, - С. 94-113.

306. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции. Ред. Д. Котсорадис и др. М.: - Металлургия, 1981. – С. 49-53.

307. Аналіз фретингового руйнування поверхневих шарів на основі енергетичної моделі трибоконтракту / М. Кіндрачук, В. Крамар, О. Духота, В. Лабурак // VI Ukrainian-Polish Scientific Dialogues : The International scientific and technical conference, 21–24 October 2015 year, Khmelnytsky. – KNU, 2015. – P. 87 – 88.

308. Analysis of the fretting process of surface layers based on the energy model of triboprocess/ M. Kindrachuk, V. Kramar, O. Dukhota, V. Loburak// Study of problems in modern science: new technologies in engineering, advanced

management, efficiency of social institutions: [collective monograph]; edited by Y. Shalapko, Z. Wyszowska, J. Musial, O. Paraska.- Bydgoszcz : University of Technology and Life Sciences, 2015. – P. 396-403.

309. Федоров В.В. Кинетика повреждаемости и разрушения материалов / В.В Федоров. – Ташкент: ФАН, 1985.– 175 с.

310. Агеев Е. П. Неравновесная термодинамика в вопросах и ответах / Е. П. Агеев. – М. : Эдиториал УРСС, 2001. – 136 с.

311. Попов В.Л. Механика контактного взаимодействия и физика трения. От нанотрибологии до динамики землетрясений / В.Л.Попов. – М: Физматлит, 2013. – 348 с.

312. Протасов Б.В. Энергетические соотношения в трибосопряжении и прогнозирование его долговечности / Б.В. Протасов. – Саратов: Изд-во Саратовского университета, 1979. – 152 с.

313. Дубинин А.Д. Энергетика трения и износа деталей машин / А. Д. Дубинин. — Москва - Киев: Машгиз, 1963. — 137 с.

314. Гончар В.В. Енергетичні втрати у фрикційному контакті при циклічному тангенціальному навантаженні / В.В. Гончар // Вестник двигателестроения, 2004. – №1. – С. 40 -45.

315. Шурин А.К. Износостойкость нержавеющей эвтектических сплавов с фазами внедрения / А.К. Шурин, В.Е. Панарин, М.В. Киндрачук // Проблемы трения и изнашивания: наук.-техн.сб. – К.: Техника, 1981. – Вып.19. – С. 65-73.

316. Евтектичні композиційні матеріали на основі перехідних металів з тугоплавкими фазами втілення / В.Е. Панарін, М.В. Кіндрачук, П.І. Лобода та ін. – К.: КВІЦ, 2015. – 240 с.

317. Кіндрачук М.В. Вплив структури евтектичних плазмових покриттів на їхні трибо технічні властивості в широкому діапазоні температур / М.В. Кіндрачук // Фізико-хімічна механіка матеріалів, 1994. - № 4. - № 4. – С. 66-71.

318. Theoretical fundamentals and technologies of deposition of wear resistant eutectic coatings: edited P.Mychajto, M. Kindrachuk/ M.Kindrachuk, M. Pashechko, K. Lennik and other. - Lublin, Lublin University of Technology, 2017.-112p.

319. Формування метастабільності та трибо технічних властивостей евтектичних покриттів термоциклічною обробкою / М.В. Кіндрачук, Д.І. Максур, С.В. Федорчук, А.О. Корнієнко // Технологічні системи, 2006. - № 2. - с. 59-63.

320. Пат. 45548, МПК с 22с 4/18. Спосіб формування зносостійкого дискретного плазмового покриття / М.В. Кіндрачук, О.І. Духота, О.Л. Шевченко та інш. - № и 2009 06957; заявл. 03.07.2009; опубл. 10.11.2009, Бюл.№ 21. - 4 с.

321. Пат. 65209, МПК с23 4/18. Спосіб формування зносостійких газотермічних покриттів термоциклюванням лазером / М.В. Кіндрачук, О.І. Духота, Л.Ф. Головка та інш. - № - № и2011 06509; заявл. 24.05.2011; опубл. 25.11.2011, Бюл. № 22. - 6 с.

322. Повышение износостойкости деталей судовых машин и механизмов покрытиями дискретной структуры. Технологическое обеспечением покрытий дискретной структуры электроконтактным припеканием / Б.А. Ляшенко, Ю.В. Волков, Е.К. Соловых, Л.А. Лопата // Проблемы тертя та зношування. - 2015. - № 2 (67). - С. 110-126.

323. Ляшенко Б.А. Определение параметров дискретной структуры покрытий с учетом остаточных напряжений / Б.А. Ляшенко, Е.Б. Сорока, А.В. Рутновский // Проблемы прочности. - 2002, № 4. - С. 119-125.

324. Ляшенко Б.А. Расчет параметров дискретной структуры покрытий на режущем инструменте и деталях машин /Б.А. Ляшенко, В.С. Антонюк, Е.Б. Сорока//Весник Полоцкого гос. у-та, серия В.-2005. - с. 44-46.

325. Etude de C'usure a chaud d'un outie de perçage de tubes en acier au carbone et inoxydable / M. Labaiz, L. Guillot, G. Beranger and other. // Mem. et etud. sci. Rev. met. - 1992. - 89, № 9. - P. 558.

326. Моляр А.Г. Особенности изнашивания покрытия нитрида титана в условиях фреттинг-коррозии / А.Г. Моляр, А.И. Васильев // Новое в технологи ремонта воздушных судов на заводах- гражданской авиации: сб.науч.трудов. - К.: КИИИГА. - 1992. - С. 15-17.

327. Моляр А.Г. Определение оптимальной толщины покрытия нитрада титана в условиях фреттинг-коррозии / А.Г. Моляр, А.И. Васильев // Приоритетные направления развития технологии ремонта и надежности авиационной техники: сб.науч.трудов. К.: КИИИГА. – 1994. – С. 33-35.

328. Пат. 75866 України, с23с 14/02 (2006.01). Спосіб отримання твердого покриття на поверхні металевого виробу. / М.О. Васильєв, В.Є. Панарін, С.І. Сидоренко, та інш. - № и201208822, заявл. 17.07.2012; опубл. 10.12.2012, Бюл. № 23.

329. Пат. 98452, МПК с23с 14/00 (2015.01). Спосіб отримання твердого покриття з підвищеним опором втомному руйнуванню на поверхні металевого виробу / Кіндрачук М.В., Духота О.І., Кудрін А.П., та інш. - № и2014 12654; заявл. 25.11.2014; опубл. 27.04.2015, Бюл. № 8. – 6 с.

330. Особливості взаємодії та стан поверхонь тертя пари бронза-сталь / М. В. Кіндрачук, О. О. Міщук, А. П. Данілов, // Проблеми трибології. - 2013. - № 1. - С. 51-58.

331. Особливості поверхонь тертя пари бронза-сталь /М. В. Кіндрачук, О.О. Міщук, А. П. Данілов, Ю.Л. Хлевна // Успехи физики и химии металов. - 2013. - № 1. - С. 36-52.

332. Вплив вільних від сірки сполук молібдену на утворення градієнтної структури сталевий поверхні тертя / О. О. Міщук, О. В. Телемко, В. І. Дзюба та інш. // Проблеми тертя та зношування. - 2014. - № 4 (65). -С. 4-18.

333. Kralya V.O. Defects of steel units of the high-lift devices of aircraft wings caused by fretting corrosion / V.O. Kralya, O.H. Molyar, V.A. Trofimov, A.M. Khimko // Material Science, 2010. - Vol 46. - № 1. - P. 108-114.

334. Khimko A. Units wearability of aircraft wing-liftdevices / A. Khimko, V.Kralya, A. Yokobchuk, V. Kostuchik // Проблеми тертя та зношування: наук.техн. зб. - К.: НАУ, 2011. - Вип. 55. - С. 112-117.

335. Кіндрачук М.В. Технологічні аспекти створення дискретно-азотованих покриттів з використанням лазерної обробки / М.В. Кіндрачук, Н.В.

Ищук, В.М. Писаренко // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. - 2013. - № 5 (65). - С. 19-35.

336. Пат. 45549 Україна, МГ1К (2009) с23с8 / 80. Спосіб дискретної обробки азотованих сталевих виробів / М. В. Кіндрачук, О.І. Духота, О.Л. Шевченко та інш. Заявл. 03.07.2009. Опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21. - 4 с.

337. Технология производства титановых самолетных конструкций / А. Г. Братухин, Б. А. Колачев, В. В. Садков и др. - М.: Машиностроение, 1995. -448 с.

338. Lutjering Gerd, Williams James C./ Gerd Lutjering, Williams James C. Titanium. - Berlin: Heidelberg, 2007. - 442 p.

339. Горынин И. В., Титан в машиностроении / И. В. Горынин, Б.Б. Чечулин.- М.: Машиностроение, 1990. - 400 с.

340. Федірко В. М. Азотування титану та його сплавів / В.М.Федірко, І.М. Погрелюк. - К.: Наук, думка, 1995.-221 с.

341. Вплив параметрів модифікувального кисневмісного середовища на оксинітрування титанових сплавів /1. М. Погрелюк, В. М. Федірко, О. І. Яськів та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. - 2009. - 45, № 6. - С. 23-31.

342. P-8.11.2-2010. Дослідження та розробка режимів хіміко-термічної обробки сплаву VT22: звіт про НДР (проміжний). - Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2010. -41 с.

343. Духота О.І. Вплив низькотемпературного оксидування та оксидонітрування на фретинг-корозію титанового сплаву VT22 / О. І. Духота, І. М. Погрелюк, О. Г. Моляр та інш. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – Т. 48, № 2. – С. 85 – 90.

344. Термодифузійне насичення поверхні титанового сплаву VT22 контрольованого кисневоазотовмісного газового середовища на стадії старіння / В.М. Федірко, І.М. Погрелюк, О.Г. Лук'янченко, С.М. Лавриков, М. В. Кіндрачук, О.І. Духота та інш. //Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2017. – Т. 53, № 5. – С. 100-109.

345. Кулагин Н. С. Применение газотермических покрытий при ремонте деталей АТ, подвергающимся статическими и циклическим нагрузкам / Н. С.

Кулагин, А. И. Духота // Повышение эффективности систем и методов ремонта воздушных судов: сб. науч. трудов. – М.: Воздушный транспорт, 1983. – С. 115-117.

346. Копылов В. И. Проявление разупрочняющего эффекта у конструкционных материалов с плазменными покрытиями / В. И. Копылов. - Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1977. – Том 13. – №5. – С. 61-67.

347. Гликман Л. А. К вопросу повышения усталостной прочности при поверхностном пластическом деформировании титанового сплава / Л. А. Гликман, Б. Г. Гуревич // Некоторые вопросы прочности металлов: межвуз. сб. – Л.:Изд.-во Северо-западного заочн. политехн. ин-та, 1975. – С. 30-32.

348. Методологія оцінювання ремонтпридатності для вибору методу відновлення зношених деталей / В. Б. Сідоров, В. О. Краля, О. І. Духота, Д. О. Пугачевський // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип.45– К. : НАУ, 2006. – С. 47-53.

349. Особенности технологии восстановления зношенных деталей из титановых сплавов / А. П. Кудрин, А. И. Духота, В. В. Готун, В. В. Жигинас // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. зб. Вип. 47 – К. : НАУ, 2007. – С. 197-206.

350. Системний підхід до оцінки ремонтпридатності та вибору методу відновлення деталей, що пошкоджуються фретинг-корозією / А. П. Кудрін, О. І. Духота, В. В. Жигінас, О. В. Мельник // Сучасні проблеми трибології : тези доп. Міжнар. наук. - техн. конф., 19-21 травня 2010. – К.: ІВЦ АЛКОН НАН України, 2010. – С. 149.

351. Долгов Н.А. Влияние модуля упругости покрытия на работоспособность системы основа-покрытие / Н.А. Долгов //Проблемы прочности.-2002.-№2.-с.66-71.

352. Пути снижения коэффициента трения детонационных покрытий на основе карбида вольфрама / А. З. Шарыпов, И. Л. Ильинский, В. А. Краля, А. И. Духота // Трение и износ. – 1983. – Том. IV. – №6. – С. 1099 – 1103.

353. Современные технологии в производстве газотурбинных двигателей / А. Г. Братухин, Г. К. Язов, Б. Е. Карасьов и др. – М.: Машиностроение, 1997. – 410 с.

354. Неровный В. М. Упрочнение и восстановление рабочих поверхностей титановых деталей дуговой напайкой в вакууме / В. М. Неровный, А. Я. Переметько // Сварочное производство. –1995. – №3. – С. 3–5.

355. Духота О. І. Вплив напружено-деформованого стану на зношуваність композиційних матеріалів / О. І. Духота, О. В. Тісов, Г. А. Волосович // Авіа-2009: матеріали ІХ міжнар. наук.-техн. конф. 21-23 вересня 2009. – К. : НАУ, 2009. – С. 14.13 – 14.16.

ДОДАТКИ

«УТВЕРЖДАЮ»

Технический директор

ОАО «Мотор Сич»

Жеманюк П.Д.

АКТ



испытаний технологии поверхностного упрочнения деталей путем напайки
композиционного сплава

В условиях ОАО «Мотор Сич» в 2010 г. были проведены работы по исследованию поверхностного упрочнения деталей, работающих при жестком температурно-силовом виброконтakтном нагружении путем нанесения напайкой композиционного сплава системы Co-Cr-Al-Fe +TiC (разработка НАУ и ИМФ Украины).

Исследованиями установлено, что композиционный сплав системы Co-Cr-Al-Fe +TiC, обеспечивающий повышение износостойкости в 1,2-1,5 раза по сравнению с существующими технологиями упрочнения, рекомендуется к стендовым испытаниям с целью оценки возможности использования его при восстановлении изношенных поверхностей деталей горячей части ГТД.

Представители
НАУ

Представители
ИМФ Украины

Представители
ОАО «Мотор Сич»

Киндрачук М.В.
 Духота А.И.
 Тисов О.В.

Черепова Т.С.

Мозговой В.Ф.
 Качан А.Я.



АКТ

виробничих випробувань технологічних процесів зміцнення і відновлення деталей авіаційних двигунів шляхом нанесення плазмових та електроіскрових покриттів

В умовах ДП «Луцький ремонтний завод «Мотор» в 2013 році були проведені роботи по дослідженню поверхневого зміцнення і відновлення деталей авіаційних двигунів із титанових і жароміцних сплавів шляхом нанесення плазмових і електроіскрових покриттів. Покриття наносили на ряд деталей, зокрема:

- стулка зовнішня 99.16.16.000
- лопатка робоча I ступені КНД 99.01.35.118

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»

Гусев Ю.В.

Представники НАУ:

Зав. кафедри машинознавства

Кіндрачук М.В.

Зав. кафедри технологій виробництва та відновлення авіаційної техніки

Кудрін А.П.

Доцент кафедри технологій виробництва та відновлення авіаційної техніки

Духота О.І.

Аспірант кафедри машинознавства

Хлевна Ю.Л.



Б.о. головного інженера
ДП «Луцький ремонтний завод
«МОТОР»

Ю.В. Гусєв

14. 10. 2016 р.

АКТ

виробничо-дослідної перевірки технологічних процесів формування зносостійких поверхонь деталей при ремонті авіаційних двигунів

В умовах ДП «Луцький ремонтний завод «МОТОР» в 2016 р. були проведені роботи з виробничо-дослідної перевірки технологічних процесів на деталях авіаційних двигунів комбінованими методами обробки з поєднанням технологій газотермічного напилювання та лазерної обробки в режимах оплавлення та термоциклювання.

Виробничі випробування дослідних зразків деталей відновлених з застосуванням комбінованих технологій показали підвищення довговічності в 1,5 ... 1,8 рази у порівнянні з існуючими заводськими технологіями.

Досліджувані комбіновані процеси признаються такими, що пройшли виробничі випробування і можуть бути рекомендованими до впровадження в технологічному процесі ремонту авіаційних двигунів.

Головний технолог
ДП ЛРЗ «МОТОР»

Свистюла С.І.

Представник НАУ
зав. кафедри машинознавства

Кіндрачук М.В.

Доцент кафедри
машинознавства

Корнієнко А.О.

Доцент кафедри технологій
виробництва та відновлення
авіаційної техніки

Духота О.І.

ЗАТВЕРДЖУЮ
Технічний директор -
головний інженер ДП «АНТОНОВ»
д.т.н., професор



Бичков С.А.

2016

АКТ
виробничо-дослідних випробувань захисних покриттів
для деталей вузлів тертя

Даний акт складено у тому, що в умовах, наближених до умов роботи деталей вузлів тертя літаків сімейства АН, були проведені випробування з визначення зносостійкості захисних покриттів, сформованих на зразках із титанового сплаву і конструкційних сталей газотермічним напилюванням. Результати випробувань визнані такими, що показали позитивний ефект і можуть бути використані для технологічних процесів підвищення зносостійкості і відновлення деталей, що працюють в умовах тертя.

Від ДП «АНТОНОВ»:

Головний металург

Лавренко І.Г.

Від Національного
авіаційного університету:

Завідувач кафедри машинознавства
д.т.н., професор

Кіндрачук М.В.

Доцент кафедри технологій виробництва
та відновлення авіаційної техніки
к.т.н., с.н.с.

Духота О.І.

Доцент кафедри машинознавства
к.т.н., доцент

Корнієнко А.О.

ЗАТВЕРДЖУЮ
 В.О. технічного директора
 «ДП ЗАВОД 410 ЦА»
 Готун В.В.
 «16» 12 2009 р.



АКТ

про дослідно-виробничу перевірку
 покриттів на легких сплавах

Комісія у складі голови комісії – директора літаковиробництва «ДП ЗАВОД 410 ЦА» Жигинаса В.В., заступника головного метролога Тіта В.А., інженера-технолога Малишкіна В.В. встановила, що технологія поверхневого зміцнення та відновлення деталей вузлів тертя із легких сплавів, яка розроблена згідно технічного завдання теми НДР “Розробка науково-технологічних основ формування покриттів триботехнічного призначення на сплавах титану та алюмінію” за №386-ДБ07 пройшла виробничі випробування і рекомендується для впровадження на ДП завод 410 ЦА в технологічні процеси ремонту авіаційної техніки.

Представники «ДП ЗАВОД 410 ЦА»

Представники НАУ

Голова комісії:  Жигинас В.В.

 проф. Лабунець В.Ф.

Члени комісії:  Тіт В.А.

 доц. Духота О.І.

 Малишкін В.В.

 асп. Супрунович О.С.



АКТ

виробничих випробовувань технологічних процесів зміцнення і відновлення деталей технологічного обладнання шляхом нанесенням плазмового покриття на основі заліза з двократним оплавленням лазером.

Даний акт складений в тому, що в умовах ПрАТ «ОТІС» в 2013р. були проведені роботи по освоєнню технологічних процесів зміцнення і відновлення деталей технологічного обладнання шляхом нанесення плазмового покриття на основі заліза з двократним оплавленням лазером захищеними патентами України способами (пат. №73713, № 75933).

Покриття наносили на циліндричну поверхню ф15 деталі: вісь FAA81CC.

Випробовування на зразках в складі ліфта центра випробування та вдосконалення виробів (ЦВ та ВВ) вказаних деталей з покриттями пройшли без зауважень і показали підвищення довговічності в 1,3 – 1,7 раз порівняно із заводською технологією виготовлення.

Технологічні процеси признаються такими, що пройшли виробничі випробовування і рекомендуються до впровадження на ПрАТ «ОТІС» для поверхневого зміцнення і відновлення деталей, що працюють в умовах зношування.

Статті економії: збільшення терміну служби деталей, зниження енергетичних затрат, можливість їх багаторазового відновлення, економія матеріалів, зменшення амортизаційних затрат на обладнання.

Директор ЦВ та ВВ

В.П.Майстренко

Зав. кафедри машинознавства, НАУ

М.В. Кіндрачук

Доцент кафедри технологій виробництва та відновлення авіаційної техніки

О.І. Духота

Аспірант кафедри машинознавства

Ю.Л. Хлевна

ПОГОДЖЕНО

проректор на початкової роботи
 А.В. Полухін
 « » 2013 р.

**ЗАТВЕРДЖУЮ**

проректор на наукової роботи
 В.П. Харченко
 2013 р.

АКТ

про впровадження теми у початково-виховний процес
 Національного авіаційного університету
 результатів НДР за темою №718-ДБ11 «Науково-методологічні основи підвищення
 зносостійкості і ресурсу деталей, що працюють в умовах контактної взаємодії».
 Номер державної реєстрації 0111U001639.
 Комісія у складі:

Голова комісії Дмитрів С.О., д.т.н., проф. зав. кафедри ЗЛПАТ.
 та члени комісії: Захарченко В.П., к.т.н., доц., професор кафедри АЕМ
 Тісов О.В. к.т.н., доц. кафедри Машинознавства
 Йовенко С.І. к.т.н., доцент кафедри АД
 Давідов О.Р. к.т.н., с.н.с. кафедри АД та БП
 Зімін В.С. к.т.н., доцент кафедри ЗЛПАТ.
 Борозенець Г.М. к.т.н., проф. кафедри Машинознавства
 Бадах В.М. к.т.н., доц. кафедри ГТС

яка діє на підставі розпорядження директора АКІ Національного авіаційного університету від «30» листопада 2012 р. №12 засвідчує, що результати НДР за темою №718-ДБ11 «Науково-методологічні основи підвищення зносостійкості і ресурсу деталей що працюють в умовах контактної взаємодії» впроваджені у навчальний процес кафедри «Технологій виробництва та відновлення авіаційної техніки» шляхом використання у курсах лекцій з дисциплін: «Підготовка виробництва до ремонту авіаційної техніки», «Ремонт технологічного обладнання компресорних станцій», «Типові технологічні процеси ремонту авіаційної техніки», «Технічне обслуговування повітряних суден і авіадвигунів».

Голова комісії

 Дмитрів С.О.

Секретар комісії:

 Тісов О.В.