

Міністерство освіти і науки України
Запорізький національний технічний університет

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

СОТНІКОВ ЄВГЕНІЙ ГЕОРГІЙОВИЧ



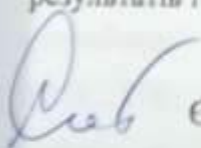
УДК 669.058.669.24

УДОСКОНАЛЕННЯ СКЛАДУ ГАЗОТЕРМІЧНИХ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ
ПОКРИТТІВ ДЕТАЛЕЙ ТУРБИНИ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ
ЕФЕКТИВНОСТІ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

05.02.01 – Матеріалознавство

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

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



Є.Г. Сотніков

Науковий керівник Грешта Віктор Леонідович кандидат технічних наук,
професор

*Примірник за змістом ідентичний з
іншим.*

*Учений секретар спеціалізованої
вченої ради*

D 17.052.01



О.А. Мітченко

АНОТАЦІЯ

Сотніков Є.Г. Удосконалення складу газотермічних ущільнювальних покриттів деталей турбіни для підвищення ефективності газотурбінних двигунів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – «Матеріалознавство» – Запорізький національний технічний університет, Запоріжжя, 2018.

Зміст дисертації. Дисертаційна робота присвячена вирішенню науково-технічної проблеми щодо розробки складу ущільнювальних покриттів на деталі газотурбінних двигунів, які тривало експлуатуються в умовах дії агресивного розігрітого газового потоку при підвищених температурах. Запропоновано удосконалений хімічний склад ущільнювальних покриттів із задовільним комплексом фізико-механічних властивостей. Встановлено характер об'ємних змін, що відбуваються при нагріванні експериментальних покриттів із різним структурно-фазовим складом та проведено оцінку їх теплозахисної здатності. В умовах дії критичних та мінімальних навантажень проведено аналіз та узагальнення триботехнічної поведінки ущільнювальних теплозахисних покриттів. Вивчено характер зміни механічних властивостей в залежності від хімічного складу покриттів та здійснено оцінку експлуатаційної стійкості розроблених матеріалів при високотемпературному нагріванні до температур 1050...1100 °С в умовах ерозійного зношування. Розроблено рекомендації щодо вибору раціонального хімічного складу ущільнювальних покриттів із задовільними службовими властивостями. Проведено моделювання поведінки розроблених покриттів в умовах дії агресивного газового середовища та отримано паспорт на проведення дослідних робіт з перевірки працездатності розробленого ущільнювального покриття.

У першому розділі проведено аналіз літературних джерел, присвячених перспективам підвищення коефіцієнта корисної дії авіаційних двигунів при застосуванні ущільнювальних покриттів та їх експлуатаційної стійкості, що

дозволило встановити ряд питань, які досліджені недостатньо або обсяг публікацій по яким обмежений. Встановлено, що на сьогодні недостатньо систематизованих даних про особливості застосування та матеріали ущільнювальних покриттів, які наносяться на деталі гарячого тракту ГТД; практично відсутні дані про комплекс властивостей ущільнювальних покриттів, що визначають можливість їх використання у вузлах турбіни. Відсутні ґрунтовні дослідження впливу легування лігатурами, що містять ітрій, на структуру та властивості пористих покриттів на основі нікелю. Недостатній об'єм досліджень по прогнозуванню впливу зазору між ротором і статором турбіни на коефіцієнт корисної дії та витрати палива авіаційних двигунів. Серед великої кількості існуючих різноманітних методик визначення фрикційних властивостей матеріалів відсутня методика оцінки триботехнічних властивостей пористих матеріалів, що використовують для ущільнення вузлів ГТД.

На основі виявлених проблем і факторів, що їх обумовлюють, було конкретизовано мету і задачі дослідження, а також визначені шляхи і методи їх розв'язання.

У другому розділі дисертації наведено інформацію про технологію отримання і характеристику матеріалів та методи їх дослідження. При реалізації мети та завдань дослідження було визначено спосіб отримання газотермічних покриттів – газополуменевим напиленням з їх подальшою механічною обробкою.

У дослідженні використано стандартні і спеціальні методики, які дозволили встановити характер впливу легування лігатурами, що містять ітрій, на фізико-механічні властивості ущільнювального покриття на основі нікелю. Для аналізу зміни структури після напилення та в процесі подальшого високотемпературного нагрівання застосовано металографічні та рентгеноструктурні методи дослідження. Оцінку експлуатаційних властивостей проводили за результатами механічних та триботехнічних випробувань.

У третьому розділі для вирішення поставленої в роботі комплексної задачі розробки ущільнювальних покриттів, які легко припрацьовуються на

початкових етапах експлуатації двигуна і здатні зберігати сформовану геометрію під впливом високотемпературного агресивного газового потоку, що викликає руйнування ущільнювального покриття внаслідок дії високотемпературної корозії та механічного ерозійного зношування, було запропоновано використання трьох комбінацій ітрійвмісних лігатур - з монокомпонентом ітрієм (Y), подвійною композицією Ni-Y та зі складною системою Co-Ni-Cr-Al-Y. Введення запропонованих лігатур сприяє покращенню термічної стійкості поверхневих оксидних шарів із одночасною реалізацією контрольованих поетапних фазових перетворень, з виділенням різних за природою оксидних та інтерметалідних сполук, здатних поліпшити ерозійну стійкість та міцність сформованих покриттів.

Встановлено, що введення ітрійвмісних лігатур значно впливає на структуру ущільнювального покриття та морфологію напилених частинок. На відміну від існуючого покриття складу №4 (КНА-82), яке характеризується грубою формою частинок та неоднорідним розміром і розташуванням пор, додавання лігатур, які містять ітрій, приводить до подрібнення структури, що зумовлює більш рівномірний розподіл пор. Найбільш сприятливу структуру після газополуменевого напилення мали покриття складу №2 (КНА-82+Ni-Y) та №3 (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y), які характеризувались найменшим розміром частинок та рівномірним розташуванням невеликих за розміром пор за перерізом шліфа.

В процесі аналізу впливу легування лігатурами, що містять ітрій, на фазовий склад ущільнювальних покриттів було встановлено, що вже під час нанесення, в покриттях всіх складів, формувались інтерметалідні та оксидні фази, які сприятимуть підвищенню опору газовій корозії та зносостійкості покриттів. На даному етапі об'ємна частка цих фаз була незначною, що є позитивним фактором, оскільки під час припрацьовування двигуна кількість додаткової твердої складової має бути обмеженою для запобігання інтенсивному зношуванню деталей.

За результатами аналізу високотемпературного впливу на експериментальні покриття складу №3 (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y) було виявлено наявність інтерметалідних (NiAl , Ni_3Al , Ni_5Y , CoCr_2 , Co_2Al_5) та оксидних (B_2O_3 , Al_2O_3 , Y_2O_3) фаз, а також спостерігалось утворення шпінелей (NiCr_2O_4 , CoAl_2O_4), що позитивно впливає на жаро- і зносостійкість покриттів, а також їх ерозійну стійкість. Причому позитивним є саме те, що збільшення кількості цих фаз відбувається вже в процесі припрацьовування покриттів і формування на них контактних доріжок. Отже, зношування деталей ротору, що контактують з даними ущільнювальними покриттями, на початковому етапі буде мінімальним, а в подальшому поява цих фаз на етапі усталених режимів роботи авіаційного двигуна, сприятиме підвищенню зносо- та жаростійкості досліджуваних покриттів.

За результатами досліджень температурного коефіцієнта лінійного розширення (ТКЛР) встановлено, що для отриманих покриттів характерна зміна траєкторії дилатометричної кривої після повторного нагрівання, що можливо пов'язано з розвитком процесів окислення, появою інтерметалідних фаз і зміною пористості покриттів. Зменшення об'єму пор є енергетично вигідним процесом, оскільки супроводжується зниженням вільної поверхні, що, в свою чергу, і може ініціювати розвиток фазових перетворень, пов'язаних з утворенням оксидних, нітридних та інтерметалідних включень. Відповідно до отриманих результатів, найменша різниця в ході дилатометричних кривих спостерігається в покритті складу №3 (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y), що, імовірно, пов'язано з тим, що в структурі отриманого матеріалу під час нагрівання формуються подвійні шпінелі, які мають більш компакту будову. Оцінка різниці ТКЛР матеріалів основи і покриття вказує на незначну різницю між цими величинами, яка може бути зменшена за умови введення запропонованих ітрійовмісних лігатур.

При проведенні дослідження теплоємності експериментальних покриттів встановлена наявність максимуму у покритті складу №2 (КНА-82+Ni-Y), який

відповідає температурі 625 °С, що, ймовірно, свідчить про фазове перетворення, що відбувається в діапазоні 550...700 °С. Отриманий максимум є невиразливим, що, можливо, свідчить про те, що перетворення відбувається в окремій фазі. В подальшому це може негативно вплинути на довговічність покриття, оскільки поліморфні перетворення фаз на поверхнях поділу основа-покриття призводять до істотних об'ємних змін, що може спричиняти до відколювання ущільнювального шару.

В результаті визначення тепло- та температуропровідності встановлено тенденцію зниження цих параметрів при легуванні лігатурами, що містять ітрій, внаслідок формування в об'ємі матеріалу додаткових фаз, що мають низькі характеристики теплоємності та температуропровідності. Ці дані свідчать, що запропоновані експериментальні покриття мають більш високі теплозахисні властивості і сприятимуть підвищенню експлуатаційної стійкості деталей статору, порівняно з покриттям КНА-82.

У четвертому розділі визначено, що легування ітрійвмісними лігатурами має позитивний вплив на експлуатаційні властивості ущільнювальних покриттів на нікелевій основі. Неоднозначні вимоги до властивостей матеріалу ущільнювального покриття, щодо його прироблюваності та зносостійкості забезпечуються поетапно – на першому покриття має низьку твердість і в процесі припрацьовування деталей статору і ротору ризик зносу деталей ротору є мінімальним, а подальша дія високої температури приводить до формування твердих інтерметалідних та оксидних фаз і, відповідно, до зростання твердості та зносостійкості покриттів.

Встановлено, що легування ущільнювального покриття на основі нікелю комплексною лігатурою Co-Ni-Cr-Al-Y (склад №3) дозволяє забезпечити задовільний рівень адгезійної взаємодії покриття із різними матеріалами основи.

В процесі дослідження впливу легування на опір ерозії встановлено, що покриття складів №2 (КНА-82+Ni-Y) і №3 (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y) демонструють найкращі результати, отже, в подальшому, під час роботи у

високотемпературному газовому середовищі ці покриття матимуть більш високу зносостійкість. Це пов'язано з формуванням на поверхні покриттів щільних монооксидних та шпінельних плівок, які підвищують його ерозійну стійкість та позитивно впливають на жаростійкість матеріалу покриття.

Зважаючи на особливості будови досліджуваних ущільнювальних покриттів, які відзначаються достатньо високою пористістю та схильністю до крихкого руйнування внаслідок відокремлення частинок, в роботі використано нестандартну методику визначення зносостійкості покриттів із використанням додаткових параметрів оцінки триботехнічного та геометричного стану контактних з'єднань елементів роторно-статорної частини турбіни ГТД.

На основі отриманих даних було встановлено, що при різних режимах триботехнічних випробувань найбільш задовільні показники триботехнічних властивостей даних матеріалів, за частотою відтворення оціночних параметрів, зафіксовано для покриття складу №3 (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y), який слід рекомендувати для заміни серійних ущільнювальних покриттів, що працюють в умовах впливу розігрітого газового потоку та контактної взаємодії роторно-статорних елементів авіаційного двигуна.

За результатами дослідження жаростійкості встановлено, що найбільш сприятливі результати щодо опору високотемпературній корозії демонструє покриття складу №3 (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y), ймовірно, завдяки формуванню дисперсних включень термостійких шпінелей NiCr_2O_4 , CoCr_2O_4 . Присутність цих сполук у фазовому складі запропонованих покриттів має приводити до підвищення експлуатаційної надійності деталей ГТД у зв'язку із забезпеченням більш високої жаростійкості й адгезійної міцності зчеплення покриття з матрицею.

У п'ятому розділі проведена оцінка особливостей умов експлуатації газотермічних покриттів, які наносять на лабіринтні ущільнення, і було встановлено, що в процесі наробки двигуна, особливо на стадії припрацьовування відбувається зношування як гребінців лабіринтних ущільнень, так і покриттів, що пов'язано зі зсувом ротора ГТД викликаного

можливою похибкою опори ротора або його дисбалансом. В подальшому, при експлуатації, величина зазору змінюється внаслідок стирання гребінців лабіринтного ущільнення (зношування гребінців по висоті становило 0,10...0,12 мм) та появи дефектів в покриттях.

Використання методу кінцевих елементів дозволило виявити особливості плинну газового потоку в лабіринтному ущільненні (ЛУ) турбіни компресора і вільної турбіни ГТД сімейства ТВ3-117 та встановити залежності витрат газу через ЛУ від величини зазору. Визначено, що застосування удосконалених покриттів КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y в конструкції лабіринтних ущільнень турбіни, при середньому річному наробітку 800 годин, забезпечить загальне зниження витрат авіаційного палива на 184 т.

Ключові слова: газотермічні ущільнювальні покриття, деталі ГТД, металокерамічне ущільнювальне покриття, ітрійвмісні лігатури, КНА-82, фазовий склад, високотемпературна корозія, ерозія, шпінельні оксиди, КТЛР (коефіцієнт термічного лінійного розширення), модельне трибоз'єднання.

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Сотников Е.Г., Грешта В.Л., Ткач Д.В. Проблемы повышения эксплуатационных характеристик лопаток ГТД формированием многослойных покрытий / *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів: зб. матеріалів XIII міжн. наук.-техн. конф.*, 7-9 жовтня 2014р. Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. С.193-194.

2. Разработка состава теплозащитного покрытия на детали газотурбинных двигателей, работающих в условиях высоких температур / Е.Г. Сотников, З.В. Леховицер, В.Л. Грешта, А.В. Климов, Д.В. Ткач. *Авиационно – космическая техника и технология*. 2015. №10 (127). С. 6-10.

3. Исследование фазового состава жаростойких уплотнительных покрытий, применяемых в ГТД / В.Л. Грешта, Д.В. Ткач, А.В. Климов,

Е.Г. Сотников, З.В. Леховицер, Л.П. Степанова. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2016. № 8 (135). С. 113-121.

4. Оцінка експлуатаційної надійності теплозахисних ущільнювальних покриттів деталей газотурбінних двигунів / С.Б. Беліков, В.Л. Грешта, Д.В. Ткач, Є.Г. Сотніков, З.В. Леховіцер, О.В. Климов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2017. №2. С.14-17.

5. Исследование жаростойкости теплозащитных уплотнительных покрытий при их легировании комбинированными лигатурами / В.А. Богуслаев, П.Д. Жеманюк, В.Л. Грешта, Е.Г. Сотников, З.В. Леховицер, Д.В. Ткач, Л.П. Степанова, А.В. Климов. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2017. №8 (143). С. 61-67.

6. Studying and designing improved coatings for labyrinth seals of gas-turbine engine turbines / V.Greshta, D.Tkach, Ye.Sotnikov, D.Pavlenko, O.Klymov. *Estern-european jornal of enterprise technologies*. 2018. 4/12 (94). P. 56-63.

7. Особливості вибору лігатури для підвищення експлуатаційних властивостей ущільнювальних покриттів деталей турбіни газотурбінних двигунів / Грешта В.Л., Ткач Д.В., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В., Климов О.В., Фасоль Є.О. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 1. С.25-31.

8. Дослідження впливу легування на температурний коефіцієнт лінійного розширення покриттів / Грешта В.Л., Ткач Д.В., Климов О.В., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2018. №7 (151). С. 81-87.

9. Металокерамічний ущільнювальний матеріал; Патент №128096 Україна МПК С22С 1/10 (2006.01). С22С 19/03 (2006.01) Номер заявки U201806910/ Дата подання 20.06.2018. Дата публ. 27.08.2018, Бюл.№16; Жеманюк П.Д., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В., Грешта В.Л., Ткач Д.В., Климов О.В.

10. Повышение эксплуатационной надежности уплотнительных теплозащитных покрытий деталей ГТД / Е.Г. Сотников, В.Л. Грешта, Д.В. Ткач,

И.К. Соломонов. *Тезисы докладов XI Международных молодежных научно-технических чтений им. А.Ф. Можайского*. Запорожье: АО «Мотор Сич». 2018. С. 214-216.

SUMMARY

Sotnikov Ye. G. Improvement of the composition of the gas-thermal sealing coatings of the turbine parts to enhance the efficiency of gas turbine engines. - Qualifying scientific work on the rights of a manuscript.

Thesis for the degree of Candidate of Technical Sciences in specialism 05.02.01 - Materials science. - Zaporizhzhia National Technical University, Zaporizhzhia, 2018.

Content of the dissertation. The dissertation is devoted to solving the scientific and technical problem of developing the composition of the sealing coatings for the gas turbine engine parts, which are exploited for a long time under conditions of an aggressive, warmed up gas flow at elevated temperatures. An improved chemical composition of sealing coatings with a satisfactory set of mechanical and physical properties is suggested. The nature of the bulk changes occurring while heating the experimental coatings with different structural and phase composition is identified and the assessment of their heat-protection ability is made.

The analysis and generalization of the tribotechnical behaviour of the heat protection sealing coatings with critical and minimum loads is carried out. The nature of the changes in the mechanical properties regarding the chemical composition of the coatings is studied and the assessment of the operating durability of the developed materials when heated at high temperatures up to 1050...1100 °C under the conditions of erosive wear is done. Recommendations on the choice of rational chemical composition of sealing coatings with satisfactory service properties are given. Simulation of the behaviour of the developed coatings under the conditions of an aggressive gas environment is performed and certificate for the research to check the functionality of the developed sealing coating is obtained.

Chapter One contains the review of the literature devoted to the prospects of enhancing the efficiency of aircraft engines when using sealing coatings and their operating durability. It enabled to identify a number of issues either with few

publications thereon or requiring further research. It is found out that nowadays there is little integrated data on the peculiarities of usage and materials for the sealing coatings that are applied onto the hot gas path parts of gas turbine engines. There is almost no information on the set of the properties of sealing coatings that determine the possibility of using them in the units of turbines. There are no thorough researches of the impact of doping with yttrium-containing ligatures on the structure and properties of porous nickel-based coatings. There are few studies predicting the influence of the clearance between the rotor and stator of the turbine onto the efficiency coefficient and fuel consumption of aircraft engines. Amidst a great number of various methods for establishing the frictional properties of materials, there is no method for assessing the tribotechnical properties of porous materials that are used for sealing the units of the gas turbine engine.

The aim and tasks for the study were specified and the ways and methods for solving them were determined based on the detected issues and factors causing them.

In **Chapter Two** of the dissertation there is the information on the production technology, properties of the materials, and methods of researching them. While reaching the aim and solving the tasks of the research, the method for obtaining gas-thermal coatings was identified, namely gas-flame spraying with their further mechanical treatment.

Standard and specific methods were used in the study that enabled to identify the nature of the impact of doping with yttrium-containing ligatures onto the physical and mechanical properties of the nickel-based sealing coating. In order to analyze the changes in the structure after spraying and during further high-temperature heating, metallographic and X-ray diffraction methods of research were applied. The assessment of the performance properties was performed regarding the results of the mechanical and tribotechnical tests.

In **Chapter Three** the application of three combinations of proposed yttrium-containing ligatures, with yttrium (Y) as a mono-component, a double Ni-Y composition, and a complex Co-Ni-Cr-Al-Y system, was suggested in order to solve the complex task of the research to develop sealing coatings that run in easily at the initial stages of engine operation and can keep the formed geometry under the

influence of a high-temperature aggressive gas flow which causes destruction of the sealing coating because of high temperature corrosion and mechanical erosive wear. The usage of the suggested ligatures enhances the thermal stability of surface oxide layers with simultaneous controlled step-by-step phase transformations accompanied by the emission of various oxide and intermetallic compounds that are able to improve the erosion resistance and durability of the formed coatings.

It is found out that application of yttrium-containing ligatures has a significant impact on the structure of the sealing coating and the morphology of the sprayed particles. In contrast to the input coating of Composition 4 (KHA-82), which is characterized by a rough shape of the particles and non-homogeneous size and location of pores, the usage of yttrium-containing ligatures causes crushes of the structure and results in a more even distribution of pores. Composition 2 (KHA-82+Ni-Y) and Composition 3 (KHA-82+Co-Ni-Cr-Al-Y) had the most favourable structure for gas-flame spraying. They are characterized by the smallest particles and even location of small particles at the cross-section.

While studying the impact of doping with yttrium-containing ligatures on the phase composition of the sealing coatings, it was found out that intermetallic and oxide phases were formed already during doping in the coatings of all compositions. These phases should contribute to increased resistance of the coatings to gas corrosion and wear. At that stage the number of the phases was insignificant, which is a positive factor as at the stage when the engine runs in the amount of the additional solid component should be limited in order to avoid intensive wear of the rotor parts at the initial stages of the engine operation.

Intermetallic (NiAl , Ni_3Al , Ni_5Y , CoCr_2 , Co_2Al_5) and oxide (B_2O_3 , Al_2O_3 , Y_2O_3) phases were discovered according to the results of the analysis of high-temperature impact on the experimental coatings of Composition 3 (KHA-82+Co-Ni-Cr-Al-Y). Formation of spinels (NiCr_2O_4 , CoAl_2O_4) was also observed, which has a positive effect on the heat and wear resistance of the coatings, as well as their erosion resistance. The positive thing about it is that the number of

phases increases when the coatings are already running in and contact paths are being formed. Thus, the wear of the rotor parts contacting with these coatings at the initial stage will be minimal. Later the appearance of these phases at the stage of settled operating modes of the aircraft engine will add to the increased wear and heat resistance of the coatings under test.

According to the study of the temperature coefficient of linear expansion (TCLE), it was found out that the obtained coatings are characterized by the change in the trajectory of the dilatometric curve after reheating. It may be due to the oxidation, emergence of intermetallic phases and changes in the porosity of the coatings. Decrease in pore volume is an energetically favourable process as it is accompanied by the reduction of the free surface, which, in its turn, can initiate the development of phase changes connected with the emergence of oxide, nitride and intermetallic inclusions. Regarding the obtained results, the smallest difference in the shape of dilatometric curves is observed in the coating of Composition 3 (KHA-82+Co-Ni-Cr-Al-Y). It is most likely due to the fact that double spinels with a more compact composition are formed in the structure of the obtained material when it is heated. The assessment of the difference in TCLE of the materials used for the basis and coating indicates an insignificant discrepancy in these two values which can be reduced in case the suggested yttrium-containing ligatures are applied.

While the heat capacity of the tested coatings was being studied, the maximum of 625 °C for the coating of Composition 2 (KHA-82+Ni-Y) was identified. It may indicate the phase transformation that occurs in the range of 550...700 °C. The obtained maximum is nondescript which probably demonstrates that the transformation takes place in a separate phase. Later this can have a negative effect on the durability of the coating as polymorphic transformations of the phases on the surfaces of sections of the base coating result in substantial volumetric changes which can lead to scabbing of the sealing layer.

Based on the study of heat and temperature conductivity, the tendency to the reduction of these parameters was identified when doping with yttrium-containing

ligatures. It happens because there are additional phases formed in the volume of the material. They are characterized by low heat capacity and temperature conductivity. This data proves that the suggested coatings under study have the highest thermal properties and will enhance the operating durability of the rotor parts in comparison to KHA-82 coating.

In **Chapter Four** it is ascertained that doping with yttrium-containing ligatures has a positive effect on the performance properties of the nickel-based sealing coatings. Ambiguous requirements to the properties of the sealing coating material as for its running-in and wear resistance are met stage by stage. At the first stage the coating has a low hardness and while the stator and rotor parts are running in there is a minimal risk of wear of the rotor parts. Further effect of high temperature results in the formation of solid intermetallic and oxide phases and, consequently, increase in the hardness and wear resistance of the coatings.

It is found out that doping the nickel-based sealing coating with a complex Co-Ni-Cr-Al-Y ligature (Composition 3) enables to provide a sufficient level of adhesive interaction of the coating with various base materials.

While the impact of doping on corrosion resistance was being studied, it was revealed that coatings of Composition 2 (KHA-82+Ni-Y) and Composition 3 (KHA-82+Co-Ni-Cr-Al-Y) demonstrate the best results. Therefore, later when working in a high temperature gas environment these coatings will have a higher wear resistance. This is attributed to the fact that thick monoxide and spinel films form on the surface of the coatings. They enhance the erosion resistance of the coating and have a positive effect on the heat resistance of the coating material.

Regarding the peculiarities of the structure of the sealing coatings under study that are characterized by quite a high porosity and tendency to brittle failure caused by the separation of particles, nonconventional methods for the detection of wear resistance of the coatings were applied using additional parameters for the assessment of tribotechnical and geometrical states of the contact joints of the elements of rotor-stator part of the turbine of the gas turbine engine.

Based on the obtained data, it was found out that in different modes of tribotechnical tests most satisfactory indicators of tribotechnical properties of these materials are observed in the coating of Composition 3 (KHA-82+Co-Ni-Cr-Al-Y) as far as the frequency of the assessment criteria representation is concerned. This composition should be recommended when changing serial sealing coatings that work under conditions of a warmed up gas flow and contact interaction of rotor and stator elements of an aircraft engine.

According to the results of the research of heat resistance, it is made clear that the most favourable results regarding the high-temperature corrosion resistance are demonstrated by the coating of Composition 3 (KHA-82+Co-Ni-Cr-Al-Y). It is most likely due to the fact that dispersed inclusions of heat-resistant NiCr_2O_4 and CoCr_2O_4 spinels appear. The presence of these compounds in the phase composition of the suggested coatings should lead to the enhanced service reliability of gas turbine engine parts because they provide higher heat resistance and strength of adhesion of the coating with the mould.

Chapter Five contains the assessment of the peculiarities of the operating conditions of gas-thermal coatings that are applied onto labyrinth seals. It was found out that during the running time of the engine, especially at the stage of running in, both labyrinth packing rings and coatings wear out. This happens due to the shift of the rotor of the gas turbine engine caused by the possible deviation of the rotor support or its imbalance. Later, while operating, the size of the clearance changes as a result of abrasive wear of labyrinth packing rings (wearing out of combs at height accounted for 0,1...0,12 mm) and appearance of defects in the coatings.

Application of the finite elements method enabled to reveal the peculiarities of the gas flow in the labyrinth seal of the compressor turbine and free turbine of a gas turbine engine of TB3-117 family and reveal the dependence of gas flow through labyrinth seals on the clearance size. It is found out that application of the improved KHA-82+Co-Ni-Cr-Al-Y coatings in the structure of labyrinth seals of the turbine with an average annual running time of 800 hours can have an unexpected economic

impact after using the improved suggested KHA-82+Co-Ni-Cr-Al-Y coating in the structure of turbines from the economy of 184 t of aviation fuel.

Key words: gas-thermal sealing coatings, gas turbine engine parts, ceramic and metallic sealing coating, yttrium-containing ligatures, KHA-82, phase composition, high-temperature corrosion, erosion, spinel oxides, coefficient of thermal linear expansion, model tribojoint

PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF DISSERTATION

1. Sotnikov Ye.G., Greshta V.L., Tkach D.V. Challenges of improving the operational features of gas turbine engine blades by forming multilayer coatings / *New structural steels and alloys and methods for processing them to increase the reliability and durability of products: XIII International Scientific and Technical Conference information package, October 7-9, 2014. Zaporizhzhia: ZNTU, 2014. P. 193-194.*

2. Development of the thermal protective coating for the parts of gas turbine engines operating in high temperature environments / Ye.G. Sotnikov, Z.V. Lekhovitser, V.L. Greshta, A.V. Klymov, D.V. Tkach. *Aerospace engineering and technology*. 2015. №10 (127). P. 6-10.

3. Study of the phase composition of thermal resistant sealing coatings used in gas turbine engines / V.L. Greshta, D.V. Tkach, A.V. Klymov, Ye.G. Sotnikov, Z.V. Lekhovitser, L.P. Stepanova. *Aerospace engineering and technology*. 2016. № 8 (135). P. 113-121.

4. Assessment of the operational reliability of thermal protective coatings for the parts of gas turbine engines / S.B. Byelikov, V.L. Greshta, D.V. Tkach, Ye.G. Sotnikov, Z.V. Lekhovitser, O.V. Klymov. *New materials and technology in metallurgy and machine-building*. 2017. №2. P. 14-17.

5. Study of the thermal resistance of heat resistant sealing coatings when alloying with compound alloying elements / V.A. Bohuslaiev, P.D. Zhemaniuk, V.L.

Greshta, Ye.G. Sotnikov, Z.V. Lekhotiser, D.V. Tkach, L.P. Stepanova, A.V. Klymov. *Aerospace engineering and technology*. 2017. №8 (143). P. 61-67.

6. Studying and designing improved coatings for labyrinth seals of gas-turbine engine turbines / V.Greshta, D.Tkach, Ye.Sotnikov, D.Pavlenko, O.Klymov. *Estern-european journal of enterprise technologies*. 2018. 4/12 (94). P. 56-63.

7. Peculiarities of selecting the alloying element to enhance the operational features of the sealing coatings for the turbine parts of gas turbine engines / Greshta V.L., Tkach D.V., Sotnikov Ye.G., Lekhovitser Z.V., Klymov O.V., Fasol Ye.O. *New materials and technology in metallurgy and machine-building*. 2018. № 1. P.25-31.

8. Study of the influence of alloying on the temperature coefficient of the thermal expansion of the coatings / Greshta V.L., Tkach D.V., Klymov O.V., Sotnikov Ye.G, Lekhovitser Z.V. *Aerospace engineering and technology*. 2018. №7 (151). P. 81-87.

9. Cerametallic sealing material; Patent №128096 Ukraine MIIK C22C 1/10 (2006.01). C22C 19/03 (2006.01) Application number U201806910/ Date of application 20.06.2018. Date of issue 27.08.2018, Bulletin №16; Zhemaniuk P.D., Sotnikov Ye.G., Lekhovitser Z.V., Greshta V.L., Tkach D.V., Klymov O.V.

10. Enhancement of the operational reliability of the sealing thermal protective coatings of the parts of gas turbine engines / Ye.G. Sotnikov, V.L. Greshta, D.V. Tkach, I.K. Solomonov. *Abstracts of the XI A.F. Mozhaiskyi International Scientific and Technical Youth Conference*. Zaporizhzhia: Motor Sich JSC. 2018. P. 214-216.

ЗМІСТ

Вступ.....	22
Розділ 1 Аналіз сучасних тенденцій підвищення експлуатаційної надійності та коефіцієнта корисної дії авіаційних двигунів	28
1.1 Сучасні рішення підвищення експлуатаційної надійності деталей гарячого тракту газотурбінного двигуна	28
1.1.1 Аналіз умов експлуатації деталей турбіни ГТД.....	28
1.1.2 Напрямки підвищення коефіцієнта корисної дії авіаційних двигунів	31
1.2 Методи регулювання радіальних зазорів для зниження втрат потужності газового потоку.....	39
1.2.1 Конструктивні та технологічні рішення	39
1.2.2 Способи нанесення покриттів.....	41
1.3 Підвищення експлуатаційних властивостей ущільнювальних покриттів	51
1.3.1 Принципи створення ущільнювальних покриттів.....	51
1.3.2 Сучасні напрями з розробки хімічного складу та формування структури покриттів	54
1.4 Мета і завдання дослідження	61
Розділ 2 Матеріали та методи дослідження.....	63
2.1 Матеріали дослідження	63
2.2 Методики дослідження.....	66
2.2.1 Дослідження мікроструктури та рентгеноспектральний аналіз.....	66
2.2.2 Визначення хімічного складу досліджуваних покриттів.....	66
2.2.3 Рентгеноструктурний аналіз фазового складу покриттів	67
2.2.4 Визначення пористості покриттів	69

	20
2.2.5 Визначення термічного коефіцієнта лінійного розширення	69
2.2.6 Визначення теплофізичних характеристик	71
2.2.7 Методика оцінки триботехнічних характеристик	71
2.2.8 Оцінка адгезійної міцності	75
2.2.9 Дослідження жаростійкості покриттів	76
2.2.10 Оцінка стійкості до ерозійного впливу	76
2.2.11 Визначення твердості та мікротвердості	77
2.2.12 Статистична обробка експериментальних даних	77
Розділ 3 Розробка матеріалів для ущільнювальних жаростійких покриттів деталей турбін	79
3.1 Вдосконалення складу ущільнювальних покриттів введенням лігатур, які містять ітрій	79
3.2 Аналіз мікроструктури експериментальних газотермічних покриттів	86
3.3 Дослідження фазового складу розроблених покриттів	99
3.4 Оцінка теплофізичних характеристик матеріалів покриттів	113
Розділ 4 Оцінка впливу структурно-фазового складу на фізико-механічні та експлуатаційні властивості отриманих ущільнювальних покриттів	125
4.1 Особливості механічної поведінки експериментальних покриттів	125
4.2 Оцінка триботехнічних характеристик ущільнювальних теплозахисних покриттів в умовах дії критичних навантажень	130
4.2.1 Дослідження триботехнічної поведінки покриттів в умовах дії критичних навантажень	131
4.2.2 Дослідження триботехнічної поведінки покриттів в умовах дії мінімальних навантажень	145
4.2.3 Узагальнення результатів триботехнічних випробувань	151

4.3 Оцінка експлуатаційної надійності розроблених покриттів за результатами дослідження жаростійкості	153
4.4 Висновки	158
Розділ 5 Моделювання процесу експлуатації лабіринтних ущільнень та оцінка економічної ефективності від запровадження розроблених ущільнювальних покриттів	160
5.1 Умови роботи та експлуатаційні дефекти лабіринтних ущільнень турбін ГТД.....	160
5.2 Моделювання витрат газу через лабіринтне ущільнення турбін ГТД	165
5.3 Висновки	172
Висновки	173
Список використаних джерел	176
Додаток А	190
Додаток Б.....	191
Додаток В Перелік опублікованих праць за темою дисертації	192

ВСТУП

Актуальність роботи. При виробництві авіаційних двигунів особливу увагу завжди приділяють підвищенню їх коефіцієнта корисної дії (ККД) і, відповідно, зниженню витрат палива. Оскільки величина радіального зазору між ротором та статором значно впливає на ККД турбіни, його зменшення дозволяє вирішити дану проблему найбільш ефективно. Величина цього зазору має бути постійною впродовж всього міжремонтного періоду роботи газотурбінного двигуна (ГТД). Однак, в процесі експлуатації, можливі ситуації зіткнення ротору і статору, що може призводити до виходу з ладу двигуна. Тому, для забезпечення необхідного розміру зазорів найбільш доцільно застосовувати ущільнювальні покриття різного складу, в залежності від умов роботи конструктивних вузлів авіаційного двигуна. Такі покриття під час взаємодії ротору та статору мають легко припрацьовуватись для запобігання виникненню аварійних ситуацій, які пов'язані з зіткненням конструктивних елементів двигуна.

Покриття, що застосовують в турбінах, мають відповідати ряду суперечливих вимог. З одного боку, має бути забезпечена ерозійна стійкість в умовах дії агресивного високотемпературного газового середовища і, водночас, низька робота врізання покриття, щоб під час дотику лопатки (або лабіринтного ущільнення) з покриттям не відбувався знос або руйнування деталі турбіни. В свою чергу, також потрібно забезпечити високу жаростійкість, оскільки в гарячому тракті двигуна можлива інтенсифікація високотемпературної газової корозії. Розвиток структурно-фазових перетворень під впливом високих температур і порушення геометрії покриття, під час експлуатації двигуна, може призводити до зміни радіального зазору і, відповідно, зниження ККД та зносу роторної частини двигуна. Іншою проблемою є забезпечення високої адгезії між матеріалом основи та покриттям впродовж всього міжремонтного періоду експлуатації двигуна.

Оскільки для покращення ефективності сучасних авіаційних двигунів конструктори підвищують температуру газу перед турбіною, виникає необхідність розробки нових ущільнювальних покриттів з більш високою експлуатаційною стійкістю в умовах дії підвищених температур та динамічних навантажень. При виробництві ГТД широко застосовуються ущільнювальні покриття на основі нікелю та твердої змазки. Проте функціональні характеристики покриттів, що застосовуються на вітчизняних підприємствах, зберігаються при температурах, які не перевищують 900 °С. Тому, їх використання не може гарантувати збереження стабільного розміру зазору при температурах експлуатації 1100 °С, внаслідок розвитку процесів газової корозії і руйнування матеріалу покриття високошвидкісним агресивним газовим потоком.

Тому існує необхідність реалізації цілого ряду актуальних матеріалознавчих завдань, спрямованих на розробку ущільнювальних покриттів, що могли б легко припрацьовуватися на початковому етапі експлуатації двигуна і зберігали б сталу геометрію зношеного контуру покриття впродовж міжремонтного періоду при температурах порядку 1050...1100 °С.

Зв'язок з науковими програмами, планами, темами. Основні результати дисертаційної роботи автор отримав як виконавець науково-дослідної роботи:

- ГД 2815 «Розробка складу та технології нанесення багат шарових покриттів на деталі газотурбінних двигунів, що працюють в умовах високих температур» (номер державної реєстрації 0115U004905);

- ДБ 03818 «Розробка складів різнофункціональних покриттів та технологій їх нанесення на відповідальні деталі газотурбінних двигунів літальних апаратів подвійного використання» (номер державної реєстрації 0118U003596).

Мета і завдання дослідження. Метою роботи було вирішення науково-технічної задачі щодо розробки складу ущільнювального покриття на деталі

газотурбінних двигунів, які тривало експлуатуються в умовах дії агресивного розігрітого газового потоку при підвищених температурах.

Для досягнення вказаної мети необхідно було вирішити такі основні завдання:

1. Проаналізувати вплив легування на мікроструктуру і фазовий склад ущільнювальних покриттів та запропонувати комбінації лігатур, які б сприяли реалізації контрольованих поетапних фазових перетворень в покриттях під час їх експлуатації.

2. Встановити характер об'ємних змін, що відбуваються при нагріванні експериментальних покриттів з різним структурно-фазовим складом та провести оцінку їх теплозахисної здатності.

3. Провести аналіз та узагальнення триботехнічної поведінки ущільнювальних покриттів в умовах дії критичних та мінімальних навантажень.

4. Вивчити характер зміни механічних та експлуатаційних властивостей в залежності від хімічного складу покриттів та здійснити оцінку жаростійкості розроблених матеріалів при високотемпературному нагріванні до 1100 °С.

5. Розробити рекомендації щодо вибору раціонального хімічного складу ущільнювального покриття із задовільними фізико-механічними властивостями.

6. Провести моделювання поведінки розроблених покриттів в умовах дії агресивного газового середовища та отримати паспорт на проведення дослідних робіт з перевірки працездатності розробленого ущільнювального покриття.

Об'єкт дослідження – процеси формування та структуроутворення ущільнювальних газотермічних покриттів деталей гарячого тракту газотурбінного двигуна.

Предмет дослідження – структурно-фазові перетворення в удосконалених ітрієвмісних ущільнювальних покриттях деталей ГТД та характер зміни їх властивостей під час високотемпературної експлуатації.

Методи дослідження. Для вирішення поставлених завдань і одержання основних результатів роботи використовували наступні методи:

рентгеноструктурні дослідження – для вивчення фазових перетворень в матеріалі; металографічні методи з використанням растрової електронної та оптичної мікроскопії – для аналізу трансформації структури покриття під час нанесення та в процесі подальшої експлуатації; методи дослідження механічних властивостей – для оцінки експлуатаційної надійності виробів; методи дослідження теплофізичних властивостей – для прогнозування поведінки матеріалу під впливом температурного фактору; методи моделювання процесу експлуатації лабіринтного ущільнення – для оцінки впливу інтенсивності зношування покриттів і збільшення величини радіальних зазорів на витрати палива та отримання рекомендацій щодо вибору раціонального складу ущільнювальних покриттів.

Дослідження проводилися на кафедрі «Фізичне матеріалознавство» Запорізького національного технічного університету спільно з ПАТ «МОТОР СІЧ».

Наукова новизна отриманих результатів:

1. Вперше розроблено склад ущільнювального покриття із змінними, контрольованими на окремих етапах експлуатації двигуна, фізико-механічними властивостями, які обумовлені розвитком структурно-фазових перетворень, що супроводжуються появою шпінельних оксидних сполук та, як наслідок, покращенням ерозійної стійкості та опору газовій корозії.

2. Вперше встановлено, що під час термоциклювання в покриттях відбуваються фазові перетворення із додатковою появою в структурі складних оксидних сполук, що впливає на різницю коефіцієнтів термічного лінійного розширення (КТЛР) матеріалу основи і покриття та адгезійну міцність. Найбільш раціональним складом із мінімальною різницею КТЛР є матеріал із складною ітрієвою лігатурою KHA-82+Co-Ni-Cr-Al-Y, що зумовлює більш якісне адгезійне з'єднання покриття із матеріалом основи.

3. Вперше, отримано принципово нову сукупність триботехнічних та геометричних параметрів, що відображають якість формування контакту і прояв властивостей розроблених покриттів за результатами оцінки фрикційної взаємодії елементів натурального вузла газотурбінної установки, з використанням

модельного трибоз'єднання «рухомий диск з зубчастим профілем - нерухома пластина з покриттям».

Практичне значення одержаних результатів. Виконано актуальне завдання розробки хімічного складу ущільнювального покриття турбіни з високою експлуатаційною стійкістю в умовах дії високотемпературного газового потоку. Методами моделювання встановлено, що застосування даного покриття дозволяє підвищити коефіцієнт корисної дії двигуна за рахунок зменшення витоку газів при збереженні розміру радіальних зазорів та знизити витрати палива за годину на 2,3 кг, що приводить до загального зниження річних витрат авіаційного палива на 184 т.

Особистий внесок здобувача.

Дисертація відображає основні результати досліджень, здійснених автором. Здобувач самостійно провів науковий аналіз, систематизацію, математичну обробку результатів і сформулював висновки.

Автором особисто:

1. Встановлено особливості структуроутворення під час газотермічного нанесення ущільнювальних покриттів та в процесі подальшого довготривалого термічного впливу при підвищених температурах порядку 1100 °C протягом 50 та 100 годин [112, 114].

2. За допомогою рентгеноструктурного аналізу вивчено фазовий склад вихідних матеріалів і покриттів, що отримані газополумєневим методом у вихідному стані та після довготривалої високотемпературної витримки. Проаналізовано вплив фазового складу на фізико-хімічні та експлуатаційні властивості отриманих ущільнювальних покриттів [112, 116, 118, 121].

3. За результатами досліджень теплофізичних властивостей запропоновано раціональний склад ущільнювального покриття з мінімальною різницею ТКЛР між матеріалом основи і покриттям. Встановлено, що формування ущільнювальних покриттів на статорних деталях двигуна забезпечує їх додаткову теплозахисну дію [119].

4. За результатами моделювання контактної взаємодії елементів рухомого трибоз'єднання роторно-статорних частин силового відсіку газотурбінної

установки було запропоновано методику оцінки триботехнічних характеристик вузлів тертя для встановлення характеру зношування ущільнювальних покриттів з різним складом лігатур та отримано практичні рекомендації щодо вибору матеріалу покриття [117].

5. Проведено інтерпретацію отриманих експериментальних даних і наукове узагальнення результатів досліджень, пов'язаних із структуроутворенням і формуванням властивостей ущільнювальних покриттів [112, 115, 117, 120].

Основні наукові гіпотези та висновки сформульовані автором самостійно.

Апробація результатів дисертації. Результати досліджень було представлено на наступних міжнародних конференціях: XIII Міжнародна науково-технічна конференція «Нові конструкційні сталі та стопи й методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» (Україна, Запоріжжя, 2014); «Міжнародний Конгрес двигунобудівників» (Україна, Коблево, 2015, 2016, 2017, 2018); XI «Міжнародні молодіжні науково-технічні читання ім. А.Ф. Можайського» (Україна, Запоріжжя, 2018).

У повному обсязі робота доповідалася на:

- семінарі кафедри фізичного матеріалознавства Запорізького національного технічного університету;
- засіданні міжкафедрального тематичного семінару Запорізького національного технічного університету.

Публікації. За результатами досліджень опубліковано 10 публікацій, з яких 1 - стаття в виданнях з індексом цитування SCOPUS, 6 – статей у фахових наукових журналах, 1 – патент на корисну модель, 2 – в матеріалах міжнародних конференцій.

РОЗДІЛ 1 АНАЛІЗ СУЧАСНИХ ТЕНДЕНЦІЙ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ НАДІЙНОСТІ ТА КОЕФІЦІЄНТА КОРИСНОЇ ДІЇ АВІАЦІЙНИХ ДВИГУНІВ

1.1 Сучасні рішення підвищення експлуатаційної надійності деталей гарячого тракту газотурбінного двигуна

1.1.1 Аналіз умов експлуатації деталей турбіни ГТД

В умовах сучасного економічного та технічного прогресу, постає задача як вдосконалення сучасних технологій, матеріалів, так і розробки нових. В сучасному літальному апараті більш 120 одиниць різного типу сплавів та інших матеріалів. Умови використання авіаційних апаратів зумовлює жорсткі вимоги до матеріалів. Вони повинні забезпечити міцність конструкції при дії значних навантажень, в умовах підвищених температур, корозійноактивних середовищ тощо. Згідно джерела [1], процес експлуатації газотурбінного двигуна передбачає стиснення і нагрівання газу, та перетворення енергії цього газу на механічну роботу на валу газової турбіни.

Відомо, що протягом робочого процесу проходять три основних перетворення енергії: хімічна енергія палива переходить в теплову енергію, теплова енергія, що виділилась частково, використовується для отримання роботи, що здійснюється газами при їх розширенні, робота розширення газів перетворюється в форму механічної енергії, необхідну для здійснення двигуном його функцій [2, 3].

Теплова енергія отримується із хімічної при згорянні палива на повітрі, тобто в результаті хіміко - фізичних процесів. Для отримання роботи із тепла в робочому процесі реалізується термодинамічний цикл, тому сполучення тепла повинно проходити при підвищеному тиску робочого тіла – повітря, а нагріті гази повинні розширюватись, що і приведе до утворення роботи. В газотурбінних двигунах підвищення тиску шляхом стиснення та використання роботи розширення досягаються газодинамічними методами. Вважається, що

робочий процес будь-якого газотурбінного двигуна складає п'ять етапів зміни стану робочого тіла: стиснення у вихідному приладі; стиснення в компресорі; отримання тепла в камері згоряння в результаті згоряння палива; розширення в турбіні з отриманням роботи, що забезпечує потреби самого двигуна: подальше розширення газів з передачею частини отриманої роботи на вал двигуна, або з повним її використанням для підвищення кінетичної енергії газів [4]. З поступовим розвитком двигунобудування безперервно збільшується ресурс роботи ГТД. Якщо на початку розвитку ТРД їх ресурс складав 15...25 годин, то в даний час він значно виріс. Необхідно відмітити, що ресурс роботи залежить від призначення виробу (цивільний чи військовий варіант, багаторазове чи одноразове використання). При експлуатації ГТД в серійному виробництві ресурс двигуна змінився від 50 годин до 5...10 тис. і більше; а у конверсійних – ресурс складає не менше 50 тисяч годин [5].

Використання різного типу палив в транспортних, авіаційних, стаціонарних газотурбінних установках зумовлює значні розбіжності в умовах роботи деталей та конструкції ГТУ. Основними видами палив є авіаційний гас, мазут, гас (неочищений), дизельне паливо. Для стаціонарних ГТУ широко використовують природний газ різних родовищ, штучний (із антрациту, підземної газифікації, напівкоксний, доменний, коксовий очищений), супутний, отриманий з родовищ нафти [5, 6].

Основні деталі ГТД розділяються на такі компоненти: робочі лопатки турбіни працюють при температурах 650...980 °С, рівень напружень розтягнення перевищує 150 МПа. Замкова частина лопатки знаходиться поза зоною потоку гарячих газів, отже її температура не перевищує 760 °С, але рівень напружень розтягу сягає 280...560 МПа; соплові (напрямні) лопатки турбіни є нерухомими, знаходяться під дією розтягувальних напружень не вище 50...70 МПа, проте робочі температури сягають 1100...1200 °С; робочі температури дисків турбін найчастіше не вище 780 °С, ця температура відповідає зовнішньому ободові, на якому фіксуються робочі лопатки. В диску при обертанні виникають напруження понад 490 МПа, окрім власної маси

диска слід враховувати напруження розтягу, що пов'язані із масою закріплених на диску лопаток [5]. Температури експлуатації, силовий вплив на деталі кожного компонента двигуна зумовлюють вибір різних типів матеріалів.

При температурах менш ніж 200 °С використовуються магнієві сплави [7]. Магній має низьку густину ($1,74 \text{ г/см}^3$), що в свою чергу зменшує масу конструкції. З таких сплавів можна виготовляти деталі, які майже не потребують наступної механічної обробки. Проте одним із суттєвих недоліків магнію є його низька корозійна стійкість на повітрі (особливо вологому), у воді, а також низька допустима температура експлуатації [8]. Наступними матеріалами за температурою експлуатації є сплави алюмінію. Алюміній є одним з найважливіших авіаційних металів, оскільки алюмінієві сплави визначаються вдалим поєднанням властивостей: невеликою густиною ($2500...2900 \text{ кг/м}^3$), задовільною міцністю (до $500...600 \text{ МПа}$), корозійною стійкістю, технологічністю при литті, обробці тиском, зварюванні і обробці різанням [8]. Збільшення надійності, підвищення характеристик тріщиностійкості, підвищення втомних характеристик забезпечується за рахунок розробки нових режимів термообробки, підвищення чистоти сплавів та кількості надлишкових фаз. Відомі сплави на основі Al-Si, Al-Cu, Al-Mn, Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu [9]. Алюмінієві сплави мають низьку густину, що в свою чергу знижує питому вагу деталей. Проте невисокі температури експлуатації, недостатньо висока міцність алюмінієвих сплавів – обмежують їх використання.

При температурах близьких до 550 °С використовуються титанові сплави в основному для деталей компресора [10]. До такого типу сплавів висуваються особливо жорсткі вимоги щодо опору втомі, низькій чутливості до концентраторів напружень та гарантії пожежобезпеки в умовах підвищених температур [11]. Сплави характеризуються рядом переваг, а саме високою технологічністю, однорідністю хімічного складу, зниженою чутливістю до концентраторів напружень, можливістю багатоцільового застосування [12]. Не дивлячись на значні переваги титанових сплавів, можна зробити висновок, що

температури експлуатації також обмежують їх використання. Проте сплави вдосконалюються за рахунок зростання характеристик міцності, надійності та технологічності.

Жароміцні сплави на основі нікелю, кобальту та заліза є основними матеріалами для використання в ГТД. Багато розробок жароміцних сплавів присвячено збільшенню міцності за рахунок росту кількості високодисперсних частинок інтерметалідної γ' -фази (60...70 %) завдяки збільшенню вмісту Al, Ti, та додаткового легування тугоплавкими перехідними металами (Mo, W, Nb, Ta, Hf тощо), мікролегуванню B, Zr, Y, La, Ce, а також вдосконалення карбідного зміцнення. Температури експлуатації нікелевих сплавів сягають більше 1000 °C. Такими чином, нікелеві сплави є найбільш перспективними для деталей турбін ГТД.

Проте, з розвитком авіадвигунобудування, температури експлуатації сягають більших значень, деталі зазнають впливу високого тиску, знакозмінних напружень, великої кількості циклів, і тому виникає необхідність у використанні захисних жаростійких покриттів.

1.1.2 Напрямки підвищення коефіцієнта корисної дії авіаційних двигунів

Економічність газотурбінних установок та двигунів на номінальному режимі залежить від термодинамічних параметрів, досконалості циклу, та слабо залежить від компоновки вузлів, кількості валів, розміщення та типу навантаження [13]. Рівень питомих параметрів ГТД залежить від величини показників ефективності роботи його вузлів, зокрема від коефіцієнта корисної дії (ККД).

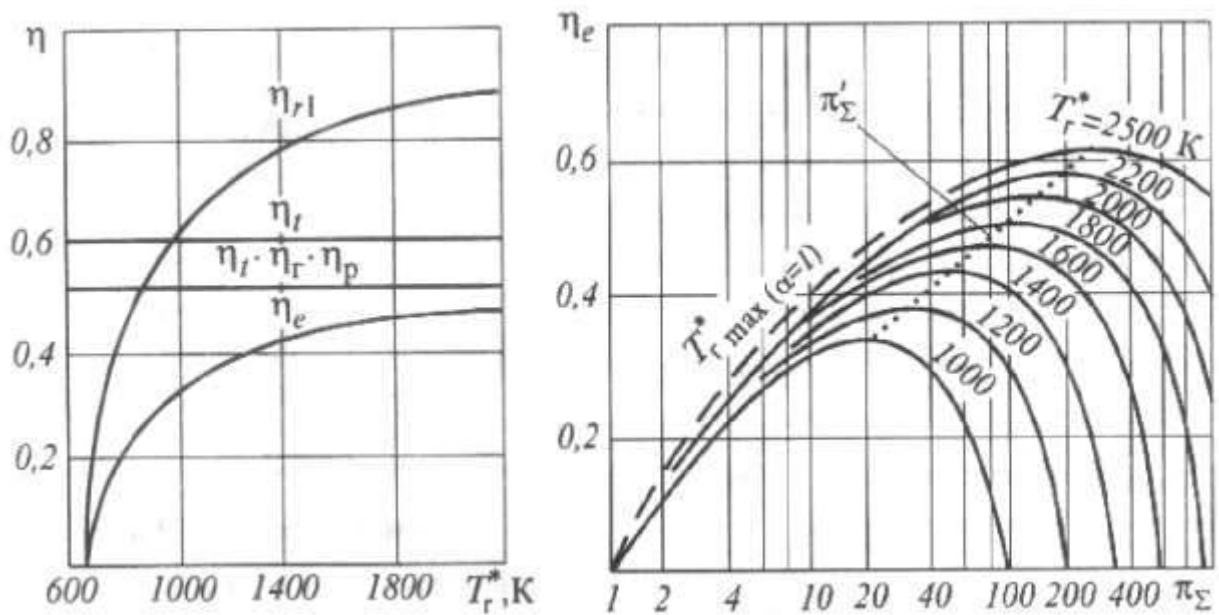
В основі принципу роботи ГТУ лежать ідеальні цикли, що складаються з простих термодинамічних процесів. У всіх циклах ГТД теплота за наявності

повного розширення в турбіні відводиться при постійному тиску [14]. Відомо [15], що основними показниками реального циклу є питома робота L_{um} та ефективний ККД η_e , що дорівнює відношенню роботи циклу $L_{ц}$ до кількості теплоти Q_i , що підведена з паливом в камері згоряння: $\eta_e = L_{ц}/Q_i$. [15].

Параметрами реального циклу, що визначають рівень показників, є температура газу перед турбіною (як правило, використовується температура перед першим робочим колесом), сумарне стиснення, рівень аеродинамічної досконалості та гідравлічних втрат, а також витрати циклового повітря на охолодження турбіни.

В роботі [9] зазначається, що одним із факторів, що характеризує рівень ефективності двигуна, є температура газу перед турбіною. Підвищення температури сприяє підвищенню вагової віддачі двигуна, та, відповідно, зниженню питомої маси двигуна. Зростання температури перед турбіною при одночасному збільшенні сумарного ступеня підвищеного тиску дозволяє отримати не тільки високу питому тягу, але й низькі питомі витрати палива. Підвищення ККД двигуна можливо за умов збільшення повноти згоряння палива. Так підвищення температури на 50 °C приводить до підвищення ККД на 12,5 %.

Дослідження авторів [8] вказують на те, що енергетична ефективність ГТД підвищується при збільшенні температури газів на виході з камери згоряння T_g^* (рис. 1.1, а), проте кожній конкретній температурі відповідає оптимальна сумарна ступінь підвищення тиску в компресорі π_{Σ} (рис. 1.1, б). Максимальна температура (стехіометрична) визначається із умов повного використання в процесі горіння кисню повітря (коефіцієнт надлишку повітря в камері згоряння дорівнює одиниці). Призначення турбіни визначає необхідний рівень температури газів на вході в турбіну. Для стаціонарних турбін ця температура не перевищує 960...1060 °C, для пікових турбін – 1065...1100 °C, у випадку авіаційних турбін до 1300 °C [16]. З наведених досліджень випливає необхідність вдосконалення існуючих та розробки нових жаростійких матеріалів.



а – залежності коефіцієнта гідравлічних втрат та ефективного ККД температури газів на виході (T_g^*); б – залежність ефективного ККД від π_Σ при різноманітних T_g^*

Рисунок 1.1 – Термодинамічні перспективи ГТД

Цікавими є дані, наведені авторами [17], що включають розрахунково-теоретичні дослідження, згідно яких, на змінних режимах роботи ГТД ККД практично не змінюється в діапазоні зміни потужності від 100 до (20...40) % при покращених динамічних характеристиках. Такі результати досягаються застосуванням багатоагрегатних блокованих схем ГТД з навантаженням на роторі високого тиску з проміжним охолодженням робочого середовища між компресорами та проміжним підігрівом між турбінами.

Також в роботі [16] вказується, що рівень досконалості процесу в газовій турбіні визначається втратами в ній, які розділяються на внутрішні та зовнішні. Внутрішні втрати – це гідравлічні втрати в каналах соплового апарату (СА) та робочого колеса (РК), втрати в радіальному зазорі та втрати на тертя диску в контакті з газом. Втрати на тертя в газовому середовищі об стінки під час руху його в каналах СА та РК, на вихороутворення, на відрив потоку від стінок каналів, хвильові втрати при надзвукових швидкостях газу відносяться до гідравлічних втрат. Енергія частини газу, яка перетікає через зазори між

кінцями лопаток РК та корпусом турбіни не перетворюється в роботу в РК, для турбіни є втраченою енергією. Рівень внутрішніх втрат оцінюється адіабатним ККД, що характеризує газодинамічну досконалість турбіни.

Отже, одним із шляхів, що дозволяє підвищити ККД двигуна, є зведення до мінімуму втрат повітря в компресорі і турбіні. Мінімальна величина радіального зазору визначається технологією виготовлення, радіальним переміщенням ротора, а також залежить від нагріву статорних і роторних вузлів [18]. Авторами [19] наводяться причини збільшення радіальних зазорів, а саме: радіальні зазори можуть змінюватись внаслідок зношування. Зношення торцевої поверхні робочої лопатки є основною причиною збільшення радіального зазору. Також зношення ротору призводить до збільшення радіального зазору та зниження ККД при всіх режимах та етапах роботи двигуна. Причинами зношення лопатки є розвиток тертя та ерозійних процесів. Останнє в процесі експлуатації є головною причиною неконтрольованого збільшення радіального зазору. В роботах [20, 21] зазначено, що внаслідок закрученості лопаток або конусності корпусу при коливаннях лопатки відбувається помітна зміна зазору. Особливо сильне збільшення зазору відбувається при флатері лопаток, тому що цьому виду коливань лопаток властиві високі амплітуди коливань.

На практиці встановлено [19], що зміну розмірів деталей в процесі роботи спричинено під впливом температури. Вплив відцентрових навантажень (для ротору) в декілька разів менший. Корпус являє собою тонку оболонку, що активно реагує на зміну режиму двигуна та зазвичай швидко змінює свою температуру (і відповідно розмір) при зміні температури в проточній частині. Ротор являє собою масивну (за рахунок дисків) конструкцію, яка переважно знаходиться в середовищі повітря, що охолоджує. Тому теплова інерційність ротора суттєво вища. Збільшення режиму відставання ротору призводить до збільшення радіального зазору, а при уповільненні – до його зменшення. Багато в цих процесах залежить від темпу зміни режиму двигуна та співвідношення теплової інерційності ротора та корпусу. При недостатньому радіальному

зазорі, при складанні або несприятливому поєднанні теплової інерційності ротора та статора може виникнути недопустиме зношення, як на скиданні режиму, так при швидкому збільшенні режиму.

Авторами [22] зазначається, що корпус компресора має деформацію від дії тиску повітря та від нагрівання. Деформації ротора компресора (робочих лопаток, дисків) переважно спричинені відцентровими силами та залежать від коефіцієнта температурного розширення і температури нагрівання деталей, тому величина зазору на перших, середніх та останніх ступенях повинна бути різною. Найменшу деформацію має ротор, секції якого з'єднуються за допомогою торцевих трикутних шліців. Також необхідно враховувати виробничі допуски на виготовлення деталей, можливі перекоси, деформацію ротора при переході через критичні оберти.

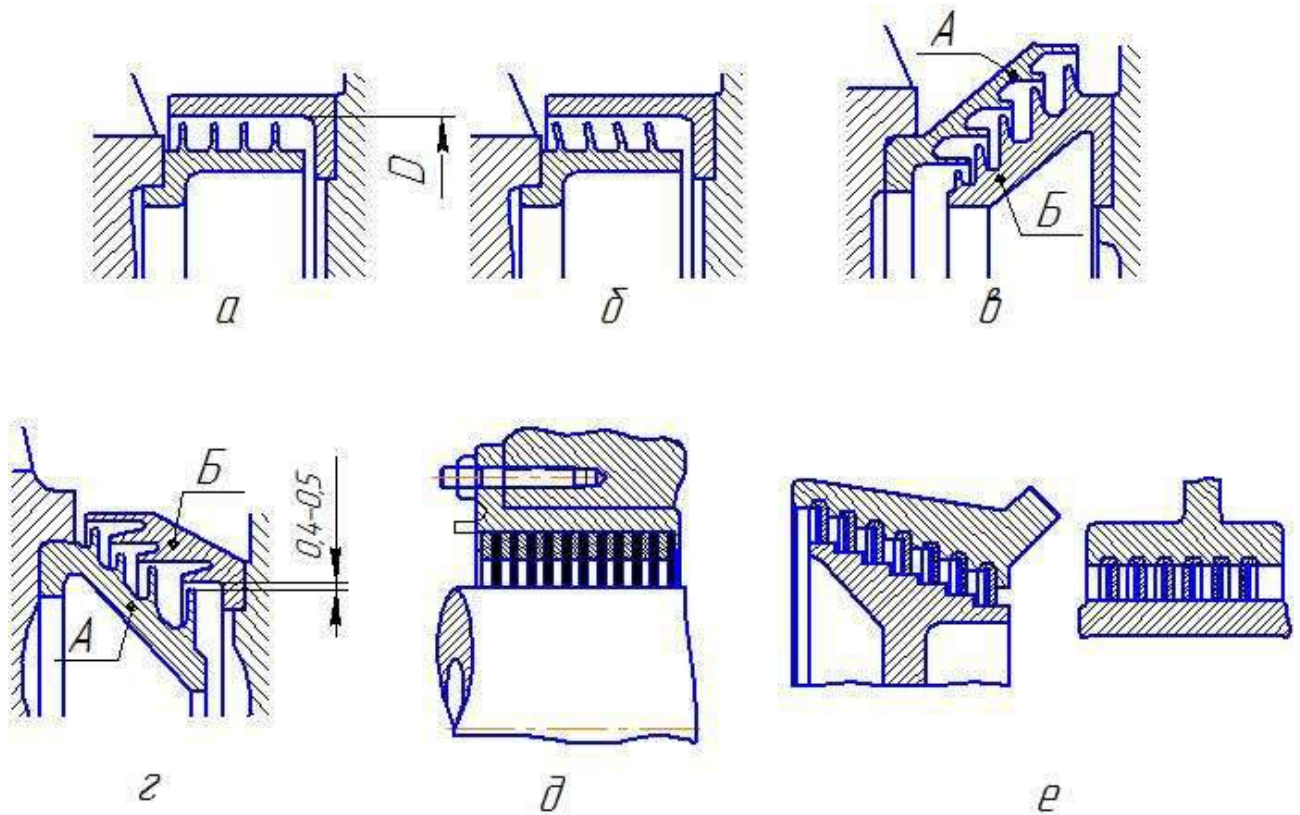
В умовах високих колових швидкостей та великих перепадів тиску використовуються зазвичай лабіринтні ущільнення. Ефективність лабіринтних ущільнень залежить від величини радіального зазору, числа гребінців і їх конфігурації.

Втрата повітря є одним із видів втрат, що знижують ККД та економічність двигуна в цілому. В лабіринтних ущільненнях на шляху повітря, що перетікає, виникає великий гідравлічний опір. Зі збільшенням числа гребінців та зі зменшенням зазору між гребінцем та нерухомою деталлю, гідравлічний опір збільшується та об'єм повітря, що перетікає, зменшується.

Для зменшення витоку повітря між ступенями дозвукового компресора використовують лабіринтні ущільнення з 3...5 гребінцями. Кількість гребінців для ущільнення за останнім ступенем компресора визначається тиском повітря та зазвичай складає 10...12 одиниць. Радіус, на якому розташовується це ущільнення для попередження витоку стисненого повітря, визначає осьову силу, що діє на ротор компресора.

Різновиди лабіринтних ущільнень наведено на рисунку 1.2. Найпростішим є ущільнення, що показано на рисунку 1.2, а. Розташування гребінців під кутом (рис. 1.2 б), з нахилом назустріч потоку дещо підвищують

ефективність ущільнення. При розташуванні гребінців такого ущільнення на конічній поверхні до ефекту дроселювання додаються втрати від зміни напрямку потоку повітря, що сприяє зменшенню перетікання повітря (рис. 1.2 в, г, д, е) [19]. Як зазначено вище, зменшення радіального зазору підвищує ефективність лабіринтного ущільнення. Проте при малих зазорах можливий контакт гребінців з нерухомими кільцями, велике зношення, нагрівання та ушкодження.



а – з прямими гребінцями; б – з гребінцями, які розташовані під кутом до осі обертання; в, г – з гребінцями, які розташовані на конічних поверхнях (деталь А – обертається, деталь Б – нерухома); д, е – із штампованих дисків

Рисунок 1.2 – Лабіринтні повітряні ущільнення [19]

Ефективність різних типів ущільнень визначається величиною витoku повітря через них:

$$m = K f \sqrt{\frac{\rho_0^2 - \rho_1^2}{zRT_0}}, \quad (1.2)$$

де K – коефіцієнт витрат, який враховує особливості розширення газу в зазорі та неповноту гальмування в камерах лабіринту;

f – площа перерізу щілини в м²;

p – тиск в Н/м² та T_0 – температура газу перед ущільненням;

R – універсальна газова стала;

z – число гребінців.

Встановлено, що на величину втрат та коефіцієнт витрат впливає число гребінців та форма їх крайок (табл. 1.1). Невелике заокруглення крайок призводить до помітного зниження ефективності ущільнення [19,22].

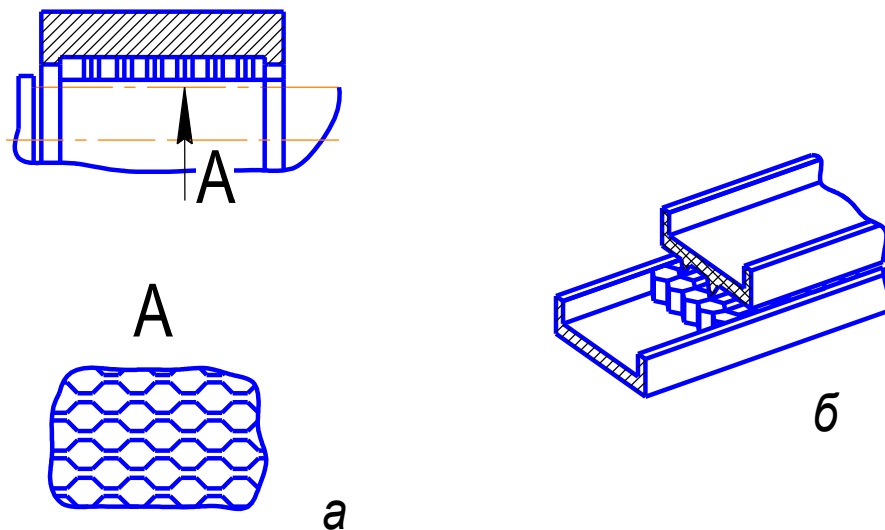
Таблиця 1.1 – Величина коефіцієнта K в залежності від типу ущільнень [19]

Тип ущільнень	№1	№2	№3	№4	№5
Коефіцієнт K	1,27	1,15	1,00	0,7	0,85

Альтернативним способом регулювання радіального зазору є використання щіткового ущільнення. Для газотурбінних двигунів щіткове ущільнення являє собою кругле кільце, де пучок гнучких волокон обтиснутий або зварених між двома робочими кільцями під кутом 45° [23].

В роботі [85] наводиться порівняльний аналіз лабіринтного та щіткового ущільнень та зазначається, що із впровадженням щіткового ущільнення у виробництво, ККД двигуна можна збільшити до 1,5 % за рахунок покращення властивостей ущільнення та зменшити металоємність і масу конструкції.

Автори досліджень, наведених в роботі [24], відмічають ефективність використання сотових ущільнень. Стільникові ущільнення являють собою одне або кілька листових основ з внутрішнім стільниковим заповнювачем. Стільникову обойму застосовують в комбінації або з гладким валом (рис. 1.3, а), або з валом, що має лабіринтні гребені (рис. 1.3, б) [25].



а - гладкий ротор; б – ротор з лабіринтними гребенями

Рисунок 1.3 – Стільникові ущільнення

Зауважено, що при радіальних зазорах $\delta=0,5$ мм і менше, сотове ущільнення знижує витік робочого тіла ефективніше, ніж лабіринтне. Також сотове ущільнення знижує величину колової складової потоку, що сприяє зменшенню величини неконсервативної складової аеродинамічної сили і, як наслідок, зменшує низькочастотну вібрацію ротора [24].

Таким чином, зменшенням величини зазорів можна суттєво підвищити ККД двигуна в цілому. Збільшення радіального зазору на 1 % призводить до зменшення ККД компресора на 3 %, що в свою чергу викликає зростання витрат палива на 10 % [5,6,17,16,19].

Найбільш перспективним та ефективним засобом забезпечення мінімальних зазорів є нанесення покриттів на внутрішні поверхні деталей статора, які в результаті зношування при взаємодії з лопатками ротора, що обертається, формують мінімальний зазор. Радіальний зазор є обов'язковим, оскільки запобігає торканню робочими лопатками стінок статора.

1.2 Методи регулювання радіальних зазорів для зниження втрат потужності газового потоку

1.2.1 Конструктивні та технологічні рішення

Однією з основних задач при проектуванні сучасних газотурбінних двигунів є підвищення коефіцієнта корисної дії. Ефективність ГТД в свою чергу залежить від втрат енергії, що викликані наявністю радіального зазору. Наявність радіального зазору є необхідністю для запобігання торкання робочими лопатками стінок, що обмежують проточну частину робочого колеса компресора або турбіни на будь-яких можливих режимах роботи двигуна (стаціонарних та змінних) [5, 16, 19]. Оскільки температури повітря та газу, і, відповідно, температурний стан зовнішнього корпусу робочого колеса і ротора двигуна змінюється на різних режимах роботи ГТД, то внаслідок температурного розширення змінюються і розміри деталей ротора та статора [41].

Наявність нестационарних режимів роботи ГТД, а також зміни в широкому діапазоні температури газу на вході в турбіну, обумовлюють значну зміну радіального зазору, внаслідок чого монтажні радіальні зазори в сучасних турбінах проектуються підвищеними, а відносні радіальні зазори складають значні величини, що дорівнюють [26]:

$$\delta r_j = \delta r / h, \quad (1.3)$$

де δr – величина радіального зазору,

h – величина проточної частини турбіни в межах вінця робочих лопаток.

Управління радіальними зазорами включає в себе конструктивне забезпечення мінімально допустимих радіальних зазорів - так зване пасивне регулювання радіальних зазорів; конструктивне забезпечення мінімального зносу деталей ротора (лопаток і лабіринтів) і статора (корпуса і ущільнень) під

час експлуатації; застосування систем активного управління радіальними зазорами (САУРЗ) під час робочого циклу двигуна [27].

Якщо розглядати пасивне регулювання, то воно засновано на виборі матеріалів та конструкції ротора і статора турбіни, які забезпечують мінімальне відносне зміщення. Активне регулювання зазорів призначено для зменшення неузгодженості темпів прогрівання роторних і статорних частин турбіни [28].

Щодо активного регулювання радіальних зазорів розроблено велику кількість патентів в багатьох країнах [29, 30].

Відомий спосіб управління радіальним зазором турбіни ГТД, який полягає у вимірюванні температури повітря на вході в двигун, вимірюванні частоти обертання ротора високого тиску ротора турбіни і тиску повітря на вході в двигун, формування за показниками датчиків температури повітря на вході в двигун і частоти обертання ротора [31]. Значення наведеної частоти обертання ротора порівнюють з наперед заданим граничним значенням, і якщо значення наведеної частоти обертання ротора більше порогового значення, подають на перший виконавчий механізм команду на включення подачі повітря для обдування турбіни, при цьому паралельно порівнюють значення фактичної величини тиску повітря на вході в двигун з наперед заданим граничним значенням, і якщо тиск повітря на вході в двигун менше його порогового значення, на другий виконавчий механізм подають сигнал на включення обдування турбіни, причому команда на другий виконавчий механізм на включення обдування подається тільки при включеному першому виконавчому механізмі [31]. Проте розглянутий спосіб не передбачає безпосереднього регулювання радіального зазору, а заснований на контролюванні параметрів, які на нього впливають, та не враховує реальні зміни зазору в процесі експлуатації.

Відомий спосіб регулювання радіального зазору в турбіні ГТД шляхом охолодження ротора і статора турбіни, згідно з яким вимірюють радіальний зазор, і в залежності від його величини розраховують зміни витрати повітря для охолодження ротора і статора турбіни, причому зміни витрати повітря для

охолодження турбіни здійснюють дискретно [28]. При аналізі зазначеного способу необхідно відзначити, що принцип дискретного регулювання зазору знижує його точність, використання цього способу не дозволяє регулювати кількість повітря, що подається на ротор і статор турбіни, що в свою чергу також є небажаним.

У джерелі [32] зазначено патент на активне регулювання радіального зазору завдяки постійному контролю і підтримці його значення в заданих межах та врахування впливу на його значення динамічних і монтажних факторів, а також за рахунок підтримки заданої температури ротора і статора шляхом регулювання розподілу витрат повітря, що подається на турбіну, на обдув ротора та статора. Цей метод певною мірою враховує зазначені в попередніх дослідженнях недоліки, проте не враховує регулювання зазору на всіх етапах експлуатації турбіни.

Основними конструктивними рішеннями є використання матеріалів, які полегшують місцеве припрацьовування деталей ротора та статора. Покращення ущільнення між частинами приводить до підвищення продуктивності агрегату. Покриття, що зношуються, розробляються з метою зменшення зазорів при мінімізації ризиків для компонентів турбіни при її експлуатації.

1.2.2 Способи нанесення покриттів

Величина радіальних зазорів між елементами ротора та статора газотурбінного агрегату суттєво впливає на його ККД та економічність [1, 3]. Величина цього зазору при збиранні агрегату повинна бути такою, щоб виключити можливість торкання поверхонь ротора і статора при експлуатації та руйнування роторної частини ущільнення, що призводить до виходу з ладу всього агрегату. Конструкційно забезпечити величину зазору дуже складно, тому існує необхідність використання покриттів.

З урахуванням того, що величина оптимального зазору повинна складати міліметри виникає необхідність використовувати на поверхні статорної частини істотно менш міцний матеріал, ніж на роторі.

З урахуванням зазначених умов експлуатації деталей гарячого тракту ГТД та існування радіальних зазорів, до ущільнюючих покриттів висуваються такі вимоги як достатня міцність, піддатливість при врізанні лопаток до лабіринтних виступів, антифрикційність, теплозахисні властивості, ерозійна стійкість та низький опір зношенню робочої поверхні (зі сторони газового потоку) [34].

Згідно літературних джерел [33, 35, 36], покриття умовно поділяють на дифузійні та конденсаційні. До дифузійних належать захисні покриття, в процесі осадження яких, а також при подальшому дифузійному відпалі, формується захисний шар в результаті взаємної дифузії хімічних елементів матеріалу підложки-жароміцного нікелевого сплаву і матеріалу, що осаджується.

До конденсаційних належать покриття, що мають перехідну дифузійну зону з матеріалом підложки і власне покриття, структуру і склад якого визначають технологія осадження і склад матеріалу, що осаджується. Технологія нанесення конденсаційних захисних покриттів має більш широкі можливості регулювання фізико-хімічних та фізико-механічних властивостей, а також дає можливість отримання багатошарових і комбінованих покриттів [37].

Незалежно від методу осадження хімічних елементів на поверхню сплаву, процес формування покриття підпорядковується законам дифузії в межах відповідних діаграм стану дво- або багатокомпонентних систем з відповідними коефіцієнтами дифузії і термодинамічними параметрами, які беруть участь у формуванні фаз покриття.

Одним із поширених методів для нанесення покриттів є електронно – променеве випаровування. Цей метод полягає в осадженні матеріалу в вакуумі, а саме електрони після проходження через електричне поле з різницею потенціалів прискорюються та набувають кінетичної енергії. При зіткненні

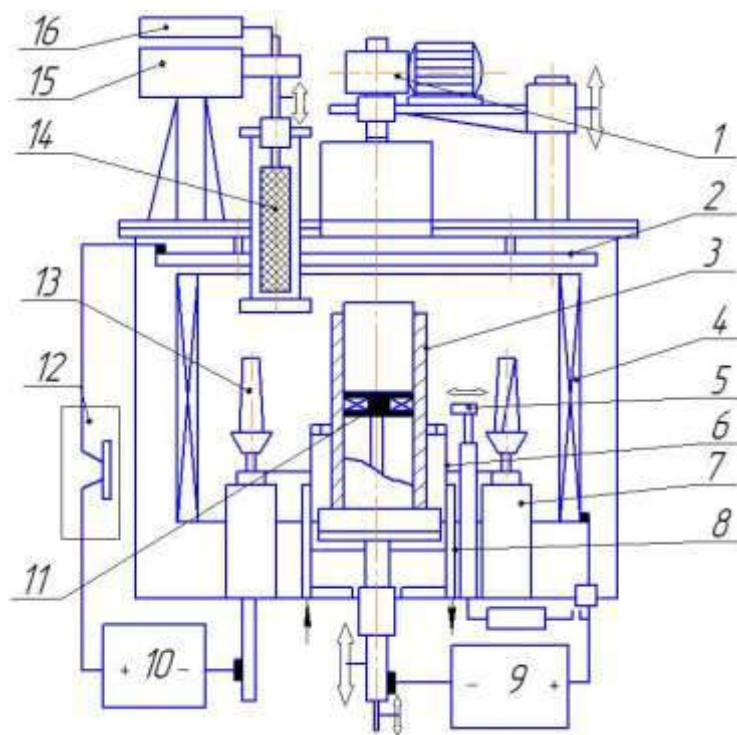
електрона із поверхнею матеріалу його кінетична енергія витрачається на збудження рентгенівського випромінювання, створення вторинних електронів та нагрівання. Основна частка кінетичної енергії електронів перетворюється в теплову в тонкому поверхневому шарі. Потік електронів отримують за допомогою спеціальних генераторів, а саме електронно-променевих установок [38].

В роботі [39] описано розробку електронно-променевого обладнання Л-2 та Л-9 (для промислового використання) для плавки та випаровування матеріалів у вакуумі. Установа призначена для переплавлення металів і сплавів з метою рафінування і отримання циліндричних зливків; отримання спеціальних сплавів та інтерметалідів, наприклад Ni_3Al , Ti_3Al , TiAl ; осадження корозійностійких, теплозахисних, конструкційних покриттів на плоскі поверхні і поверхні тіл обертання в тому числі лопатки газових турбін; осадження особливо твердих зносостійких покриттів з чистих металоподібних з'єднань і їх сумішей, в тому числі покриттів мікрошаруватого типу; синтезу при осадженні парових потоків тугоплавких сполук (карбідів, боридів, силіцидів) і отримання тонких і товстих покриттів; отримання дисперсійно-зміцнених мікрошарових і мікропористих матеріалів у вигляді покриттів і масивних заготовок відокремлених від підложки, отримання покриттів з рівноважних фаз вуглецю. Перспективність цього методу аргументується в роботі [40], а саме для нанесення керамічних теплозахисних покриттів. У керамічному шарі, сформованому при конденсації з пари, створюється специфічна стовбчаста структура з кристалітами орієнтованими перпендикулярно поверхні. Такий шар при напруженнях розтягу легко подрібнюється на фрагменти, що зменшує напруження відриву кераміки при тепловмінах.

Відомі методи іонного осадження [39], які характеризуються тим, що бомбардування прискореними іонами підкладки та поверхні плівки супроводжується розвитком цілого ряду фізичних явищ (розпиленням, утворенням точкових та лінійних недосконалостей кристалічної ґратки, прискоренням дифузії, локальним нагріванням), які спричиняють зміни в

структурі та властивостях плівок порівняно із плівками, що формуються без іонного бомбардування. На відміну від прямого електронно-променевого випаровування при іонному осадженні підкладка знаходиться під високою напругою, а в робочу камеру введено допоміжний електрод для додаткової іонізації атомів матеріалу [39].

В роботі [41] запропоновано використання промислового іонно-плазмового обладнання для нанесення покриттів на деталі ГТД. В розробленій установці, яка має назву МАП-1М [42], формування та осадження покриттів відбувається із потоку сильно іонізованої багатокомпонентної плазми вакуумної дуги. Схема установки наведена на рисунку 1.4 [41].



1 – привод підйому кришки вакуумної камери; 2 – опорний електрод; 3 – катод; 4 – анод; 5 – механізм запалювання вакуумної дуги; 6 – екран катода; 7 – планетарний привод обертання виробів; 8 – охолоджувана підставка екрану катоду; 9 – джерело живлення генератора плазми; 10 – джерело подачі негативного потенціалу на вироби; 11 – електромагнітний фіксатор катодних плям; 12 – електронний ключ; 13 – вироби; 14 – газорозрядне джерело іонів; 15 – привод переміщення газорозрядного джерела іонів; 16 – газова система

Рисунок 1.4 – Принципова схема установки МАП-1М (МАП-2)

Генерація плазми матеріалу, що осаджується, в установці здійснюється в вакуумному дуговому розряді із зовнішньої поверхні катода, виготовленого з матеріалу покриття, яким може бути будь-який немагнітний чистий метал або сплав. В цій установці використана комбінована система стабілізації траєкторій руху катодних плям, яка поєднує дію магнітного поля на арочну конфігурацію електростатичного екрану [43]. Цей спосіб широко використовується за даними досліджень [41-44], дозволяє збільшити ресурс роботи двигуна, при безпосередньому нанесенні на лопатки та інші відповідальні деталі ГТД. Достатньо цікавим є дослідження, яке наведено в роботі [45]. Сутність технології [46] полягає у використанні комплексу захисних та зміцнювальних обробок деталі. Технологія включає в себе операції іоно-плазмового очищення та активації поверхні, іоноімплантаційного легування, формування жаростійкого шару та нанесення на нього зовнішнього жаростійкого шару.

В умовах сучасного розвитку промисловості найбільш широко використовуються методи газотермічного напилення покриттів, за допомогою яких вдається отримувати покриття з великою кількістю природних і штучних матеріалів для підвищення стійкості і працездатності деталей або виробів в різних несприятливих умовах, надання їх поверхні необхідних властивостей. До газотермічних відносяться методи електродугової металізації, газополуменового, плазмово-дугового, детонаційного напилення.

Міцні зв'язки формуються на фактичній площині контакту і визначаються фізичним контактом частинок з основою, який в свою чергу обумовлює пластичне деформування мікрорельєфу частинки, а вже після цього відбувається їх хімічна взаємодія [47, 42]. Кінетична енергія частинки в момент удару з підкладкою перетворюється у тепло і роботу деформації. До того ж сама частка сильно деформується. Під час напилення швидкість частинок досягає 100...200 м/с, тому в зоні удару частинок виникає високий тиск, який разом з високою температурою визначає рушійну силу фізико-хімічної взаємодії [41, 42]. Удар частинки об поверхню триває близько 10^{-7} с і протягом цього часу діє тиск в зоні контакту, який є відповідальним за деформацію і

утворення зв'язків [48]. Згідно з даними [49], велика величина імпульсного тиску сприяє очищенню поверхні підкладки в місці удару, матеріал частинки і підкладки зазнають фізичного контакту за час 10^{-9} с. Температура в зоні контакту активізує фізико-хімічні процеси в міжфазній зоні. Контактна температура встановлюється за рахунок передачі тепла частинками, що торкаються поверхні підкладки, а також тепла, переданого потоком газу. Основну кількість тепла в зону контакту генерують високотемпературні частинки, і додаткове виділення тепла в контактній зоні утворюється при ударі частинок з поверхнею основи і її деформації [48], [36]. Недоліком газополуменового напилення є обмеження щодо матеріалу та невисока температура факелу.

Більш широкі можливості має метод плазмового (плазмово-дугового) напилення при якому використовується низькотемпературна плазма. Устаткування для плазмового напилення прийнято поділяти на основне та допоміжне. Основним обладнанням прийнято вважати власне установку, а до допоміжного відносять пристрій для переміщення напилюваного виробу відносно розпилювача або навпаки, обладнання для підготовки, розсіву по фракціям, сушки і зберігання порошку, обладнання для підготовки поверхні виробу до напилення. У даний час для плазмового напилення в основному застосовуються установки УПУ-3, УПУ-3Д, УПУ-8М, УМП-5-68, УМП-7.

Характеристики газотермічних покриттів знаходяться в безпосередній залежності від їх структурно-фазового складу, що в свою чергу визначається хімічним складом матеріалу, який наноситься, технології його отримання та способу нанесення.

В роботі [49] досліджені покриття, що складаються із двох шарів: внутрішнього – жаростійкого сполучного металічного шару MCrAlY , де М - Ni, Co, Fe, або їх комплекс та зовнішнього керамічного шару на основі $\text{ZrO}_2\text{-(6-9\%)Y}_2\text{O}_3$, який за даними досліджень мають низьку теплопровідність та високу довговічність [50]. Особливістю ZrO_2 є наявність у нього поліморфних перетворень, що супроводжуються значними об'ємними змінами. При

нагріванні ZrO_2 низькотемпературна моноклинна (М) модифікація переходить в тетрагональну (Т), а потім в кубічну (К) модифікації: $M \rightarrow T \rightarrow K$. Значення їх густини відповідно складають: М - $5,56 \text{ г/см}^3$, Т - $6,1 \text{ г/см}^3$, К - $6,27 \text{ г/см}^3$. Запобігання фазових перетворень досягається введенням в ZrO_2 оксидів, що утворюють с ZrO_2 тверді розчини з кристалічною структурою флюориту. Найбільш стабільні тверді розчини утворюються в системі $ZrO_2-Y_2O_3$, що використовується як основа для формування керамічних покриттів високотемпературного призначення [51]. Технологія нанесення складається із наступних операцій: нанесення підшару, підготовка поверхні підшару, нанесення керамічного шару. Основне призначення сполучного металічного шару – захист жароміцного сплаву від високотемпературного окислення. Керамічний шар в чистому вигляді (самостійно, без внутрішнього металічного шару) цю функцію виконати не може, тому що при нанесенні керамічного шару безпосередньо на жароміцний сплав при високих температурах спостерігається інтенсивна дифузія нікелю. При взаємодії з киснем, нікель утворює оксид NiO , температурний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) стає набагато більше, ніж у металевих покриттів. Це є основною причиною відшарування кераміки від сплаву, що захищається, та руйнує покриття в цілому. При аналізі даних видів покриттів, можна зазначити ряд переваг та недоліків. Керамічні покриття значно підвищують температуру експлуатації виробів та підвищують стійкість до високотемпературної корозії, проте використання кераміки, як покриття для регулювання радіального зазору, досить недоцільно, так як існує ймовірність відокремлення шару внаслідок перепадів коефіцієнтів термічного лінійного розширення, розтріскування в результаті припрацьовування деталей. Також нанесення такого виду покриттів передбачає наявність спеціалізованого коштовного обладнання та стабільного постачальника сировини.

В роботі [51] запропоновано тришарове термозахисне покриття, яке можна отримати із застосуванням газотермічного напилення з використанням плазмового струменю. За основу приймали жаростійкий сплав ВЖ-98, в складі якого до 24% Cr і який створює великий опір високотемпературній ерозії. За

підшарок використовували композиційний сплав інтерметаліду на основі NiAl. Його призначення – забезпечити міцне зчеплення композиційного покриття з основним матеріалом ВЖ-98 (жароміцний сплав на нікелевій основі). Проміжний шар представлений композиційним покриттям складу $(\text{ZrO}_2 \cdot \text{CaO} + \text{Ni}) + 30\% \text{ AlNi}$. Його призначення – забезпечувати поступовий перехід за коефіцієнтом термічного розширення від металу до кераміки. Захисний шар – це композиційне покриття типу $\text{ZrO}_2 \cdot \text{CaO} + \text{Ni}$, яке виконує термозахисні функції всього покриття. Дане покриття має високу температуру експлуатації до 1250 °С. Тришарове покриття розроблено так, що ТКЛР має поступовий перехід від металу до кераміки в верхньому захисному шарі. Проте в дослідженнях [52] вказано, що вміст алюмінію в сполучному металічному шарі уповільнює утворення втомних тріщин, але одночасно призводить до зміни фазового складу дифузійної зони на границі розділу шарів. Також наявність великої кількості хрому в складі основного металу, може стати причиною утворення оксиду Cr_2O_3 , що є летким оксидом та призводить до відокремлення напиленого композиційного шару. Також можна зазначити, що використання такого роду покриття є достатньо трудомісткою операцією. Альтернативним варіантом вирішення проблеми, що запропоновано в джерелі [53], є нанесення покриттів на основі Со плазмовою дугою. Сплави на основі Со системи (Co–Cr–W–C) наносились на поверхню деталей. Покриття характеризується задовільними показниками твердості та теплостійкості. Мікроструктуру можна описати як матрицю з частинками карбідів та фазами Лавеса, проте виділення таких фаз може супроводжуватись дендритною ліквідацією, що в свою чергу призводить до крихкості.

Одним із способів газотермічного напилення є високошвидкісні способи напилення, що використовуються для захисту деталей від зношення та корозії [54]. Завдяки скороченню часу перебування частинок в високотемпературному потоці і зниження їх перегріву при високошвидкісних методах газотермічного напилення (ГТН) відбувається зменшення окислення частинок і, відповідно, покриття. Разом з тим, завдяки високій швидкості частинок, зростає запас їх

кінетичної енергії, що приводить до збільшення щільності покриттів і міцності зчеплення покриттів з основою [55]. Характерними особливостями покриттів, отриманих високошвидкісним напиленням, є низька пористість (менше 1,5%) і збереження хімічного складу вихідного порошку, а також висока міцність зчеплення (більше 50 ... 70 МПа) [56]. Одним із покриттів, для яких застосовуються такий метод напилення, є покриття на основі карбідів вольфраму. Висока зносостійкість газотермічних WC-Co-покриттів забезпечується поєднанням WC як твердої складової так і кобальту, як пластичної сполуки. Для підвищення стійкості WC-Co-покриттів до корозії порошки WC-Co легують хромом, оскільки Co-Cr матриця забезпечує більш високу стійкість до корозії порівняно з WC-Co-матеріалами. Вміст хрому в порошку 4 ... 8 % (WC-10Co-4Cr; WC-6Co-8Cr) [57]. WC-Co-Cr-покриття мають високу твердість, низький коефіцієнт тертя, а їх зносостійкість, порівняно з твердим хромом, вище в 3 ... 5 разів [58]. У мікроструктурі покриттів, напилених високошвидкісними методами газотермічного напилення, можна спостерігати частинки карбіду вольфраму, рівномірно розподілені в Co-Cr-матриці.

Аналіз отриманих результатів дозволяє зробити висновок, що зазначені вище покриття мають високу корозійну, ерозійну стійкість, теплостійкість, але використання для регулювання радіальних зазорів недоцільне через високу твердість, як і у випадку керамічних покриттів, унеможлиблюється припрацьовуваність, коефіцієнт термічного розширення такого покриття значно відрізняється від матеріалу самої деталі, що може призвести до відшарування в процесі експлуатації.

Під час експлуатації деталей ГТД, під дією знакозмінних напружень, високих температур зареєстровані випадки руйнування покриттів. В цьому випадку мають місце множинні осередки відшаровування покриття, що спрацьовується від поверхні робочого кільця статора компресора високого тиску. На лопатках соплового апарату, засмічених частинками покриття, що відшарувалися внаслідок недостатньо ефективного охолодження,

спостерігаються розпал і підвищення окислення матеріалу лопаток. Руйнування покриття класифіковане як пов'язане з комплексним впливом ряду несприятливих чинників, таких як:

- низька адгезійна і когезійна міцність підшару і покриття;
- низька корозійна стійкість, яка може бути обумовлена, наприклад, високою гігроскопічністю матеріалу покриття. Цікавим способом, запропонованим в роботі [59], є лазерна обробка покриття після безпосередньо газотермічного напилення. Розглянуто двошарове покриття: підшар НА-67 (Ni + 67% Al) або НПА-80 (Ni + 80% Al) товщиною 0,1...0,5 мм і спецшар АНБ (Al + 13... 8 % BN + 3...8% SiO₂) (рис. 1.6).



1 - покриття; 2 - підшар; 3 - основа -матеріал ЕП-718-ВД

Рисунок 1.6 – Структура ущільнювального покриття АНБ, що спрацьовується, яке нанесено на підшар з терморегуляційного сплаву НА-67 після лазерної обробки, $\times 170$

Зазначений вище метод має ряд переваг, а саме: лазерний вплив надає можливість додатково реалізувати або завершити стадію розвитку об'ємної взаємодії матеріалу основи з матеріалом частинок покриття. При лазерній обробці час взаємодії становить не менше 10^{-4} с, і на кожній елементарній ділянці поверхні контакту встигає відбутися стадія активації контактних

поверхонь з хімічною взаємодією матеріалів на межі поділу фаз [60, 61]. Використання лазерної обробки надає можливість забезпечити зниження рівня залишкових напружень в нанесених покриттях [58]. При зменшенні їх пористості, підвищенні корозійної стійкості і зносостійкості виробів. Однак, сформоване покриття АНБ на основі алюмінію та нітриду бору з гексагональною ґраткою (до 25 %) – має температуру експлуатації до 450 °С, але добру припрацьовуваність, низький опір циклічним навантаженням ($\sigma_{-1}^{30} = 350...400$ МПа) та низьку границю плинності ($\sigma_{0,2}^{20} = 750...850$ МПа) [62].

При аналізі наведених результатів досліджень слід зазначити, що якість та властивості ущільнювальних покриттів значною мірою визначаються способом їх нанесення.

1.3 Підвищення експлуатаційних властивостей ущільнювальних покриттів

1.3.1 Принципи створення ущільнювальних покриттів

Як зазначено в попередніх розділах, ущільнювальні покриття використовуються в компресорах авіаційних газових турбін, щоб зменшити зазор між корпусом статора та лопатками ротора, та в свою чергу підвищити ефективність турбіни і зменшити витрати палива. Важливими чинниками, які впливають на властивості покриття – це температура, спосіб нанесення та матеріал тертя елемента (титан, нікель, сплави заліза).

Покриття на деталі зазвичай створюються двошаровими. Тобто метал основи-підшар та безпосередньо покриття. В залежності від температури газового потоку в ущільненні розроблено такі види покриттів: 74...76 % Al + +BN 24...26 %; 83...85 %Ni +17...15% BN; 74...76%X20H80 +26...24 % BN;

81...83 % $X_{20}H_{80} + 19...17$ % CaF_2 [63]. Такі покриття використовуються в діапазонах температур від 500...1200 °С.

В роботах [64, 65, 66, 68, 69] як підшар використовується нітрид бору BN, який має три поліморфні модифікації: α – BN (гексагональна), β – BN (кубічна), γ – BN (гексагональна щільнопакована). Нітрид бору – тугоплавке з'єднання, плавиться під тиском азоту при температурі 3000 °С, стійке проти дії абразивного зношення, корозійностійке, стійке в вакуумі до температури 1200 °С [63]. В роботі [70] наведені результати розробки трьох класів покриттів (рис. 1.7):

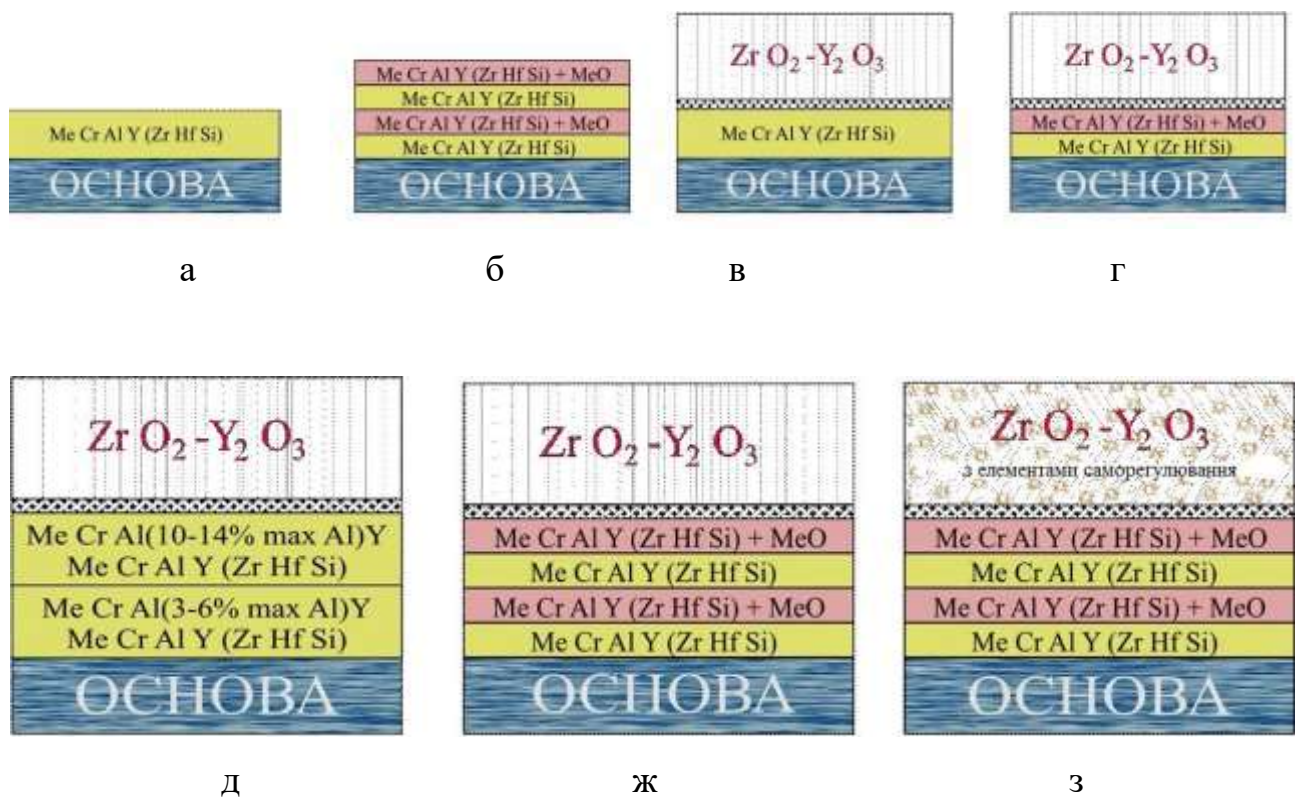


Рисунок 1.7 - Схеми жароміцних (а, б, в) і теплозахисних покриттів (д, ж, з)

- одношарові металеві типу Me-Cr-Al-Y, Me-Cr-Al-Y-Hf-Si-Zr (рис. 1.7, а).
- одношарові композиційні мікрошарового типу з чергуванням шарів Me-Cr-Al-Y (Me-Cr-Al-Y-Hf-Si-Zr) / Me-Cr-Al-Y (Me-Cr-Al-Y-Hf-Si-Zr) + MeO, де MeO - Al_2O_3 або $ZrO_2 + (6...8\% \text{ мас}) Y_2O_3$ (рис. 1.7, б);
- двошарові покриття з внутрішнім металевим Me-Cr-Al-Y (Me-Cr-Al-Y-Hf-Si-Zr) і зовнішнім керамічним шарами (рис. 1.7, в);

- двошарові покриття з внутрішнім композиційним Me-Cr-Al-Y (Me-Cr-Al-Y-Hf-Si-Zr) + MeO дисперсійно-зміцненого або мікрошарового типів і зовнішнім керамічним ($ZrO_2 - Y_2O_3$) шарами (рис. 1.7, г);
- тришарові покриття з внутрішнім і проміжним металевими шарами на основі сплавів Me-Cr-Al-Y (Me-Cr-Al-Y-Hf-Si-Zr) і зовнішнім шаром на основі кераміки ($ZrO_2 - Y_2O_3$) (рис. 1.7, д);
- тришарові покриття з внутрішнім металевим Me-Cr-Al-Y (Me-Cr-Al-Y-Hf-Si-Zr), проміжним композиційним Me-Cr-Al-Y (Me-Cr-Al-Y-Hf-Si-Zr) + MeO дисперсійно-зміцненого або мікрошарового типів і зовнішнім керамічним ($ZrO_2 - Y_2O_3$) шарами (рис. 1.7, ж);
- тришарові покриття з внутрішнім металевим Me-Cr-Al-Y (Me-Cr-Al-Y-Hf-Si-Zr), проміжним композиційним Me-Cr-Al-Y (Me-Cr-Al-Y-Hf-Si-Zr) + MeO дисперсійно-зміцненого або мікрошарового типів і зовнішнім керамічним ($ZrO_2 - Y_2O_3$) з елементами – дисперсними частинками боридів, які, при окисленні, “заліковують” мікротріщини в зовнішньому керамічному шарі, що виникають при термоциклюванні (рис. 1.7, з).

Перспективними є дослідження, представлені в роботі [51], а саме запропоновано використання тришарового покриття, яке наносилось на сплав ВЖ-98. Як підшарок використовувався NiAl для забезпечення міцного зчеплення композиційного покриття з основним металом. Проміжний шар представлений композиційним покриттям складу $(ZrO_2 \cdot CaO + Ni) + 30\% AlNi$. Його призначення – забезпечувати поступовий перехід за коефіцієнтом термічного розширення від металу до кераміки. Захисний шар – це композиційне покриття типу $ZrO_2 \cdot CaO + Ni$, яке виконує термозахисні функції всього покриття. Матеріали тришарового покриття підібрані так, що забезпечується поступовий перехід коефіцієнта термічного розширення від матеріалу основи до основного покриття. В сучасних розробках намагаються виключити використання підшару, завдяки монокристалітному литтю, проте такі перспективні розробки мало використовуються на практиці [71].

1.3.2 Сучасні напрями з розробки хімічного складу та формування структури покриттів

Одним із способів зниження питомих втрат палива та підвищення ККД ГТД є запобігання витокам робочого газу через радіальні зазори між роторними і статорними деталями турбін і компресорів ГТД за рахунок зменшення величини радіальних зазорів. Проте це пов'язано із ризиком торкання деталей внаслідок деформації корпусу та ротора при маневруванні літака та роботі ГТД на нестационарних режимах, при вібрації та інших випадках, що може призвести до зношування та несправності деталей, що контактують.

Вирішується це питання розробкою та використанням матеріалів, що припрацьовуються під час експлуатації. Матеріали повинні задовольняти вимогам реальних умов роботи. Відомо, що температури експлуатації деталей сягають 1100 °C та вище.

Сплави на основі тугоплавких елементів Nb, Mo не задовольняють цим вимогам через недостатній опір окисленню [72]. Але в роботі [73] вказана перспективність використання сплавів на основі систем Nb–Al і Nb–Si, які зміцнюються утворенням відповідно з'єднань Nb₃Al та Nb₃Si. Проте отримання цих сплавів порошковою металургією достатньо коштовне та трудомістке, і на даному етапі знаходиться в стадії розробки.

Матеріали на основі оксидів відрізняються малою надійністю через низьку ударну в'язкість і пластичність [74]. Найвідомішими сплавами, що використовуються, є сплави на основі інтерметаліду Ni₃Al, більш відомого як γ' -фаза. Вміст фази в сучасних жароміцних сплавах може сягати 60...65 %. В процесі високотемпературних нагрівань на поверхні інтерметаліду утворюється оксидна плівка, яка має захисні властивості. Проте з'єднання Ni₃Al та сплави на його основі можуть мати низьку короточасну міцність та пластичність [73]. Формування γ' -фази відбувається за правилом Юм-Розері [75], згідно з яким кристалічна структура інтерметалідних з'єднань характеризується певною

щільністю валентних електронів E . Проте для формування хімічного складу ущільнювальних покриттів недостатньо існування однієї γ' - фази в структурі.

Для створення жаростійких покриттів використовують сплави на основі Ni–Cr–Al. Висока жаростійкість цих сплавів обумовлюється створенням плівки виключно стабільних оксидів Cr_2O_3 і Al_2O_3 [76], Тобто такі сплави є стійкими до високотемпературної корозії. В роботі [77] розглянуто покриття на основі сплаву Ni–20 % Cr–13 % Al–0,5 % Y, яке наноситься на сплав ЖС6У. Після напилення в сплаві спостерігається ультрадрібнозерниста структура. Така структура забезпечує формування мікродуплексної структури, що в свою чергу має високу пластичність та стабільність при високій температурі. В роботі [78] зазначена актуальність використання РЗМ в жаростійких сплавах. Відомо, що до групи РЗМ відноситься 17 елементів III групи Періодичної системи, до яких належать скандій, ітрій, лантан та лантаноїди: церій, празеодим, неодим, прометій, самарій, європій, гадоліній, тербій, диспрозій, гольмій, ербій, тулій, ітербій, лютецій. Елементи поділяються на ітрієву (Y, La, Gd-Lu) та церієву (Ce-Eu) підгрупи [79]. Зазначається [78], що РЗМ є рафінувальними добавками, оскільки, внаслідок хімічної активності, вони нейтралізують шкідливий вплив домішок кисню та сірки, при утворенні з ними тугоплавких хімічних з'єднань. З іншого боку, вони як поверхнево-активні елементи розташовуються на поверхнях поділу фаз (границі зерен, границі блоків, міжфазні границі (γ/γ')-фаз тощо). Також слід зазначити, що рідкоземельні елементи позитивно впливають на структурну стабільність сплавів, зменшують їх ліквідаційну неоднорідність, попереджують утворення шкідливих структурних складових (ТПУ фази, μ -фази тощо).

Введення РЗМ дозволяє додатково підвищити основні характеристики сплавів:

- довговічність при температурах 1000...1100 °С – в 1,5...2 рази, а для сплавів на основі інтерметалідів - в 2...3 рази. Особливо ефективно позначається вплив РЗМ на довговічність при великих базах випробувань (1000...1500 г) [80];

- жаростійкість при робочих температурах - в 1,5...2 рази (зі зміни питомої маси).

В роботі [81] розглянуто іонно-плазмове покриття ВСДП-11, нанесене на поверхню нікелевого сплаву ЦНК-7П, імплантованому іонами ітербію. Показано, що проведення імплантації сплаву іонами ітербію дозволяє підвищити жаростійкість і високотемпературну корозійну стійкість в 1,6 раз. Зазначається, що підвищення корозійної стійкості обумовлено утворенням в покритті дрібнодисперсних фаз, які містять ітербій та ітрій та створенням в поверхневому шарі розвиненої дислокаційної структури.

Введення лантану в сплав типу ВКНА-1В и ВКНА-25, яке розглянуто в роботі [82], дозволяє сформувати в сплавах модифіковану структуру, яка стабілізована нанорозмірними виділеннями лантанідів нікелю та алюмінію та нанорозмірними виділеннями фаз, що утворені тугоплавкими елементами. При цьому відзначено збільшення довговічності 1000...1200 °С: в 1,7 рази – для сплавів типу ВКНВ-1В із 0,5% Re та в 3 рази – для сплавів типу ВКНА-25 із 1,2 % Re и Co. Проте дослідження фазового складу сплаву Ni-Al-Cr, яке розглянуто в роботі [83], показує, що лантаніди Al_2La , Ni_3La_2 можуть сприяти утворенню мікротріщин, і тим самим знеміцнюють сплав.

При розгляді впливу ітрію на властивості сплавів окремо, можна зазначити на прикладі сплаву ЖС6К, що введення в сплав 0,01...0,05 %Y підвищує його термічну стабільність, уповільнює коагуляцію основної зміцнювальної γ' -фази та утворення подвійного карбіду M_6C несприятливої морфології [84]. Введення ітрію пригнічує утворення оксиду NiO, який не має захисних властивостей та сприяє утворенню на поверхні сплаву захисних оксидів $Ni(Cr,Al,Y)_2O_4$ та $(Cr, Y)_2O_3$ [85]. Відомо, що ітрій – один із найбільш розповсюджених елементів. Належить до III групи Періодичної системи, густина $\rho=4,47$ г/см³, температура плавлення 1510 °С. Має дві поліморфні модифікації – низькотемпературна модифікація (α -ітрій) має гексагональну щільнопаковану ґратку, високотемпературна модифікація (β -ітрій) – об'ємноцентровану кубічну. В чистому вигляді (99,8 %Y), головним чином при

відсутності домішок втілення (C, N, O, H) ітрію пластичний навіть на холоді. Температура відпалу для зняття наклепу 870...980 °С [86]. Термодинамічна активність ітрію дуже велика. Його стандартний електрохімічний потенціал дорівнює – 2,37 В. Стаціонарний електрохімічний потенціал сильно зсунутий до менш від’ємних значень. Так в 0,01М NaCl (рН=7) він дорівнює 1,29 В; 18 % HF складає відповідно 0,3 В. Такий зсув потенціалу в позитивну сторону від його стандартного значення характеризує сильну схильність ітрію до пасивації з утворенням стійкої плівки Y_2O_3 . Оксид ітрію Y_2O_3 стабільний, практично не леткий та не зазнає фазових перетворень до 1800 °С. Густина 4,87 г/см³, $t_{пл}=2417^{\circ}C$, $t_{кпл}=4297^{\circ}C$ [87]. Таким чином, завдяки утворенню оксидної плівки підвищується корозійна стійкість та жаростійкість сплавів, які леговані ітрієм.

В роботі [88] зазначено позитивний вплив легування ітрієм та лантаном на жаростійкість сплаву ЖС47 (рис. 1.8). Наведені дані показують, що легування сплаву ЖС47 лантаном і ітрієм дозволяє істотно поліпшити його жаростійкість: величина питомої зміни маси зразків сплаву без РЗМ значно більше, ніж для сплаву з додаванням цих елементів [88].

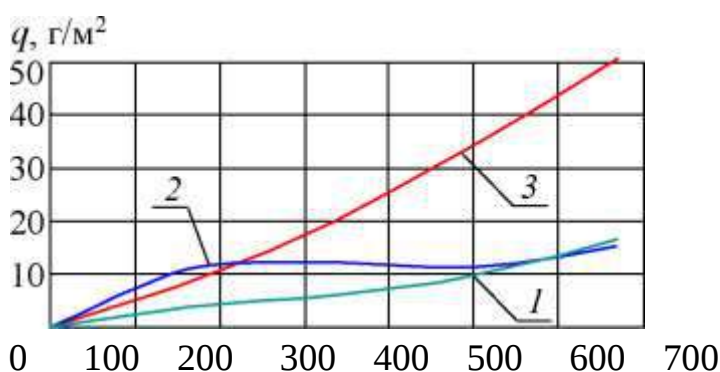


Рисунок 1.8 – Кінетика окислення сплаву при температурі 1100 °С з додаванням Y (1), La (2) та без РЗМ (3)

Проте в роботі [89] зазначено, що введення ітрію позитивно позначається на жаростійкості тільки при наявності хрому, при цьому якщо вміст хрому менше 13 % додавання ітрію навпаки знижує жаростійкість. Хром підвищує опір сульфідній корозії сплавів Ni-Co-Cr-Al-Y з невисоким вмістом алюмінію

та рівномірно розподіляється в γ -твердому розчині. В сплавах з високим вмістом алюмінію підвищення вмісту хрому не призводить до зростання опору корозії.

Кобальт підвищує опір сульфідній корозії. На відміну від хрому кобальт рівномірно розподіляється у фазах сплавів і тому його позитивний вплив проявляється як в області низького, так і високого вмісту алюмінію. Кобальт зменшує кількість фази Ni_3Al , що сприяє більш рівномірному розподілу хрому в структурі сплавів. Найбільший вплив кобальту проявляється при його концентрації в сплавах, що становить 18...28 %. Подальше збільшення вмісту кобальту спричиняє появу σ -фази, що зв'язує хром і кобальт, створює гетерогенність структури і знижує опір сплавів корозії. Дані щодо впливу ітрію на стійкість корозії не наведено, проте цікавим є вплив кремнію, введення якого значно підвищує корозійну стійкість.

Окрім властивостей жаростійкості, корозійностійкості матеріали ущільнювальних покриттів повинні в процесі експлуатації задовільно припрацьовуватись. В роботі [64] розглянуті матеріали ущільнювальних покриттів на основі Ni-C та Ni-Cr-Al, які розпилені на підложку BN. Фази в обох покриттях рівномірно розподілені. Покриття мають високу твердість, а в роботі [90] вказано, що чим вище твердість, тим більша ерозійна стійкість. Отже дослідження показали, що покриття Ni-Cr-Al має високий коефіцієнт тертя та володіє самозмащувальними властивостями.

Трибологічні випробування, проведені в роботі [65], показали, що покриття із пари Ni-C нанесені на сплав Ti-6Al-4V, розм'якшується пізніше, ніж основний матеріал, що призводить до руйнування деталі, на відміну від покриття на основі Ni-Cr-Al. Аналогічні випробування проведені на прикладі сплаву системи Co-Ni-Cr-Al-Y, які також наносились на BN, показують, що введення ітрію збільшує твердість, а також сприяє адгезії покриття до підложки [66]. Цікавим є те, що завдяки дослідженням [65-66] можна спрогнозувати стираємість ущільнювальних покриттів.

В роботі [63] зазначається, що введення в склад покриттів на нікелевій основі таких зміцнюючих домішок як карбід вольфраму та діборид титану призводить до збільшення зносостійкості.

Для покриттів, які експлуатуються при температурах 1100...1200 °С, окрім сплавів на нікелевій основі можливо б було використання жаростійких сплавів на основі хрому. Хромові сплави корозійностійкі та мають густину 7,2 г/см³ [91]. Проте вони характеризуються підвищеною крихкістю при температурах нижче 300...350 °С [52]. Крім того, в процесі тривалих нагрівань при високих температурах жароміцні хромові сплави схильні до поглинання азоту, що негативно позначається на їх низькотемпературній пластичності [93]. Цікаві дослідження викладені в роботі [94], які полягають в нанесенні покриттів системи Y-Cr-O на жаростійкі хромові сплави типу ВХ2К. Завдяки таким покриттям намагаються подолати недоліки хромових сплавів, ітрію знижує швидкість випаровування хрому.

В умовах сучасного авіабудування все частіше використовуються покриття на основі кераміки, що обумовлено більш високою температуростійкістю цього матеріалу, на відміну від полімерів та жаростійких нікелевих сплавів.

В роботі [64] розглянуто покриття системи SiC-SiO₂, яке наноситься на волокна зі сплаву системи Fe-Cr-Al-Y. Таке покриття дозволяє підвищити робочу температуру матеріалу до 1100 °С. Приведені характеристики показують, що покриття має добру припрацьовуваність, спрацьовуваність, достатню ерозійну стійкість, проте значення термостійкості не достатньо задовільні. Також широко використовуються покриття на основі оксиду цирконію, частково стабілізованого оксидом ітрію Y₂O₃ [90].

Як видно з рисунку 1.9 покриття типу ZrO₂, Y₂O₃ наноситься на перехідний шар Ni-(Al,Cr) та Ni-Co-Cr-Al-Y. Зовнішній шар низькотеплопровідний, металевий шар термостабільний жаростійкий, така композиція забезпечує поступове зниження температури металу. Проте такий

тип покриттів як ущільнення використовувати не доречно, тому що при такій кількості шарів ускладнюється регулювання зазору.

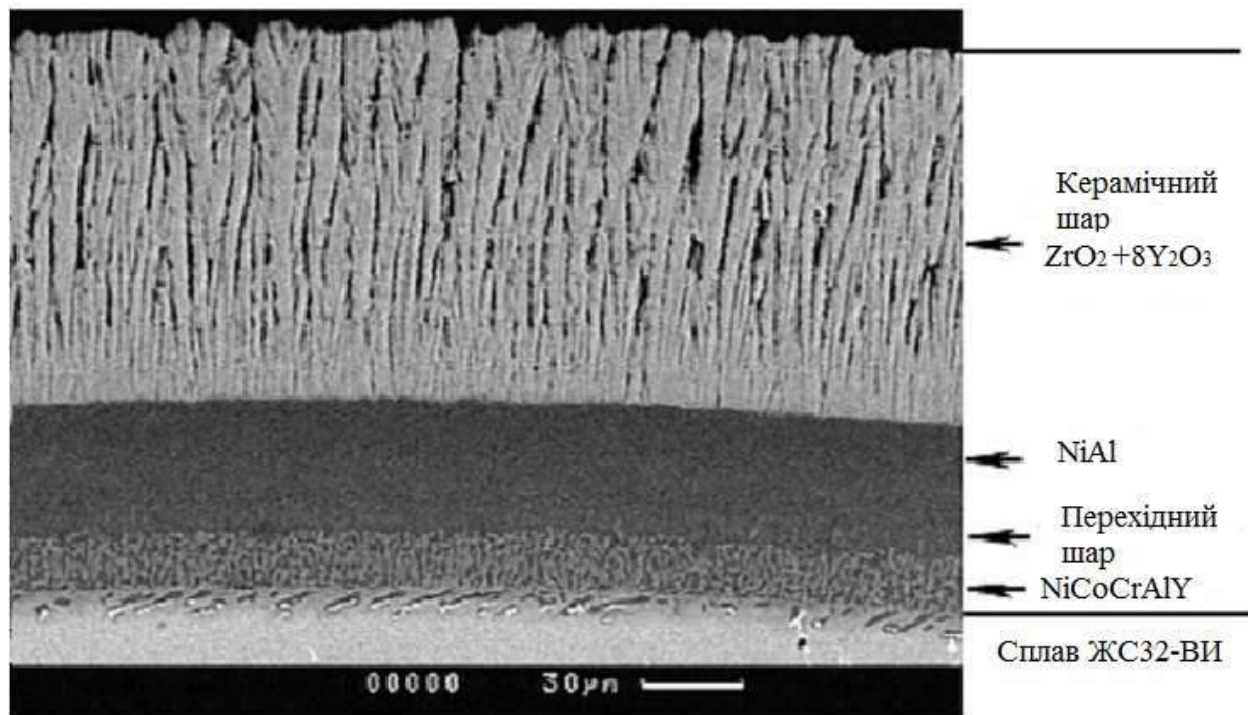


Рисунок 1.9 – Мікроструктура поперечного перерізу комплексного жаростійкого покриття

Для керамічного шару, що наноситься плазовим газотермічним способом, характерна пористість 5...20 % і низька теплопровідність $\lambda \leq 1,0 \dots 1,5$ Вт/(м·К) в області робочих температур 1000...1200 °С, що забезпечує теплоперепад в керамічному шарі покриття 100 °С при його товщині 100...150 мкм. В дослідженнях [65] наведена мікроструктура керамічного покриття, що нанесено на жаростійкий сплав ЖС32-ВІ.

Із наведеного видно, що використання керамічних покриттів обмежується малими запасами міцності при згині та розтягуванні у зв'язку з розтріскуванням при впливі теплових навантажень.

1.4 Мета і завдання дослідження

Аналіз літературних джерел, присвячених перспективам підвищення коефіцієнта корисної дії авіаційних двигунів застосуванням ущільнювальних покриттів та підвищення їх експлуатаційної стійкості, дозволив встановити ряд питань, які досліджені недостатньо або обсяг публікацій по яким обмежений:

- недостатньо систематизованих даних про особливості застосування та матеріали ущільнювальних покриттів, що наносяться на деталі гарячого тракту ГТД;

- практично відсутні дані про комплекс властивостей ущільнювальних покриттів, що визначають можливість їх використання у вузлах турбіни;

- відсутні ґрунтовні дослідження впливу легування лігатурами, які містять ітрій, на структуру та властивості пористих покриттів на основі нікелю;

- недостатній об'єм досліджень по прогнозуванню впливу зазору між ротором і статором турбіни на коефіцієнт корисної дії та витрати палива авіаційних двигунів;

- серед великої кількості існуючих різноманітних методик визначення фрикційних властивостей матеріалів відсутня методика оцінки триботехнічних властивостей пористих матеріалів, що використовують для ущільнення вузлів ГТД.

Отже, перераховані вище проблеми і фактори, що їх обумовлюють, дають підстави конкретизувати мету і задачі дослідження, а також визначити шляхи і методи їх розв'язання.

Метою роботи було розроблення складу ущільнювального покриття, яке наносять на деталі газотурбінних двигунів, що тривало експлуатуються в умовах дії агресивного розігрітого газового потоку при підвищених температурах.

Основними завданнями для досягнення встановленої мети були:

1. Аналіз впливу легування на мікроструктуру та фазовий склад ущільнювальних покриттів. Запропоновано комбінації лігатур, які б сприяли

реалізації контрольованих поетапних фазових перетворень в покриттях під час їх експлуатації.

2. Дослідження характеру об'ємних змін, що відбуваються при нагріванні експериментальних покриттів з різним структурно-фазовим складом та проведено оцінку їх теплозахисної здатності.

3. Аналіз та узагальнення триботехнічної поведінки ущільнювальних покриттів в умовах дії критичних та мінімальних навантажень.

4. Вивчення характеру зміни механічних та експлуатаційних властивостей в залежності від хімічного складу покриттів та здійснити оцінку жаростійкості розроблених матеріалів при високотемпературному нагріванні до 1100 °С.

5. Розроблення рекомендації щодо вибору раціонального хімічного складу ущільнювального покриття із задовільними фізико-механічними властивостями.

6. Моделювання поведінки розроблених покриттів в умовах дії агресивного газового середовища та отримання паспорту на проведення дослідних робіт з перевірки працездатності розробленого ущільнювального покриття.

РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Для реалізації мети і задач дослідження було визначено найбільш раціональні методи дослідження структурно-фазових перетворень, що відбуваються під час нанесення покриттів та їх подальшій експлуатації, а також встановити характер впливу легування на їх фізико-механічні властивості. Обрано способи обробки експериментальних даних, які дозволили прогнозувати експлуатаційну стійкість ущільнювальних покриттів, що працюють в умовах впливу розігрітого газового потоку.

Для проведення ряду досліджень були використані стандартні методики, зразки і методи обробки результатів. Частина досліджень, пов'язаних з оцінкою трибологічних властивостей, проведена за спеціально розробленою методикою, що пов'язано з особливостями конструкції вузлів тертя, в яких застосовуються досліджувані покриття.

2.1 Матеріали дослідження

За базовий матеріал для проведення досліджень було обрано покриття КНА-82, яке на сьогоднішній день успішно застосовується в авіаційних двигунах виробництва ПАТ «МОТОР СІЧ». У складі цього покриття присутні нікель (основа), кремній, алюміній та тверді мастила (графіт і нітрид бору). Це дозволяє збільшити стійкість матеріалу до сульфідної корозії та забезпечити формування оксидної плівки з високими захисними властивостями і задовільною адгезійною взаємодією з матеріалом.

Для отримання суміші КНА-82 здійснювалось змішування просіяних порошоків нікелю ($\sim 98\%$), кремнію ($\sim 2\%$) та окремо від складу 10% мочевины в змішувачі з ексцентричною віссю протягом 6...8 годин. Після цього суміш

підлягала відпалюванню при температурі 950 °С впродовж 4 годин. Отриману суміш подрібнювали і просіювали, після чого додавали до неї 10 % ПН75Ю23В ТУ 14-1-1790-76 (Ni основа, 24,3 % Al, 3 % Cr, 1,2 % W, 1,08 % Mo, 1 % Co, 0,4 % Ti) та 5 % мочевины (окремо від складу). До відпаленої та просіяної суміші додавали порошки нітриду бору 16 %, графіту 2 %, алюмінію 1 %. Остаточний склад шихти містив 15,0...19,0 % нітриду бору, 1,5...2,0 % графіту, 1,0...3,0 % алюмінію, 1,4...2,5 % кремнію, основа нікель. Розмір часток отриманої суміші складав 100-160 мкм.

Виготовлення стрижнів здійснювалось видавлюванням стрижневої маси, отриманої змішуванням порошків суміші з силікатом натрію, крізь філь'єру діаметром 4,5 мм на гідравлічному пресі. Сушка відбувалась в сушильній шафі впродовж 6 годин при температурі 200-210 °С.

Зважаючи на те, що експлуатаційна стійкість покриттів КНА-82 не перевищує 1000 °С, подальше застосування цих покриттів в нових конструкціях розроблюваних перспективних авіаційних двигунів є неефективним внаслідок різкого зниження експлуатаційних характеристик при температурах, вищих за 1100 °С. Отже, необхідно було визначити систему легування, яка б дозволила підвищити температуру експлуатації ущільнювальних покриттів.

Для підвищення жаростійкості покриттів системи Ni-Al-Si доцільно вводити елементи типу Cr, що дозволяє сформувати оксидну плівку з високими захисними властивостями [95]. Формування оксидів типу Al_2O_3 і Cr_2O_3 має забезпечити високу жаростійкість внаслідок формування щільної плівки на поверхні [96]. Мікролегування рідкоземельними елементами (наприклад, ітрієм) дозволяє підвищити адгезію оксидної плівки.

Оскільки, в роботі [97] вказується, що при температурах вище 1100 °С можна застосовувати покриття на основі Me-Cr-Al-Y, а досліджені в цій роботі експлуатаційні властивості покриттів на основі Me-Cr-Al-Y показали задовільні результати при температурі порядку 1100 °С, було прийняте рішення, що для підвищення фізико-механічних властивостей покриття, в шихту, що готується за серійною технологією, вносити лігатуру, яка містить ітрій. Було досліджено

три різні склади лігатури, з різним вмістом ітрію: склад №1 - Ni-Y; склад №2 - Y; склад №3 - Co-Ni-Cr-Al-Y. КНА-82 в подальшому будемо називати – склад №4.

Зважаючи, що формування захисних ущільнювальних покриттів є одним з елементів достатньо складної технологічної схеми серійного виробництва двигунів, для отримання хімічних складів шихтових матеріалів повинні пропонуватись схеми легування, які передбачають спрощену процедуру введення елементів та коригування хімічного складу суміші в цілому. Тому було прийнято рішення передбачати відсоткове використання різного роду лігатур, що містять ітрій, які широко використовуються на виробництві при виготовленні виробів різного призначення.

Покриття наносилось газополуменевим методом на спеціально підготовлені зразки (рис. 2.1). На матеріал основи попередньо наносився жаростійкий підшар, який являє собою нікелевий сплав, що містить компоненти (Al і Cr). Це забезпечувало як опір високотемпературній корозії, так і високу адгезійну міцність ущільнювального покриття з матеріалом основи.



Рисунок 2.1 – Зовнішній вигляд напилених зразків

Після формування покриттів зразки підлягали механічній обробці для отримання необхідної геометрії та проведення подальших спеціальних експериментальних досліджень. Оскільки ущільнювальні покриття експлуатуються в умовах дії високотемпературного газового середовища необхідно було також дослідити поведінку матеріалу при довготривалому температурному впливі, тому отримані покриття піддавались термічній обробці при температурі 1100 °C протягом 50 і 100 годин.

2.2 Методики дослідження

2.2.1 Дослідження мікроструктури та рентгеноспектральний аналіз

З метою виявлення особливостей структури розроблюваних покриттів, проводились металографічні дослідження. Дослідження структури покриттів проводили на оптичному мікроскопі Zeiss Axio Observer при збільшенні 200...800 разів та растрових електронних мікроскопах ISM-T300, PEMM-106I при збільшенні 500...5000 разів. В процесі досліджень вивчали вплив легування на зміну структурного стану базового та запропонованих покриттів.

Оцінку розмірів структурних складових проводили за загальновідомими методами стереометричної металографії [98]. Мікроструктуру розроблених покриттів вивчали на різних етапах формування покриттів та після термічного впливу при довготривалій обробці зразків з нагрівом до 1100 °C протягом 50 і 100 годин.

Рентгеноспектральний мікроаналіз проводили на електронному мікроскопі ISM-T300, який оснащений системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу при прискорювальній напрузі від 15 до 30 кВ, силі струму зонда від 4 μA до 30 μA та діаметру зонду від 1000 до 200 нм. Кількість кожного хімічного елемента встановлювався порівнянням інтенсивності випромінювання зразка з інтенсивністю еталонів, які постачаються разом з програмним забезпеченням.

2.2.2 Визначення хімічного складу досліджуваних покриттів

Елементний склад зразків визначався методом рентгенівського флюоресцентного аналізу на рентгенівському спектрометрі DELTA DPO-2000-CC (виробництво OLYMPUS). Цей метод заснований на

залежності інтенсивності характеристичних ліній флюоресценції елемента від його масової частки в пробі. Характеристичне випромінювання елементів в пробі, що збуджується первинним рентгенівським випромінюванням, розкладається в спектр з наступним вимірюванням аналітичних сигналів і визначенням масової частки елементів за допомогою характеристик градуювання. Джерелом первинного випромінювання є рентгенівська трубка 4Вт, 200 мкА з анодом зі срібла. В даному аналізаторі використовували кремнієвий дрейфовий детектор (SDD) великої площини. Визначення концентрації елементів, виявлених у матеріалі, проводилося розрахунковим способом по інтенсивності характеристичних $K\alpha$ ліній у наближенні однорідного зразка з використанням однокомпонентних еталонів.

2.2.3 Рентгеноструктурний аналіз фазового складу покриттів

Застосування дифракційних методів дає можливість досліджувати тонку структуру, оскільки з аналізу інтенсивностей дифракційних максимумів можна одержати характеристику розташування атомів у кристалічних ґратках і її параметри. Довжина хвилі рентгенівського випромінювання й кути відбиття ліній на дифрактограмі дозволяють визначити міжплощинні відстані для серії кристалографічних площин, які є основною характеристикою тієї чи іншої фази. Інтенсивність дифракційних ліній, що виявлена експериментально, у першу чергу залежить від кількості фази в зразку, а також від цілого ряду факторів. Основні з них – це тип ґратки, індекси дифракційних ліній тощо. У випадку багатофазних систем за дифрактограмою, яка уявляє собою результат накладення всіх дифракційних відбитків кожної фази, можна визначити фазовий склад зразків.

Для встановлення особливостей структуроутворення в покриттях під дією високих температур на першому етапі вивчався фазовий склад вихідних

матеріалів. Далі визначався фазовий склад покриттів безпосередньо після газополуменового напилення та після високотемпературного впливу при 1100 °С після витримки впродовж 50 і 100 годин. Визначення фазового складу проводили рентгеноструктурним методом у мідному випромінюванні на модернізованому дифрактометрі ДРОН, оснащеному мікропроцесорним модулем. Наявність спеціалізованої керуючої програми, дозволило ефективно проводити обробку та аналіз дифрактограм, що підвищило чутливість виявлення фаз, присутніх в невеликих кількостях в досліджуваних зразках.

Монохроматизація дифракційних відображень здійснювалася за допомогою монохроматора, встановленого перед сцинтиляційним лічильником для фільтрації β -випромінювання. Дифрактограми знімали в діапазоні кутів відображення в інтервалі 11...75°.

Міжплощинні відстані визначали за формулою Вульфа-Брега:

$$d_{hkl} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}, \quad (2.1)$$

де λ – довжина хвилі випромінювання;

θ – кут відбиття.

Якісний фазовий склад структурних складових проводили за стандартною методикою [99] порівнянням розрахункових експериментальних значень міжплощинних відстаней d_{hkl} з довідниковими даними [100, 101]. Достовірність отриманих результатів підтверджувалася аналізом відповідних діаграм стану подвійних систем [102] з урахуванням хімічного складу шихтових матеріалів і покриття.

2.2.4 Визначення пористості покриттів

Пористість зразків визначали у відповідності до ГОСТ 18898-89. Початкову масу зразка вимірювали на лабораторних вагах на повітрі з похибкою не більше 0,01 %. Поверхневі пори зразка закривали покриттям зразків плівкою парафіну.

Після закриття пор зразок зважували на повітрі та у воді з похибкою не більше 0,01%. Зразок та вода мали температуру 15...30 °С. Температуру води вимірювали з похибкою не більше 0,5 °С. Після зважування у воді з поверхні зразка фільтрувальним папером видаляли вологу і після чого знову зважували його на повітрі.

Для визначення об'єму зразка використовували пікнометр, наповнений дистильованою водою. Спочатку зважували на лабораторних вагах зразок і окремо пікнометр, наповнений водою до верхнього отвору пробки і термостатований при температурі 20 °С.

Потім зразок розташовували в пікнометрі з водою, термостатували при температурі 20 °С і видаляли повітря шляхом струшування. Рівень води в пікнометрі доводили до верхнього отвору пробки. Пікнометр із зразком зважували. Точність обчислень встановлювалась до другого десяткового знаку. Загальну пористість зразка (Π) обчислювали у відсотках до першого десяткового знаку.

2.2.5 Визначення термічного коефіцієнта лінійного розширення

Аналіз динаміки об'ємних змін і можливих структурно-фазових перетворень в матеріалі розроблених покриттів, які супроводжуються певними об'ємними змінами, проводили на диференційному дилатометрі Шевенара.

Максимальна температура нагрівання в печі дилатометра 1000 °С. Температура вимірювалась за допомогою термопари типу ХА і електронного автоматичного потенціометра ПЭД-250. Електронна диференційна головка уявляє собою механічний диференціал. Блок вимірювання і реєстрації відносної зміни довжини зразка дозволяє фіксувати приріст довжини $\Delta l = l_x - l_{\text{ет}}$ безпосередньо на діаграмну стрічку.

Дилатометричні криві записувались в умовах програмного рівномірного нагрівання із швидкістю 10...15 °С/хв в інтервалі температур 20...1000 °С. На дилатометрі Шевенара використовували диференціальну головку SN із збільшенням: за віссю температур $K_x = 145,3$, за віссю ординат $K_y = 319,25$. За еталон використовували зразок із сплаву «пірос» із відомими коефіцієнтами лінійного термічного розширення у всьому діапазоні температур і відсутністю фазових перетворень.

Істинний коефіцієнт лінійного термічного розширення визначали графічним диференціюванням отриманих кривих за допомогою дзеркальної лінійки [86, 87] із наступним розрахунком за формулою:

$$\alpha_{\text{зр}} = \alpha_{\text{ет}} \pm \frac{K_x}{K_y} (\alpha_{\text{ет}} - \alpha_{\text{кв}}) \frac{dy}{dx}, \quad (2.2)$$

де $\alpha_{\text{зр}}$ – коефіцієнт лінійного розширення зразка;

$\alpha_{\text{ет}}$ – коефіцієнт лінійного розширення еталона;

$\alpha_{\text{кв}}$ – коефіцієнт лінійного розширення кварцу;

K_x, K_y – коефіцієнти оптичного збільшення по осям абсцис і ординат;

$\frac{dy}{dx} = \text{tg}\phi$ – тангенс кута нахилу дилатометричної кривої до осі абсцис.

При розрахунках величина $\frac{dx}{dy}$ замінюється на $\frac{x}{y}$, де x і y – це зміщення

кінцевої точки для даного інтервалу температур відносно початкової точки по відповідним осям координат в міліметрах.

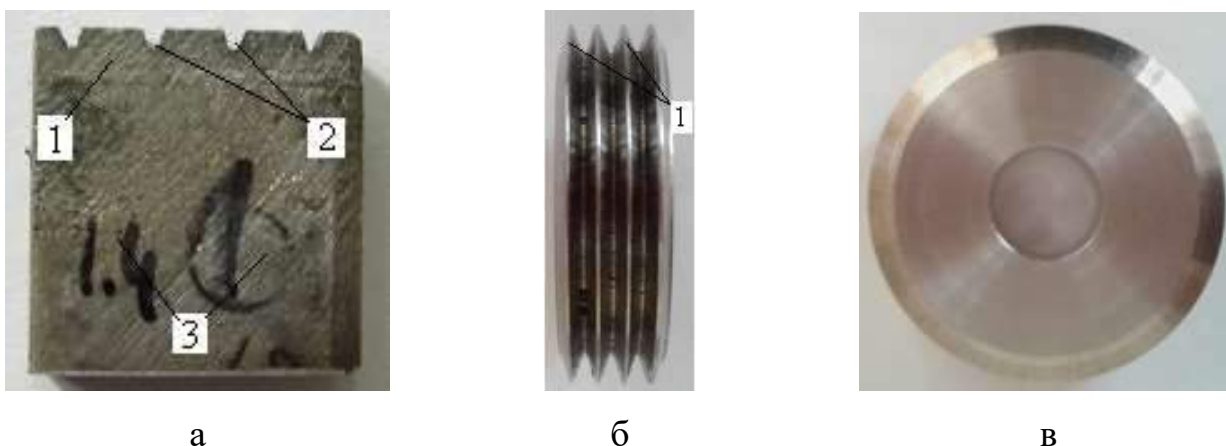
2.2.6 Визначення теплофізичних характеристик

Зважаючи на те, що підвищення ефективності сучасних авіаційних ГТД передбачає збільшення робочих температур експлуатації, до ущільнювальних покриттів висуваються вимоги щодо забезпечення їх теплозахисної дії. В роботі досліджувались такі теплові властивості, як коефіцієнти температуропровідності, теплопровідності та питома теплоємність.

Вимірювання проводили на приладі LFA 457 (NETZSCH) методом лазерного спалаху на дископодібних зразках діаметром 12,5 мм і товщиною 2 мм, що мають плоскопаралельні основи. Похибка вимірювань температуропровідності і теплоємності не перевищувала 3%. Вимірювання проводили в діапазоні температур від 20 до 1000 °C зі змінним кроком. Швидкість нагрівання складала 1...15 °C/хв в залежності від рівня температури. Питому теплоємність зразків визначали порівняльним методом за еталонним зразком. Похибка визначення теплопровідності не перевищувала 8 %.

2.2.7 Методика оцінки триботехнічних характеристик

Для проведення випробувань досліджувані покриття наносили газополуменевим методом на торці пластин з жароміцного нікелевого сплаву товщиною 2,0...2,5 мм розміром 15×15×3мм (рис. 2.2, а). Диски, діаметром $D=50$ мм і товщиною $b=14$ мм, виготовляли з жароміцного сплаву на основі нікелю (рис. 2.2, б, в). На зовнішній поверхні диска наносились три рівномірно розташовані канавки на глибині 4 мм з кутом сторін 30° та кроком по вершинах виступів – 3,5 мм при ширині 0,5 мм.



а – пластина з покриттям: 1 - покриття; 2 – результат зношування; 3 – тіло пластини; б - диск, вид спереду: 1 – виступи профіля; в - диск, вид збоку;

Рисунок 2.2 – Зразки модельного трибоз'єднання

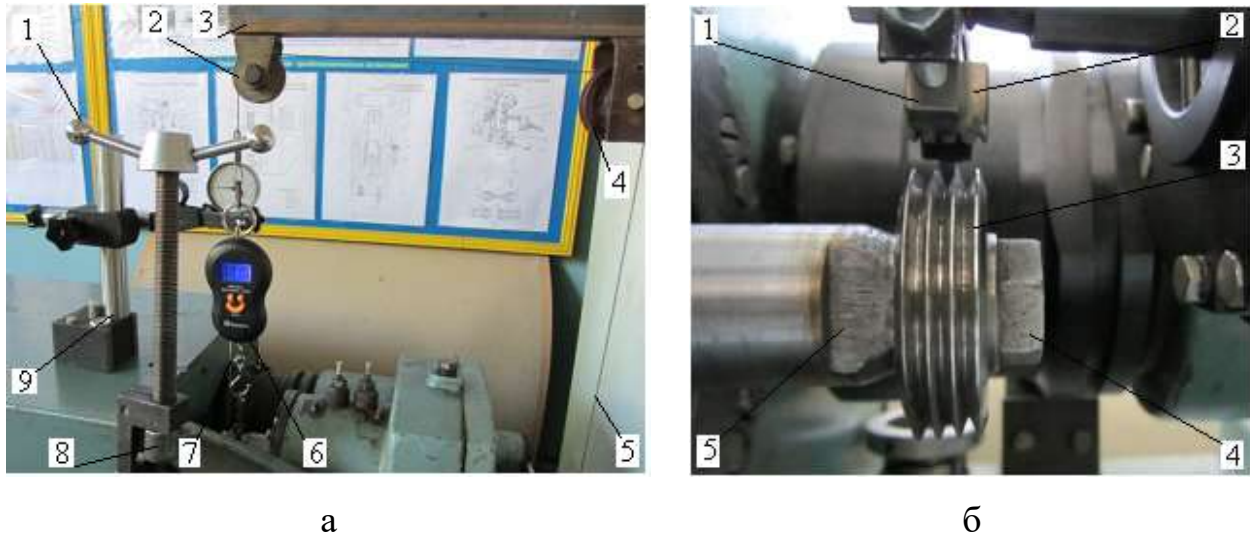
Моделювання трибологічного контакту елементів лабіринтного ущільнення проводили на машині СМЦ- 2 для випробування матеріалів на тертя та зношування. При цьому диски кріпились на нижньому валу, а для встановлення пластин в утримувачі рухливої каретки додатково була виготовлена оправка (рис. 2.3), яка фіксувалася в центрі утримувача гвинтами (див. рис. 2.3, б).

Лабораторні випробування проводили відповідно до вимог ГОСТ 30480-97 на малогабаритних зразках в умовах моделювання заданого процесу зношування властивого натурному трибоз'єднанню з метою одержання фрикційно-зношувальних характеристик при заданих умовах для аналізу процесу зношування й отримання вихідних даних перед натурними випробуваннями.

При цьому класично в групу триботехнічно вимірюваних величин включали: коефіцієнт тертя; інтенсивність зношування; робота сил тертя. В групу спектра навантаження - тривалість навантаження, динамічну складову навантаження [103].

Оскільки фрикційна взаємодія контактних поверхонь розглянутого трибоз'єднання вагома з погляду ефективного протікання процесу зношування, що обумовлює наступну суцільність їх прилягання, і, відповідно, якість

ущільнення, то поряд із класичними триботехнічними величинами використовували їх приведений вид – питомий час сталості коефіцієнта тертя [104, 105].



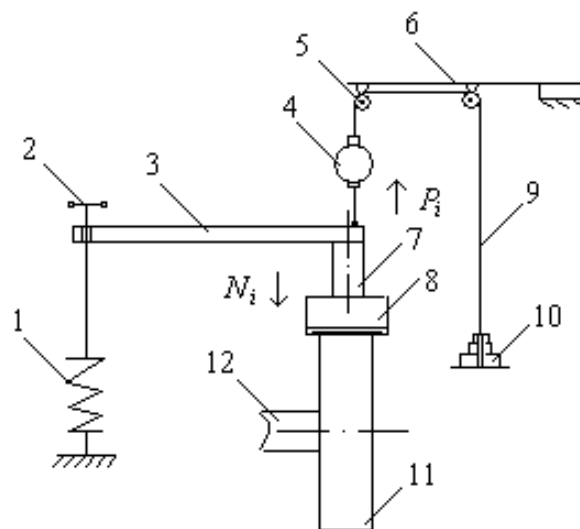
а – загальний вигляд: 1 – гвинт навантаження; 2, 4 – ролики розвантажувального устаткування; 3 – балка розвантажувального устаткування; 5 – трос; 6 – динамометр; 7 – подовжувач щупа індикаторної головки; 8 – важіль рухливої каретки; 9 – штатив вимірювальної індикаторної головки; б – елементи трибоспряжіння «пластина – диск»: 1 – утримувач пластини; 2 – пластина; 3 – диск; 4 – гайка кріплення диску; 5 – нижній вал машини;

Рисунок 2.3 – Обладнання для проведення трибологічних випробувань

В основі проведення триботехнічних випробувань покриттів лежить попередній натяг у контакті між суцільною торцевою нерухливою поверхнею пластини й профілем обертового диска, що має рівномірно розташовані виступи трикутної форми з усіченою вершиною. Така взаємодія елементів трибоз'єднання «рухомий диск з зубчастим профілем – нерухома пластина з покриттям», здатна відтворити й фізично змодельовати контактну взаємодію елементів лабіринтного газодинамічного ущільнення між ротором і статором у турбіні ГТД. Особливістю взаємодії елементів лабіринтного ущільнення, що моделюється, є те, що на початковому етапі відбувається припрацьовування

покриття, сформованого на внутрішній поверхні статора, супроводжуване впровадженням виступів на зовнішній частині ротора на певну глибину. Глибина визначається технологічними параметрами складання вузла й може становити до 300 мкм.

Було запропоновано наступний порядок проведення триботехнічних випробувань. Основний акцент робився на створенні попереднього мінімального натягу між профілем диска й покриттям пластини. Схема взаємодії елементів досліджуваного трибоз'єднання наведена на рисунку 2.4. Натяг може бути автоматично усунутий за рахунок зношування покриття на певну глибину в межах ходу попередньо підпружиненої каретки 7, обмеженої упором верхнього важеля 3, сила, що врівноважує, розвантаження P_i контакту - попереднього натягу N_i може бути визначена по динамометру 4, а хід – по показанням стрілки індикаторної вимірювальної головки. При цьому зворотний хід каретки буде визначати глибину занурення профілю в покриття. Частота обертання диска, виходячи з технічних можливостей машини тертя – 300, 500, 1000 хв^{-1} , вибиралася мінімальною – 300 хв^{-1} .



1 - пружина пристрою, що навантажує; 2 - гвинт; 3 - важіль; 4 - динамометр; 5 - ролик; 6 - балка; 7 - рухлива каретка; 8 - зразок-пластина; 9 - трос; 10 - вантажі; 11 - зразок - диск; 12 - нижній вал машини тертя;

Рисунок 2.4 – Схема навантаження контакту

Отримані експериментальні дані дозволили визначити:

- час зношування, коефіцієнт тертя;
- масове зношування за результатами виміру маси зразків-пластин з точністю до 10^{-2} г, а з урахуванням розрахованого шляху тертя – інтенсивність зношування матеріалу покриття;
- повноту прилягання поверхонь, що формуються при терті, при оцінці співвідношення кутів утворюючих канавки виступів диска та канавок в покритті при його зношуванні.

2.2.8 Оцінка адгезійної міцності

Міцність з'єднання покриття з основним металом визначали штифтовим методом [106]. Зразком служила шайба, в отвір якої встановлювали циліндричний штифт таким чином, що його торцева поверхня знаходилась на одному рівні з площиною основи шайби (рис. 2.5). На загальну поверхню торця штифта і шайби після відповідної обробки наносили покриття. Випробування проводили витягуванням штифта з шайби та фіксували навантаження. Після відриву штифта від покриття визначали відношення максимального навантаження до площини торця штифта, що є кількісною характеристикою міцності з'єднання покриття з основою.

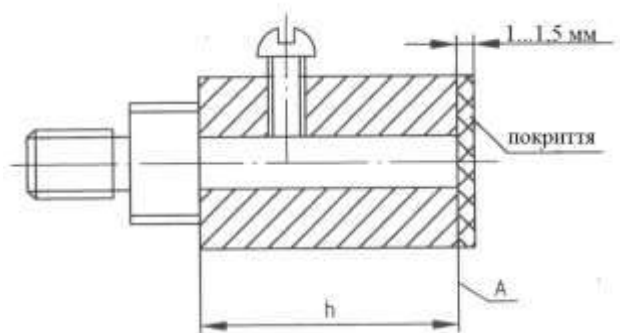


Рисунок 2.5 – Ескіз зразка для випробування на адгезійну міцність

Для визначення особливостей адгезійної взаємодії матеріалу покриття та основи, газополуменеве напилення здійснювалось на різні за вмістом нікелю сплави.

2.2.9 Дослідження жаростійкості покриттів

Для проведення випробувань на жаростійкість, спеціально підготовлені зразки попередньо знежирювали та зважували на аналітичних вагах. Зразки покриттів різних складів витримували в повітряній атмосфері печі при температурі 1100 °С із витримкою впродовж 50 і 100 годин. Після випробувань зразки зважували, що дозволило отримати відносні показники жаростійкості на підставі порівняльної оцінки зміни маси (приросту) до і після випробувань.

2.2.10 Оцінка стійкості до ерозійного впливу

Для оцінки ерозійної стійкості не існує стандартних методів [97], тому тестування проводили на піскоструменевій установці для визначення твердості абразивних інструментів ТФ 21-11. Для порівняльної якісної оцінки поверхню покриття обробляли під тиском 0,05 МПа оксидом кремнію зернистістю 63...80 (ГОСТ 3647-80) під кутом 90°. Величина ерозійного зношування визначалась в найбільш глибокій точці та додатково оцінювалась втрата маси під час випробування. Після цього здійснювалось якісне порівняння стійкості зразків до ерозійного зношування.

2.2.11 Визначення твердості та мікротвердості

Для вимірювання твердості покриття у відповідності до ДСТУ 6506:1-2007 використовували твердомір WPM-250 (виробництво Німеччина) HB-5/62,5/60.

Оцінка мікротвердості покриттів проводилась на мікротвердомері моделі LECO AMH 43 USA у відповідності до вимог ГОСТ 9450-76. Навантаження складало 10 г.

2.2.12 Статистична обробка експериментальних даних

Дослідження проводили для партії зразків, тому для визначення середнього значення вищезазначених величин та характеристики їх розсіювання проводили статистичну обробку експериментальних даних. Визначали середньоквадратичне відхилення S від середнього значення та коефіцієнт варіації v і похибку Δ відповідно до загальновідомої методики [107].

Вибіркове середнє значення $\bar{x}$ характеристики механічних властивостей при малому об'ємі вибірки:

$$\bar{x} = \frac{\sum_{i=1}^n x_i}{n}, \quad (2.4)$$

де x_i – значення характеристики окремих зразків;

n – кількість випробуваних зразків ($n < 50$).

Вибіркове середньоквадратичне відхилення:

$$S = \sqrt{s^2}, \quad (2.5)$$

$$s^2 = \frac{1}{n-1} \left[\sum_{i=1}^n x_i^2 - \frac{1}{n} \left(\sum_{i=1}^n x_i \right)^2 \right], \quad (2.6)$$

де s^2 – вибіркова дисперсія.

Вибірковий коефіцієнт варіації:

$$v = \frac{S}{\bar{x}}. \quad (2.7)$$

Похибка вимірювань:

$$\Delta = \frac{v}{\sqrt{n}} t_{\alpha,k}, \quad (2.8)$$

де $t_{\alpha,k}$ – значення квантілю статистики t рівня для кількості ступенів свободи $k=n-1$ (табличне значення).

При розрахунках прийнято 90% довірчий інтервал ($\alpha=0,1$).

РОЗДІЛ 3 РОЗРОБКА МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ЖАРОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ ДЕТАЛЕЙ ТУРБІН

3.1 Вдосконалення складу ущільнювальних покриттів введенням лігатур, які містять ітрій

Сьогоденні реалії розвитку авіадвигунобудівної галузі потребують пошуку та реалізації нових конструкторських рішень з підвищення потужності та коефіцієнта корисної дії газотурбінних двигунів. Відповідні задачі переважно вирішуються підвищенням робочих температур, зменшенням маси вузлів і агрегатів та зниженням витрат палива.

Одним із основних напрямів удосконалення конструкції двигуна, спрямованих на зниження втрат газового потоку і раціоналізації паливних витрат, є зменшення радіальних зазорів в роторно-статорній частині двигуна із застосуванням лабіринтних ущільнень. При цьому, зважаючи на умови експлуатації ГТД, що передбачають високоградієнтне термоциклювання і, відповідно, значні зміни об'єму матеріалів деталей ГТД при термічному розширенні, необхідно вирішувати складні технологічні задачі виходячи з умов мінімізації радіальних зазорів, з одного боку, та запобігання схопленню та заклинюванню елементів конструкції двигуна, що обертається, з іншого боку. Одним із таких компромісних рішень, по суті, є створення ущільнювальних покриттів, які легко припрацьовуються на початкових етапах експлуатації двигуна із формуванням характерного рельєфу відповідно до контурів роторних деталей двигуна.

Основна проблематика запровадження відповідних технологічних розробок полягає у збереженні сформованої геометрії покриттів під дією високотемпературного агресивного газового потоку, який викликає руйнування ущільнювального покриття внаслідок дії високотемпературної корозії та механічного ерозійного зношування.

На даний момент на авіадвигунобудівних підприємствах, зокрема ПАТ «МОТОР СІЧ», широко використовуються ущільнювальні покриття типу КНА-82 із експлуатаційною стійкістю до температур 900...950 °С. Проте сучасні тенденції із конструювання авіаційних двигунів потребують удосконалення матеріалів ущільнювальних покриттів, які б зберігали вихідні фізико-механічні властивості і не зазнавали деструктивних змін при більш високих температурах на рівні 1050...1100 °С.

Підвищення високотемпературної стійкості і, загалом, комплексу фізико-механічних властивостей матеріалів покриттів типу КНА-82 може забезпечуватись удосконаленням їх хімічного складу при використанні окремих лігатур, які б сприяли покращенню термічної стійкості поверхневих оксидних шарів із одночасною реалізацією контрольованих поетапних фазових перетворень спрямованих на поліпшення ерозійної стійкості та міцності сформованих покриттів.

Аналіз літературних джерел дозволив встановити, що підвищення експлуатаційних характеристик сплавів, до яких висувають високі вимоги до жаростійкості застосовують легування РЗМ металами, зокрема ітрієм. Застосування ітрію дозволяє підвищити жаростійкість покриттів, знижує їх теплопровідність, забезпечує ерозійну стійкість і задовільну припрацьовуваність. У зв'язку з цим, для вирішення цієї комплексної задачі, в роботі було вирішено використовувати комбінації лігатур з монокомпонентом ітрієм (Y), подвійною композицією Ni-Y та зі складною системою Co-Ni-Cr-Al-Y.

Вибір ітрію, як складової, що буде присутня у всіх варіантах експериментальних покриттів, обумовлений багатьма факторами, зокрема це достатньо висока розповсюдженість в земній корі, висока температура плавлення, забезпечення рафінувальної дії завдяки високій хімічній активності, позитивний вплив на морфологію включень і структурну стабільність завдяки горофільній здатності, зменшення ліквідаційної неоднорідності та запобігання утворенню топологічно щільнопакованих (ТЩП) фаз.

Використання ітрію в ущільнювальних покриттях, які повинні відзначатись задовільним опором високотемпературній корозії, зумовлене його високою термодинамічною активністю (електрохімічний потенціал - 2,37 В) і, відповідно, схильністю до пасивації з утворенням стійких оксидних плівок Y_2O_3 .

Оксид ітрію є надзвичайно термостійким, зміцнюється зі зростанням температури, практично не леткий та не зазнає фазових перетворень до 1800 °С. Отже, його утворення на поверхні ущільнювальних покриттів дозволяє суттєво підвищувати їх опір газовій корозії. Утворення твердих оксидних сполук під час експлуатації авіаційного двигуна, в свою чергу, має сприяти вирішенню задачі забезпечення задовільної зносостійкості покриттів вже після формування контурного рельєфу при припрацьовуванні роторно-статорних деталей.

Використання монокомпонентної ітрієвої лігатури дозволяє встановити характер впливу виключно ітрієвої складової покриттів на жаростійкість, припрацьовуваність та ерозійну стійкість при розробці практичних рекомендацій щодо кількісного варіювання ітрію у більш складних композиціях.

Ідея необхідності використання більш складнокомпонентних композицій лігатур, які містять ітрій, обумовлена, знову ж таки, особливостями функціонального призначення ущільнювальних покриттів. Зважаючи на те, що на початковому етапі експлуатації двигуна покриття повинні мати невисоку твердість для більш легкого припрацьовування, а далі, поступово зміцнюватись після формування геометрії доріжок, що відповідають зовнішньому контуру поверхні тертя роторних деталей, було прийняте рішення використовувати такі хімічні склади лігатур, які б могли забезпечувати поетапний розвиток фазових перетворень з утворенням в структурі на різних стадіях спочатку оксидних, а потім і більш термічностабільних інтерметалідних сполук. Тобто, використання моноітрієвої лігатури дає можливість оцінити її додатковий вплив на жаро- та зносостійкість, виключно завдяки формуванню стійких плівок та дисперсних частинок Y_2O_3 .

Додавання до складу покриттів подвійної лігатури Ni-Y, ймовірно, при довготривалій високотемпературній експлуатації може супроводжуватись появою в структурі окрім оксидних сполук Y_2O_3 на подальших етапах експлуатації при довготривалому термічному впливі також і інтерметалідів на основі нікелю. Як наслідок, додаткове твердіння ущільнювальних покриттів завдяки появі нових складнорозчинних інтерметалідних сполук буде відбуватись вже після пропрацьовування контактної поверхні. Використання лігатури саме відповідного складу зумовлене, в свою чергу, прагненням формування в структурі Ni-Y сполук, які характеризуються високою температурою плавлення на рівні 1500 °C. Також бажано було б за рахунок збільшення вмісту нікелю отримати в структурі інтерметаліди NiAl замість Ni_3Al у зв'язку з їх значно більшою зносостійкістю.

Зважаючи на те, що для забезпечення більш надійного захисту виробів, що експлуатуються при високих температурах, від газової корозії прагнуть сформувати на поверхні складні шпінельні сполуки, які є більш термостійкими порівняно з монокомпонентними оксидами, в роботі було виконано спробу використання багатоконпонентної ітрійвмісної лігатури Co-Ni-Cr-Al-Y. При цьому, окрім підвищення жаростійкості, також закладалась ідея можливості управління структурою покриттів із реалізацією розвитку процесів виділення вторинних інтерметалідних сполук різної природи внаслідок довготривалого термічного впливу в процесі експлуатації двигуна.

Не менш важливим фактором вибору саме цього РЗМ у вигляді запропонованих лігатур була його доступність на виробництві. Оскільки для підвищення фізико-механічних властивостей компактних сплавів достатньо введення 0,05% Y, було запропоновано вводити його більшу кількість, що пов'язано зі значною пористістю покриття і, відповідно, більшою площею поверхні. Виходячи з того, що складні схеми введення лігатур до складу покриттів на виробництві застосовувати не бажано (необхідно, щоб технологія їх отримання була простою і зрозумілою для технічного персоналу), було запропоновано вводити до складу покриттів лігатури у відсоткових частках від

маси основної шихти, відповідно до цього буде змінюватись вміст ітрію в складі шихти та нанесеному покритті.

Отже, використання трьох різних складів ітрійвмісних лігатур, які повинні забезпечувати формування в структурі різних за природою оксидних та інтерметалідних сполук, і різні стадії перетворень, дозволяє отримати конкретні варіації структури покриттів з певним кількісним співвідношенням структурних складових, яке в результаті буде визначати функціональність запропонованих покриттів.

Для формування загальної картини і розробки практичних рекомендацій необхідно провести ряд досліджень, спрямованих на визначення хімічного та фазового складу, вивчення теплофізичних властивостей, встановлення характеру триботехнічної взаємодії, оцінку інших фізико-механічних властивостей досліджуваних покриттів.

З метою визначення хімічного складу та характеру розподілу хімічних елементів в структурі покриттів були проведені рентгенівський флюоресцентний та рентгеноспектральний аналізи. За результатами проведених досліджень було встановлено вміст ітрію на різних етапах формування досліджуваних покриттів (табл. 3.1).

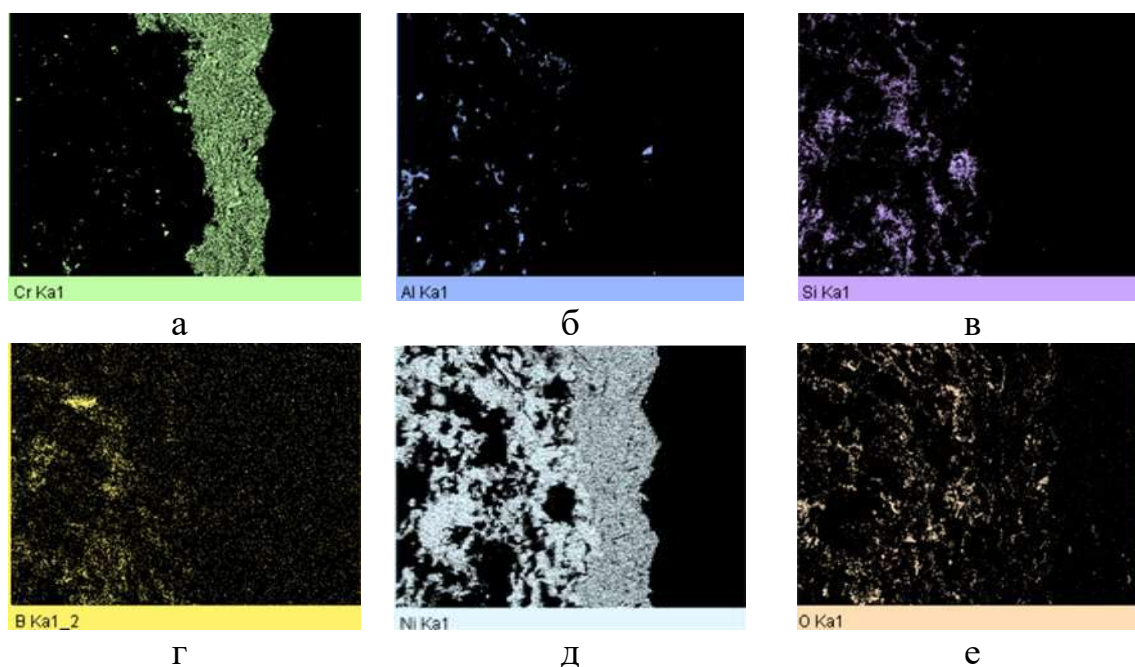
Для визначення розподілу хімічних елементів в ущільнювальному покритті за перетином шліфа було проведено мікрорентгеноспектральні дослідження. Розподіл основних елементів наведено на рисунках 3.1-3.4. На отриманих спектрограмах чітко виявляється проміжний шар з нікель-хромової композиції, який наноситься для компенсації напружень, які виникають під час формування ущільнювальних покриттів за рахунок зменшення різниці температурного коефіцієнту лінійного розширення.

Також фіксується наявність глобулярних виділень оксидних включень алюмінію та кремнію. Слід відзначити позитивний вплив легування ітрієм на підвищення дисперсності та рівномірності розподілу елементів в площині шліфа. Причому найбільш рівномірний розподіл елементів спостерігається у

покриттів легованих монолігатурою Y та комплексною лігатурою Co-Ni-Cr-Al-Y.

Таблиця 3.1 – Склад вихідного матеріалу та вміст ітрію в (% мас.)

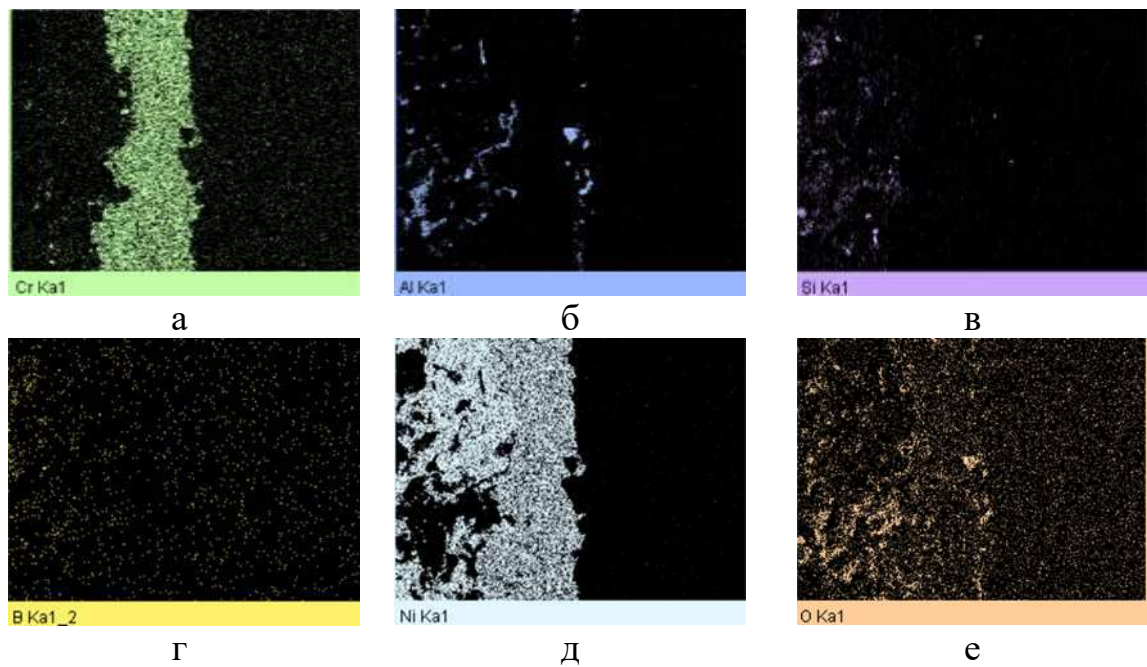
№ п/п	Матеріал	Склад	Вміст ітрію, %		
			Лігатура	Шихта	Покриття
1	Покриття складу №1	КНА-82 + порошок лігатури Ni-Y	18,4	0,3	0,3
2	Покриття складу №2	КНА-82 + чистий ітрій	99	2,3	2,1
3	Покриття складу №3	КНА-82 + порошок лігатури, що містить 39%Co, 36%Ni, 19%Cr, 2,5%Al, 0,7%Y, 0,4%Si	0,7	0,1	0,1
4	Покриття складу №4	КНА-82: порошок КНА (90%) і ВКНА (10%) серійна технологія	-	-	-



а – Cr, б - Al; в - Si; г - B; д - Ni; е - O

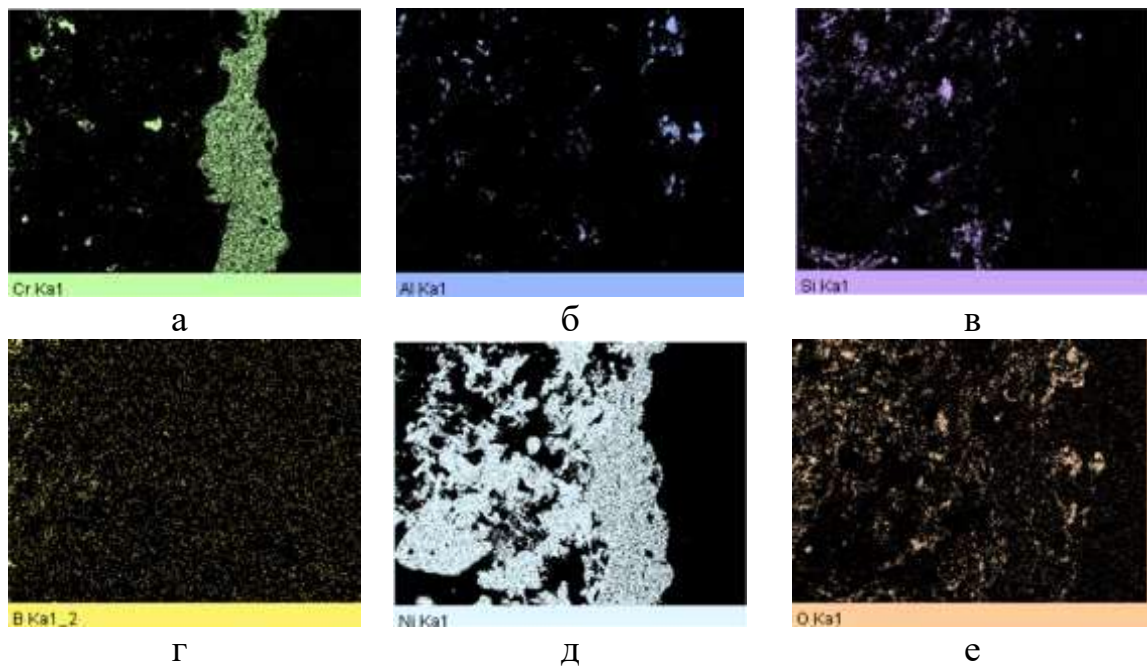
Рисунок 3.1 – Розподіл хімічних елементів в покритті КНА-82+Ni-Y

Як видно з отриманих даних незначна кількість хрому і алюмінію, що знаходяться в матеріалі покриття також досить нерівномірно розподіляється і утворює оксиди на поверхні пор.



а – Cr, б - Al; в - Si; г - B; д - Ni; е - O

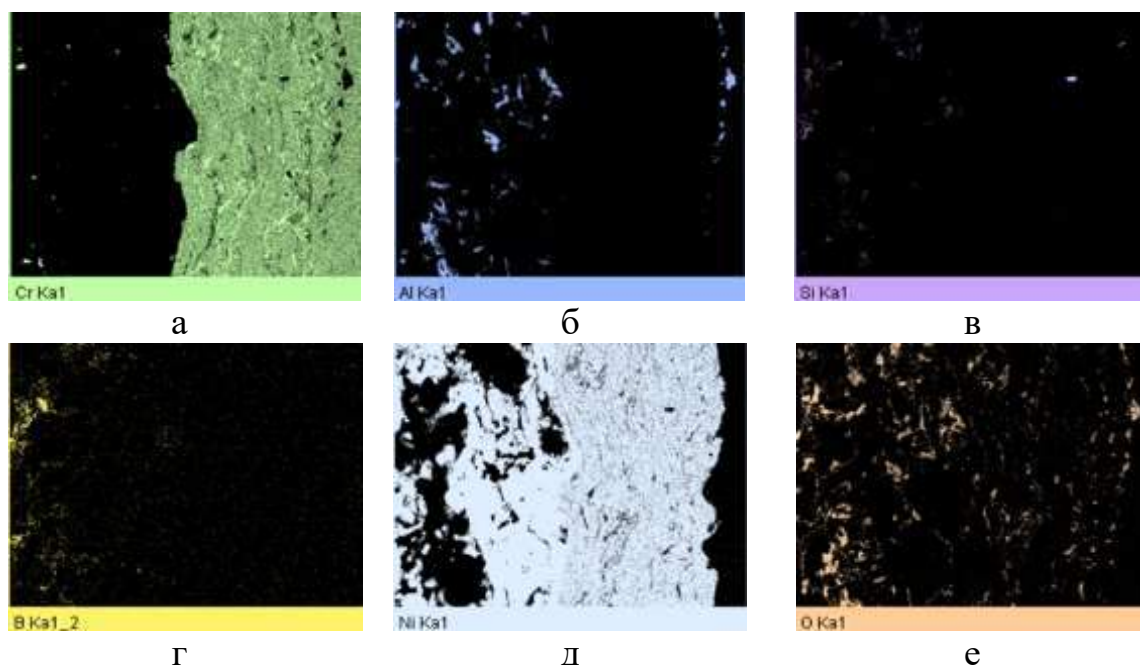
Рисунок 3.2 – Розподіл хімічних елементів в покритті КНА-82+Y



а – Cr, б - Al; в - Si; г - B; д - Ni; е - O

Рисунок 3.3 – Розподіл хімічних елементів в покритті КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y

Нітрид бору розподілений за перерізом шліфа більш рівномірно, проте у випадку покриттів КНА82 та КНА82 легованого Ni-Y спостерігається його накопичення в окремих порах.



а – Cr, б - Al; в - Si; г - B; д - Ni; е - O

Рисунок 3.4 – Розподіл хімічних елементів в покритті КНА-82

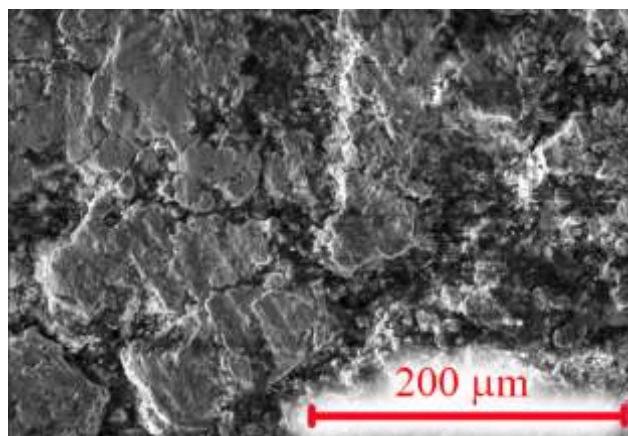
Таким чином, оцінка хімічного складу та розподілу хімічних елементів за перерізом ущільнювального покриття дозволила встановити позитивний вплив ітрію на розподіл елементів. Ймовірно це пов'язано з його рафінуючою дією та здатністю до модифікування завдяки високій хімічній активності.

3.2 Аналіз мікроструктури експериментальних газотермічних покриттів

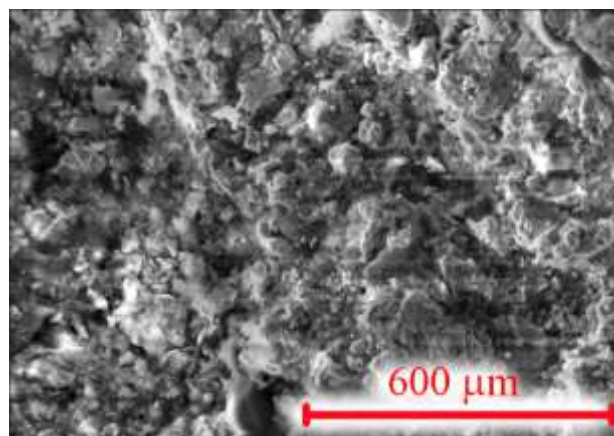
Дослідження мікроструктури покриттів дозволяє встановити особливості впливу хімічного складу покриттів на особливості формування структурних складових покриття, морфологію та характер розподілу частинок, кількісно

оцінити пористість матеріалу після газополуменового напилення. Дослідження покриттів на растровому електронному мікроскопі дозволило вивчити зовнішній вигляд і форму частинок, які сформувались в процесі нанесення покриттів, а за допомогою оптичного мікроскопа було проаналізовано особливості розподілу пор і твердої фази.

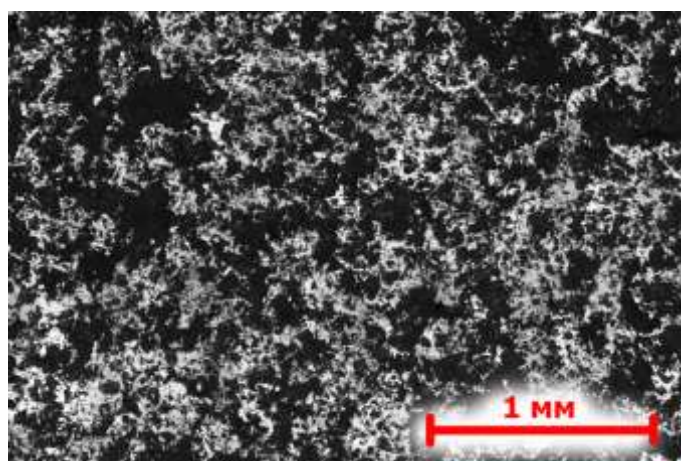
Як видно з рисунку 3.5, а, б покриття складу КНА-82+Ni-Y характеризувалось наявністю частинок грубої форми нерівномірно розташованих в об'ємі. Значна частина з них має нерівновісну багатокутову форму. Пори в сформованому покритті розташовані нерівномірно і мають різний розмір (рис. 3.5, в, г).



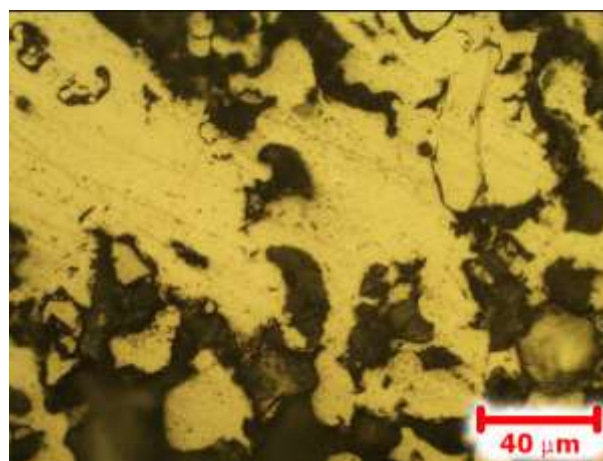
а



б



в

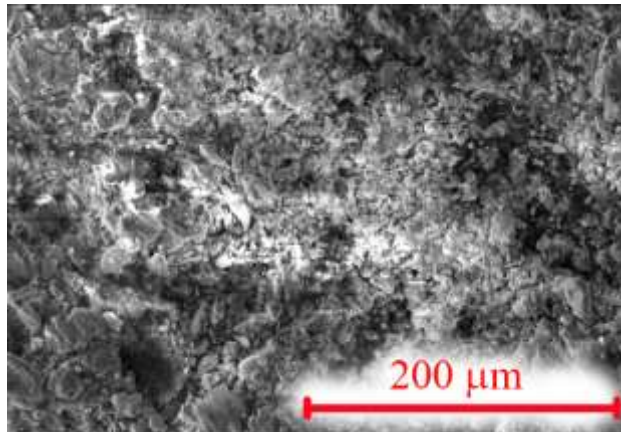


г

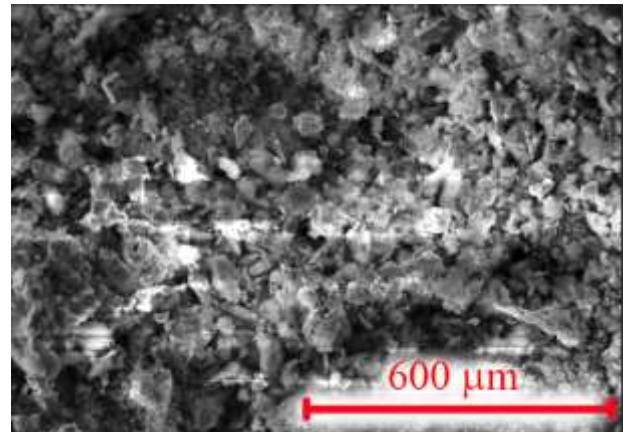
а, б – растровий електронний мікроскоп, в, г – оптичний мікроскоп

Рисунок 3.5 – Мікроструктура покриття складу №1 після газополуменового напилення

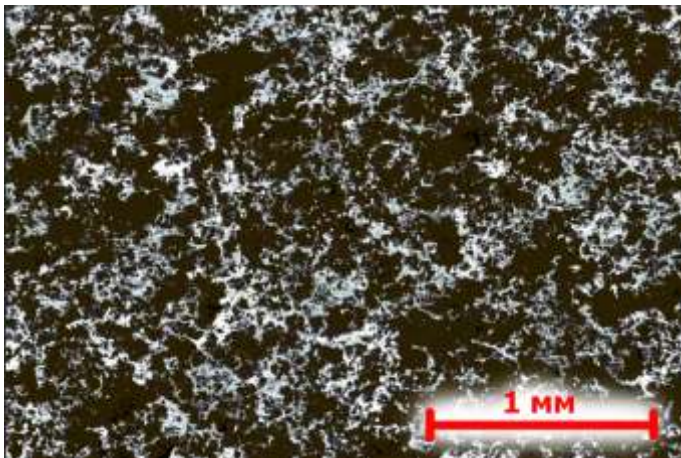
При нанесенні покриття складу КНА-82+У формувались більш дрібні частинки, значна кількість з яких мала рівновісну форму (рис. 3.6, а, б). Розподіл пор за перерізом шліфа став більш рівномірним, спостерігається велика кількість дрібних пор. Проте в поле зору потрапляють і пори більш значних розмірів (рис. 3.6, в, г).



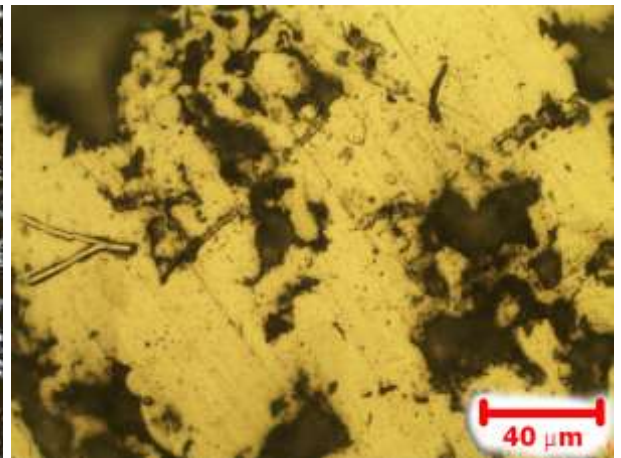
а



б



в

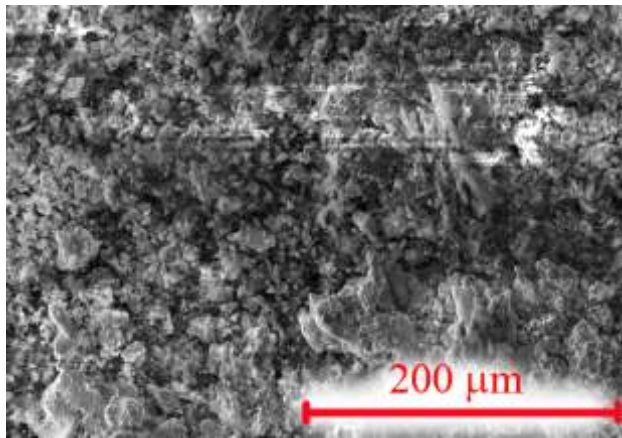


г

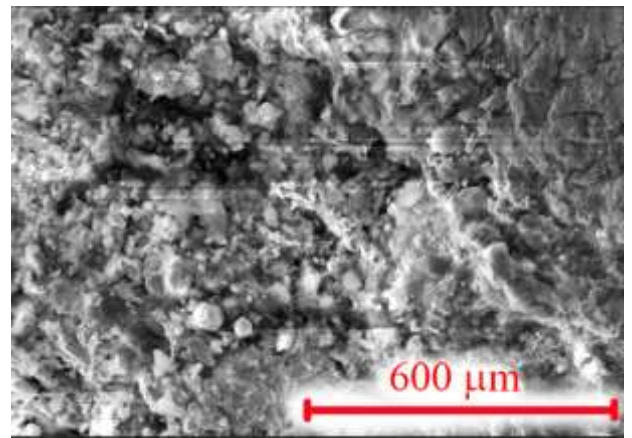
а, б – растровий електронний мікроскоп, в, г – оптичний мікроскоп

Рисунок 3.6 – Мікроструктура покриття складу №2 після газополуменового напилення

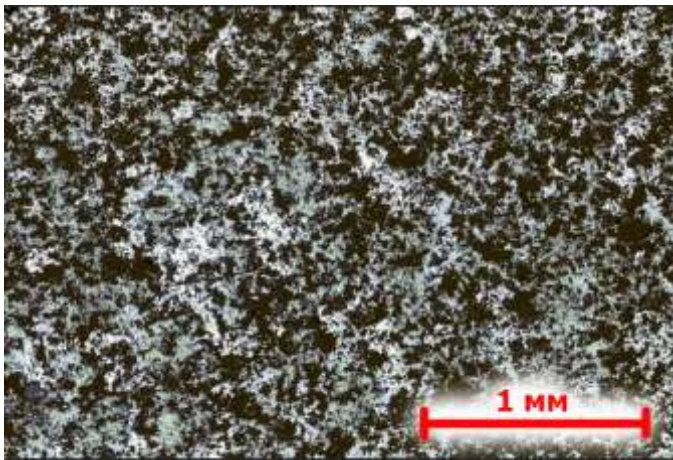
Покриття складу КНА-82+CoNiCrAlY також характеризується рівномірним розподілом дрібних частинок за перерізом (рис. 3.7, а, б). Пори розташовані в площині перерізу більш рівномірно, значного розкиду в їх розмірах не спостерігається (рис. 3.7, в, г).



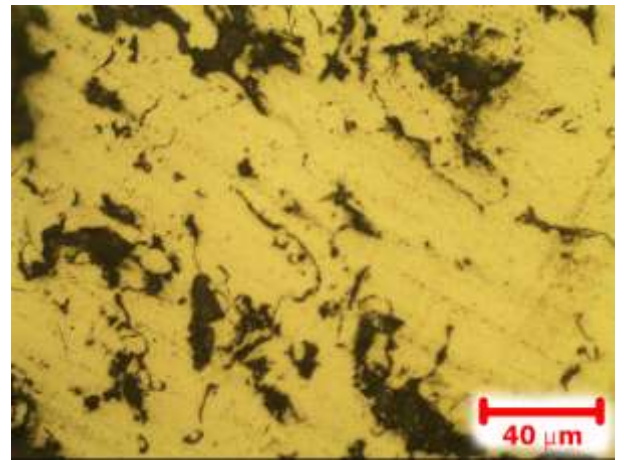
а



б



в

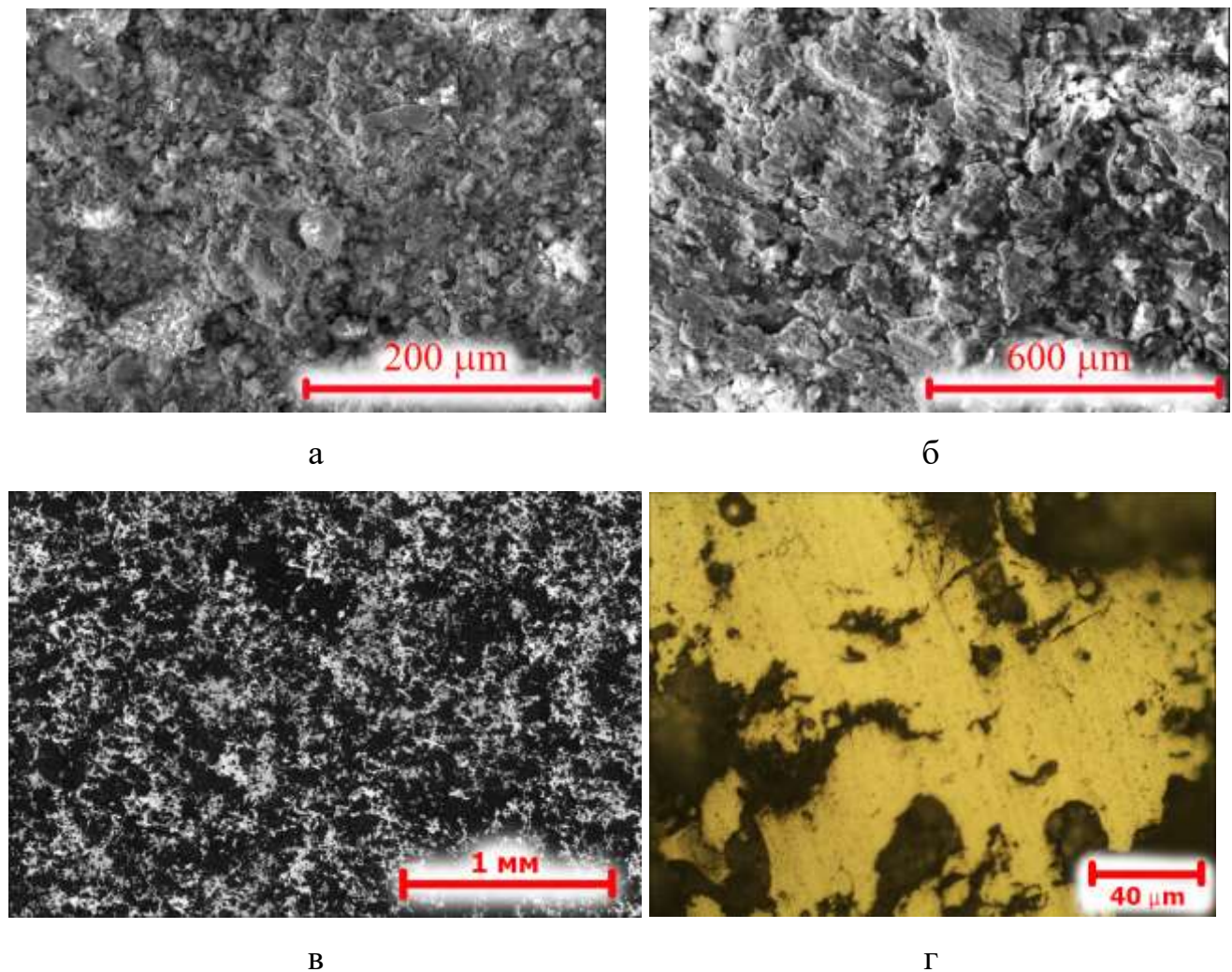


г

а, б – растровий електронний мікроскоп, в, г – оптичний мікроскоп

Рисунок 3.7 – Мікроструктура покриття складу №3 після газополуменевого напилення

Представлене на рисунку 3.8 покриття КНА-82 характеризувалось також наявністю квадратних частинок грубої форми. Пори в покритті достатньо крупні і нерівномірно розташовані. На поверхні твердої складової всіх покриттів спостерігаються окремі частинки, імовірно, це пов'язано з тим, що частинка була окислена і не відбулося повного її впровадження у вже напилений матеріал (див. рис. 3.5-3.8,а- г).



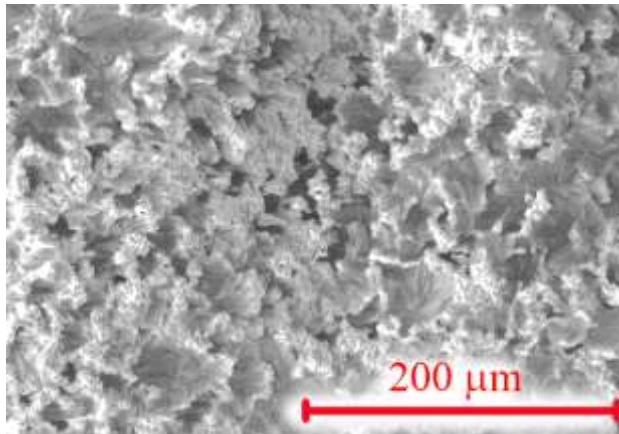
а, б – растровий електронний мікроскоп, в, г – оптичний мікроскоп

Рисунок 3.8 – Мікроструктура покриття складу №4 після газополуменевого напилення

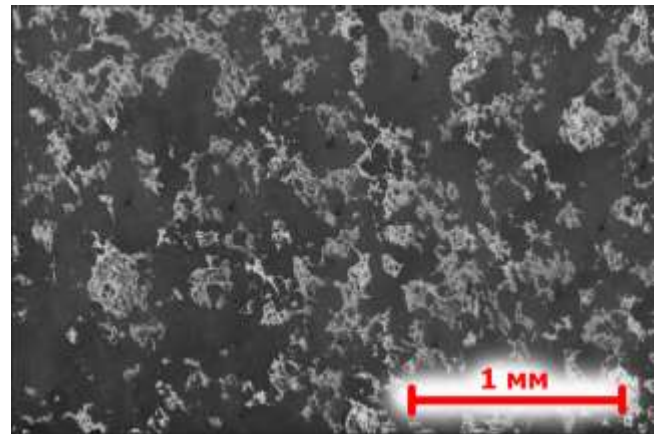
За даними [95] алюміній та кобальт впливають на пористість покриттів, проте вимірювання їх густини підтвердило, що для всіх лігатур густина в середньому складала $3,4 \text{ г/см}^3$. Високотемпературна витримка покриттів при температурі 1100°C впродовж 50 та 100 годин призвела до значних змін в їх структурі. На поверхні сформувалась однорідна структура, що, імовірно, пов'язано з утворенням оксидної плівки на поверхні покриттів під час нагріву та витримки.

Поверхня покриття складу №1 характеризується наявністю вираженої дендритної структури, сформованої під час зростання оксидної плівки перпендикулярно його поверхні (рис. 3.9, а). Під впливом температури відбувся

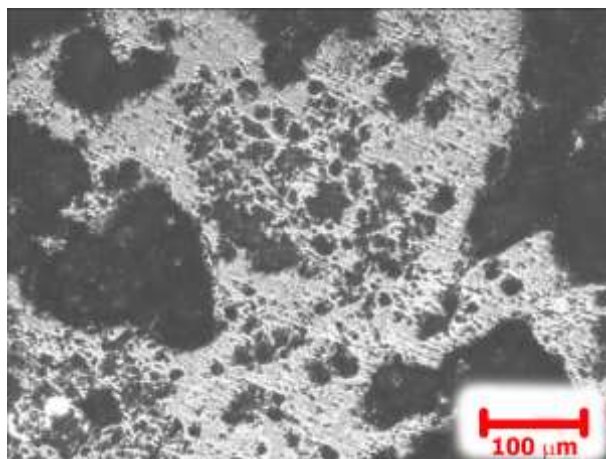
перерозподіл розмірів та форми пор в покритті. На поверхні шліфа спостерігаються виразки, що, імовірно, утворились внаслідок окислення матеріалу і окремі фрагменти поверхні могли бути видалені під час виготовлення шліфа (рис. 3.9, б, в, г).



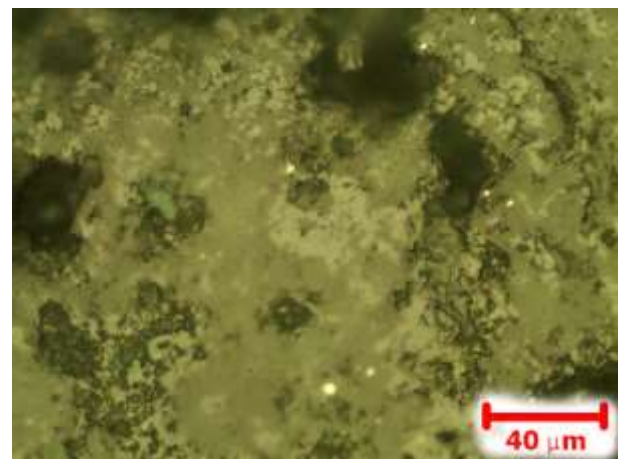
а



б



в



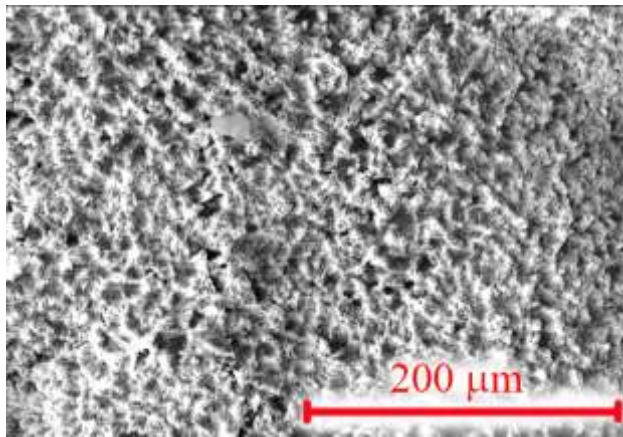
г

а – растровий електронний мікроскоп, б, в, г – оптичний мікроскоп

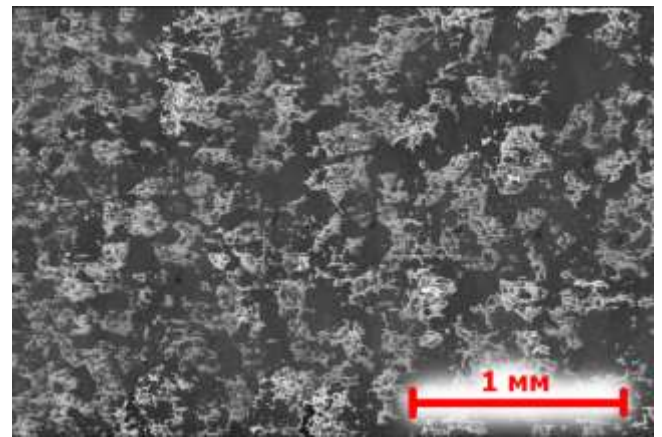
Рисунок 3.9 – Мікроструктура покриття складу №1 після термічного впливу при температурі 1100 °C впродовж 50 годин

Дослідження поверхні покриття складу №2 дозволило встановити, що, на відміну від складу №1, сформована структура більш дисперсна за розмірами складових. Структура плівки в полі зору однорідна і також має дендритний характер (рис. 3.10, а). Спостерігається руйнування поверхні матеріалу під час приготування шліфа, що свідчить про формування значної кількості оксидів, як

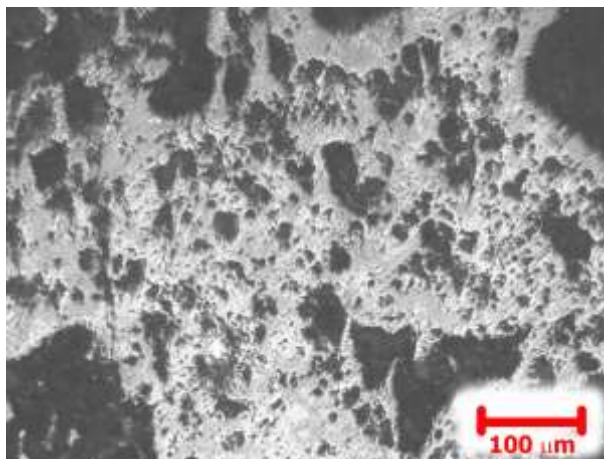
на поверхні покриття, так і в його об'ємі, оскільки матеріал має значну кількість пор і, відповідно, значну вільну поверхню, що безпосередньо контактує з киснем (рис. 3.10, б, в, г).



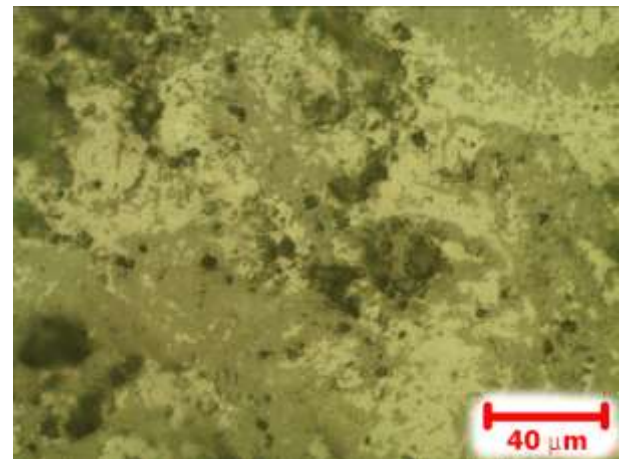
а



б



в



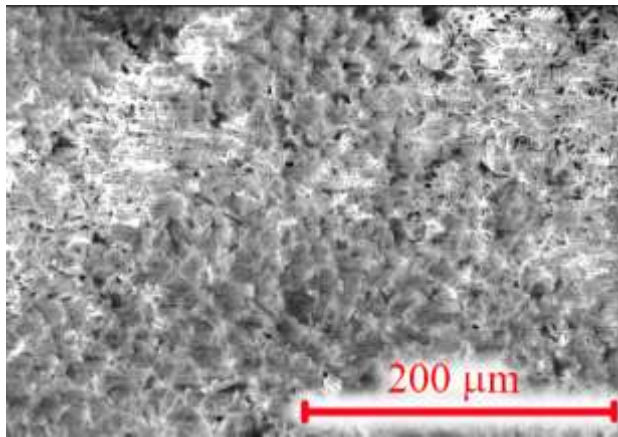
г

а – растровий електронний мікроскоп, б, в, г – оптичний мікроскоп

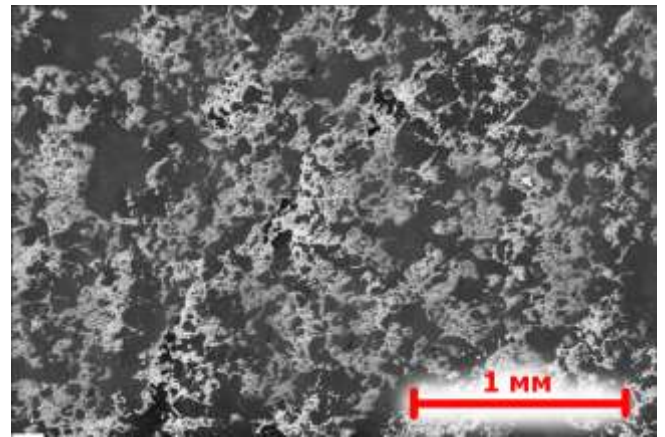
Рисунок 3.10 – Мікроструктура покриття складу №2 після термічного впливу при температурі 1100 °С впродовж 50 годин

Форма плівки, що утворилася на поверхні покриття складу №3 дещо відрізняється від структури, сформованої в покриттях складів №1 і 2 за розміром і формою частинок, утворених під час довготривалої високотемпературної витримки (рис. 3.11, а). Ймовірно, це пов'язано з переважним формуванням оксидів різного хімічного складу, що обумовлює зовнішній вигляд конгломерату частинок. Встановлено, що поверхня шліфа

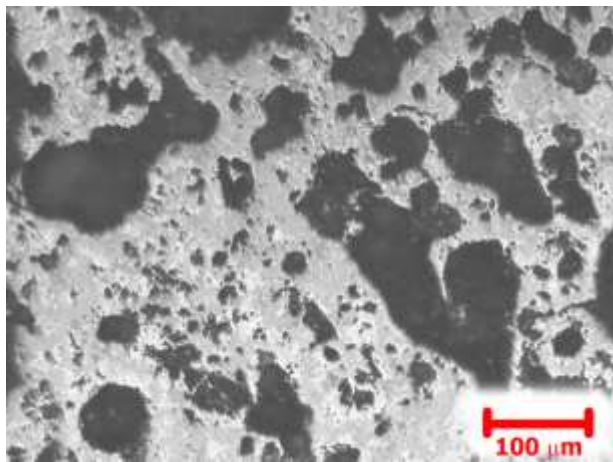
також має наслідки газової корозії, спостерігаються виразки на поверхні твердої фази (рис. 3.11, б, в г). Співвідношення пор та твердої фази за перерізом шліфа рівномірне, крупні пори практично відсутні.



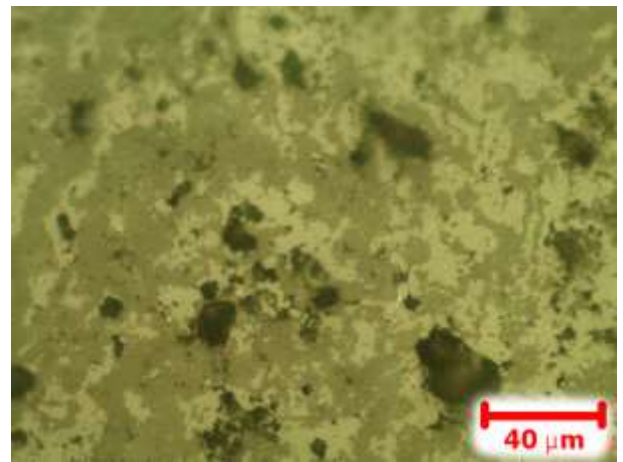
а



б



в



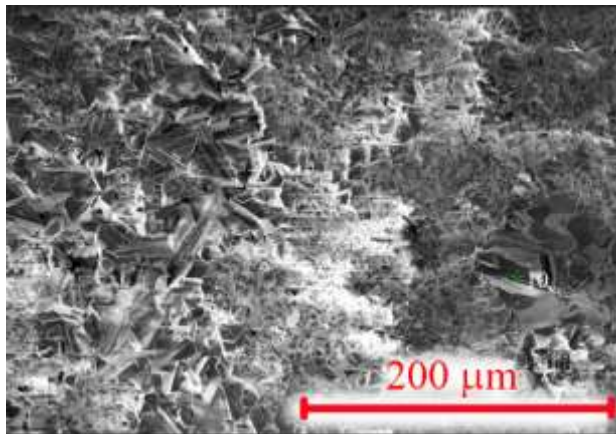
г

а – растровий електронний мікроскоп, б, в, г – оптичний мікроскоп

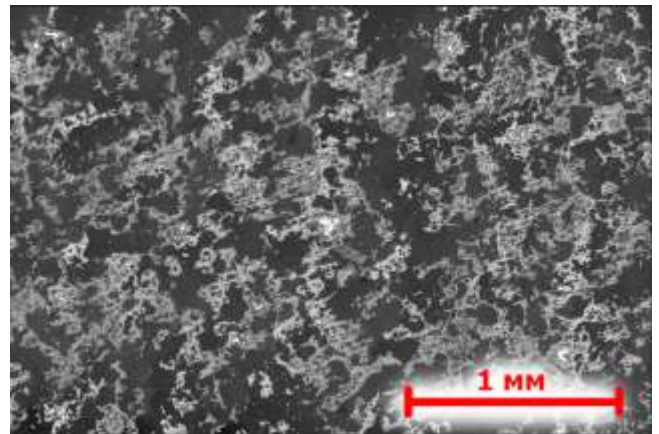
Рисунок 3.11 – Мікроструктура покриття складу №3 після термічного впливу при температурі 1100 °С впродовж 50 годин

Помітна різниця між формою частинок оксидів на поверхні покриттів спостерігалась при дослідженні складу №4 (рис. 3.12, а). З рисунку видно, що частинки мають значну різницю в розмірах, і мають форму конусів, що усічені зверху, а більш дрібні частинки мають голчасту морфологію. Дослідження на оптичному мікроскопі дозволили виявити також сліди руйнування поверхні шліфа внаслідок негативного впливу високотемпературного окисного

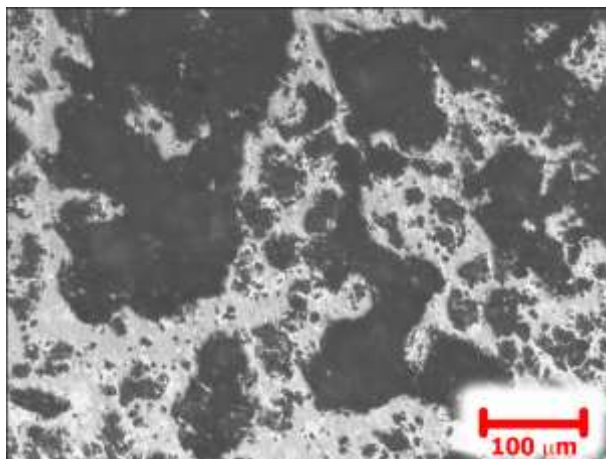
середовища (див.рис. 3.12, б, в), які виражені більш інтенсивно, на відміну від досліджених вище покриттів складів №1-3. Крім того на поверхні шліфа спостерігаються більш світлі частинки, що мали мікротвердість значно вище, порівняно з основним матеріалом.



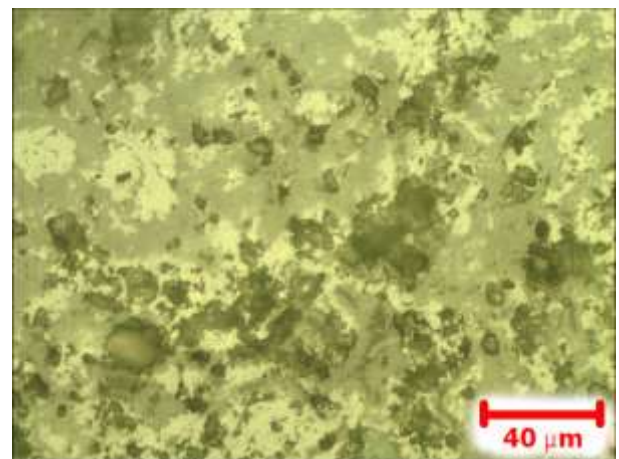
а



б



в



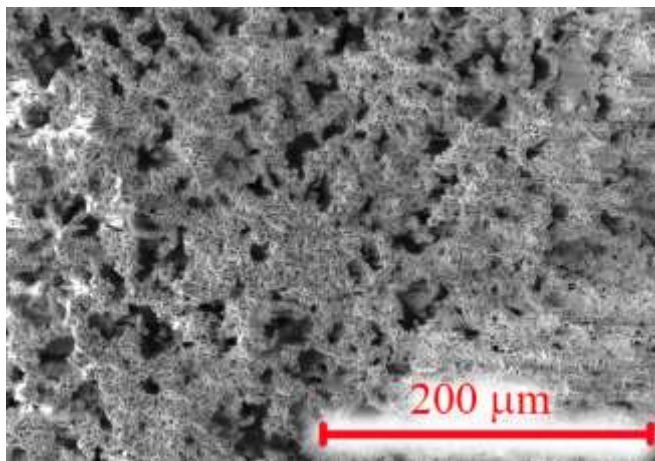
г

а – растровий електронний мікроскоп, б, в, г – оптичний мікроскоп

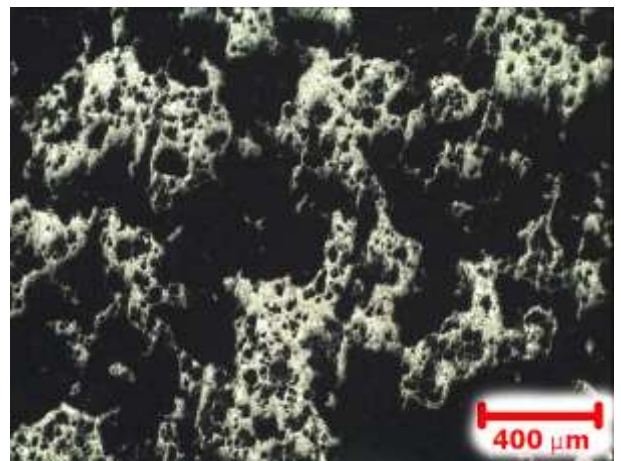
Рисунок 3.12 – Мікроструктура покриття складу №4 після термічного впливу при температурі 1100 °С впродовж 50 годин

Збільшення високотемпературної витримки до 100 годин призвело до подальшої зміни мікроструктури поверхні покриттів. Як видно з рисунку 3.13, а на поверхні покриття складу №1 спостерігаються пори, що, імовірно, свідчить про руйнування оксидної плівки. Дещо змінилась форма оксидів – частинки стали більш дрібними і щільніше прилягають одна до одної. Поверхня, що

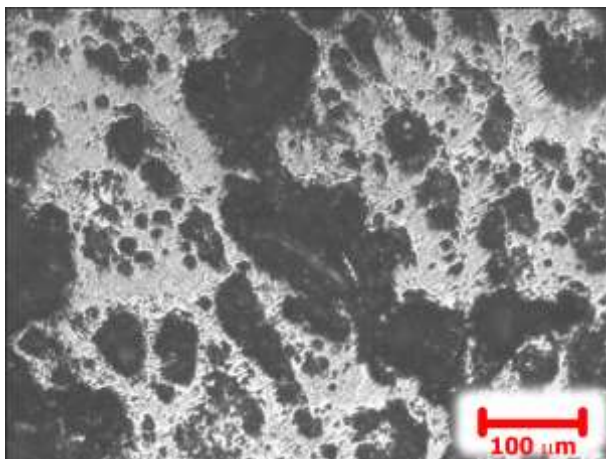
спостерігалась на оптичному мікроскопі, явно підлягала дії газової корозії, причому наслідки були більш виражені, ніж після витримки 50 годин (рис. 3.13, б, в). Суттєво збільшилась пористість матеріалу як за об'ємом, так і за розміром окремих пор, що поєднуються у достатньо великі порожнини. На поверхні твердої фази присутні плівки різних кольорів, що можливо свідчить, про одночасне формування різних за хімічним складом оксидів.



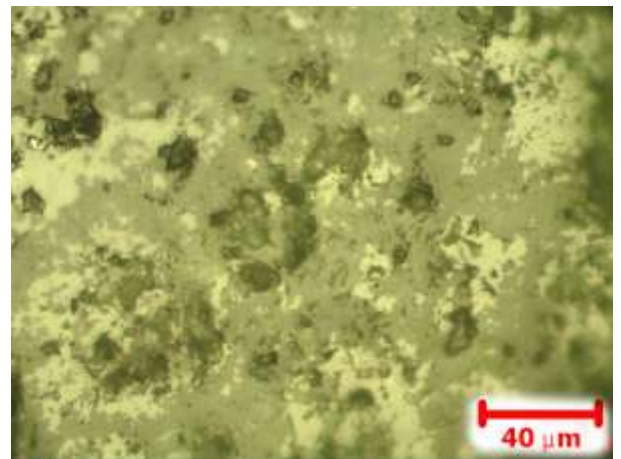
а



б



в



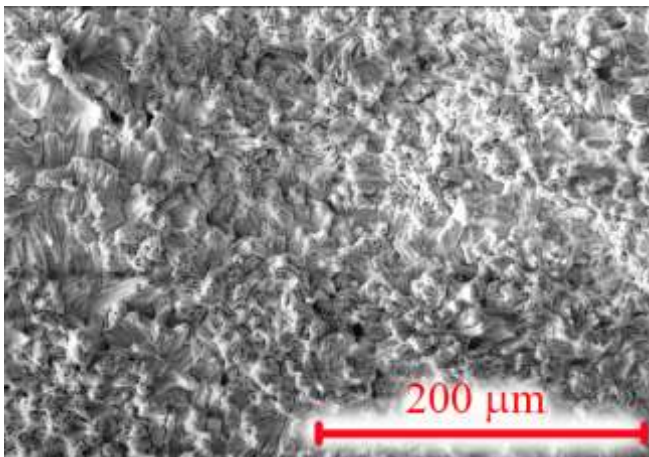
г

а – растровий електронний мікроскоп, б, в, г – оптичний мікроскоп

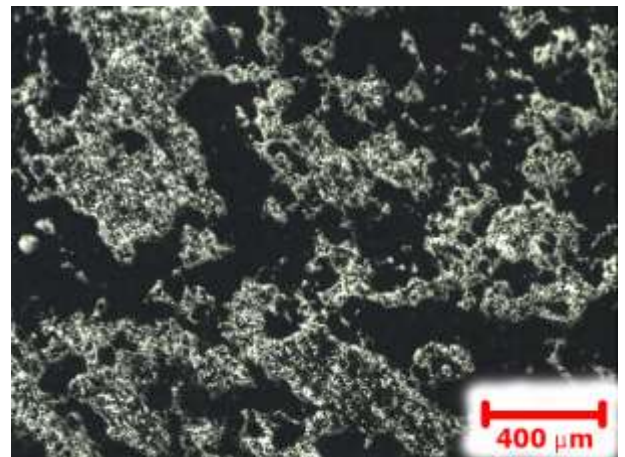
Рисунок 3.13 – Мікроструктура покриття складу №1 після термічного впливу при температурі 1100 °С впродовж 100 годин

Під час дослідження мікроструктури покриття №2 на растровому електронному мікроскопі виявлено зростання дендритів під час подальшої витримки при температурі 1100 °С. При цьому дендрити щільно прилягають

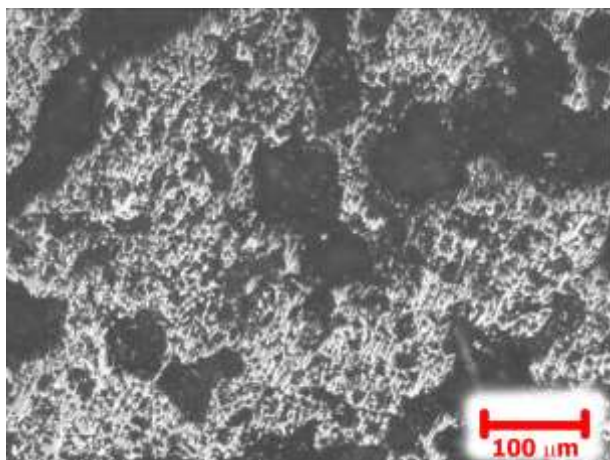
один до одного і пори в полі зору практично не спостерігаються (рис. 3.14, а). З рисунку 3.14, б, в видно, що пори в покритті мають менший розмір і розташовані більш рівномірно. На поверхні твердої фази видно велику кількість ознак виразок, що, імовірно, утворились під час руйнування оксидів (див. рис. 3.14, б, в, г). На поверхні також виявлені плівки різних відтінків.



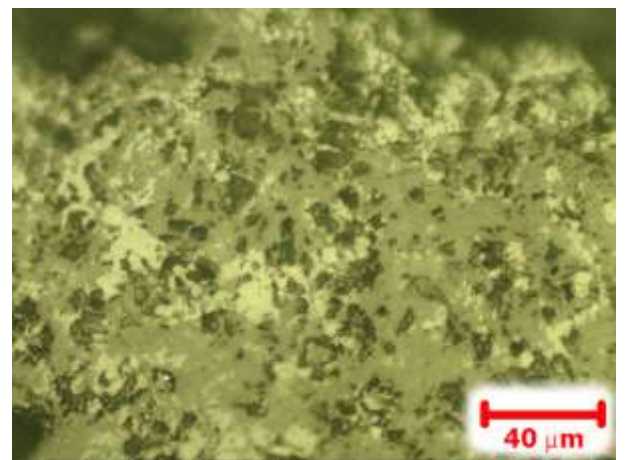
а



б



в



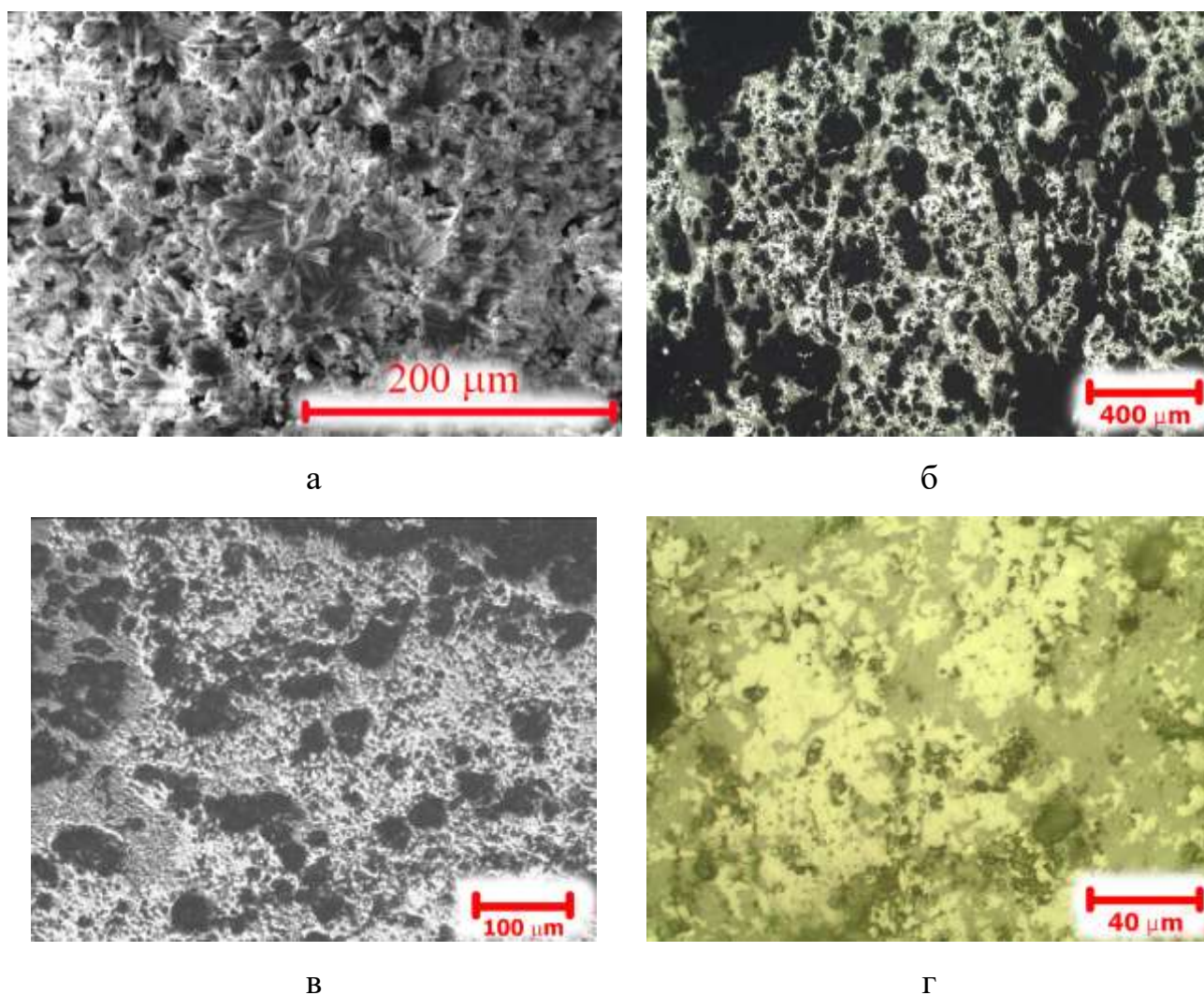
г

а – растровий електронний мікроскоп, б, в, г – оптичний мікроскоп

Рисунок 3.14 – Мікроструктура покриття складу №2 після термічного впливу при температурі 1100 °С впродовж 100 годин

Поверхня покриття №3 також сформована з дендритних частинок з розмірами більшими, ніж після витримки 50 годин. Дендрити щільно прилягають один до одного, що, можливо, свідчить про задовільний опір руйнуванню у високотемпературному газовому середовищі (рис. 3.15, а).

Поверхня шліфа, що спостерігалась в оптичному мікроскопі, має ознаки газової корозії, більш дрібні пори у порівнянні з розмірами пор покриттів складів №1 і №2 (рис. 3.15, б, в). Також спостерігаються різні відтінки на поверхні, що імовірно свідчить про різні оксидні плівки, проте в більшій частині поля зору переважає плівка світлосірого кольору з вкрапленнями білого відтінку (рис. 3.15, г).

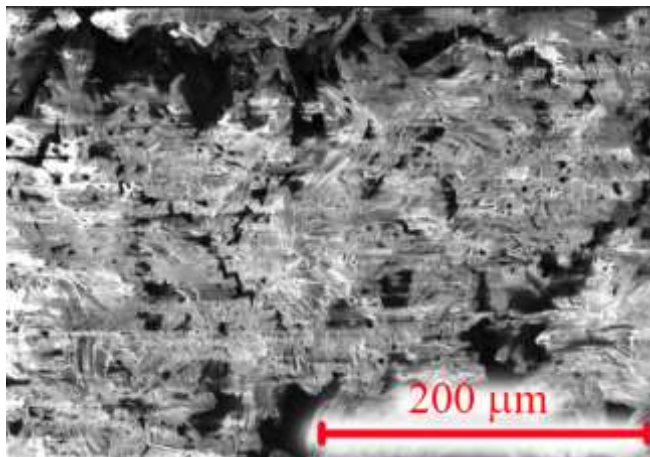


а – растровий електронний мікроскоп, б, в, г – оптичний мікроскоп

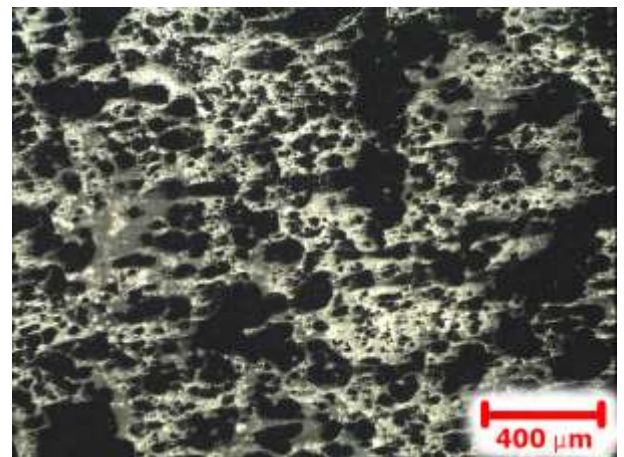
Рисунок 3.15 – Мікроструктура покриття складу №3 після термічного впливу при температурі 1100 °С впродовж 100 годин

Структура покриття складу №4 значно відрізнялась і після високотемпературної витримки впродовж 100 годин. Як видно з рисунку 3.16, а оксиди мають форму більш схожу на дендритну, на поверхні спостерігаються

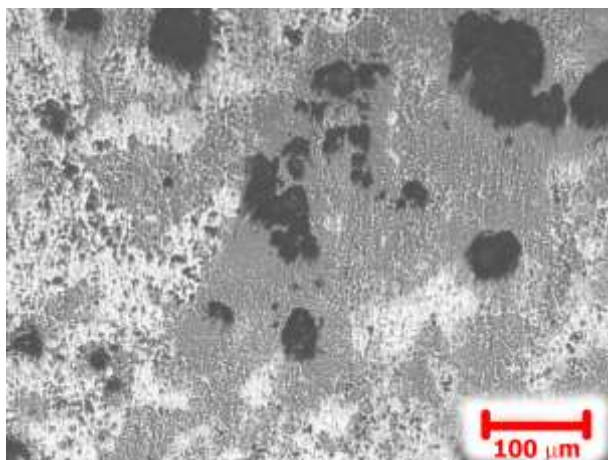
тріщини і пори, що, ймовірно свідчить про низький опір газовій корозії матеріалу покриття при даному термочасовому режимі. Сліди впливу газової корозії також видно і на рисунку 3.16, в,г – спостерігаються виразки великого розміру, поверхня має світлий та темно сірий відтінки, виявлені сліди руйнування оксидів поверхневого шару.



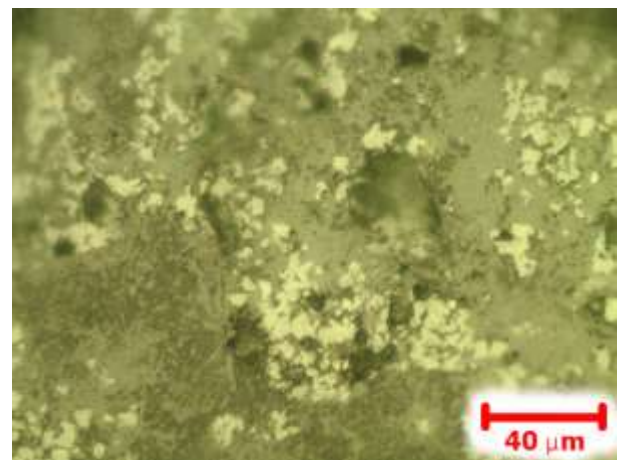
а



б



в



г

а – растровий електронний мікроскоп, б, в, г – оптичний мікроскоп

Рисунок 3.16 – Мікроструктура покриття складу №4 після термічного впливу при температурі 1100 °С впродовж 100 годин

Сформована мікроструктура покриття складу №3 характеризується рівномірним розташуванням та задовільною дисперсністю твердої фази. Поверхня має достатньо щільні оксидні плівки, які при механічному впливі руйнуються з утворенням достатньо дрібних виразок без порушення загальної

цілісності сформованого покриття. Таким чином, слід зазначити, що за результатами дослідження мікроструктури покриттів в сформованих при газотермічному нанесенні покриттів складів №1-4 більш придатним для використання у виробах з точки зору забезпечення експлуатаційних вимог є покриття складу №3.

3.3 Дослідження фазового складу розроблених покриттів

Результати дослідження мікроструктури дозволяють отримати лише попередні дані щодо зовнішнього вигляду структурних складових та характеру їх розподілу в об'ємі. При цьому вони не дають можливість сформувати загальну картину щодо фізико-хімічної природи твердої складової і оцінити її роль у формуванні необхідного комплексу механічних та експлуатаційних властивостей розроблених покриттів.

Для отримання комплексного уявлення щодо внутрішньої будови і визначення її впливу на фізико-механічні властивості покриттів були проведені рентгеноструктурні дослідження їх фазового складу.

Попереднє вивчення фазового складу свідчить про те, що покриття є багатофазними, причому дифракційні лінії деяких фаз мають незначну інтенсивність, оскільки не завжди присутні в достатній кількості (за масою). У зв'язку із цим було проведено послідовне вивчення усіх вихідних складових матеріалів, що надалі було використано при компонуванні складу покриттів.

У чистому вигляді був досліджений нітрид бору BN, на дифрактограмі якого виявлені всі лінії гексагональної модифікації цієї хімічної сполуки з параметрами $a=0,25040$ нм, $c=0,66612$ нм (рис. 3.17).

У вихідному порошку ітрію крім ліній безпосередньо Y, у невеликій кількості присутні чотири найбільш сильні лінії оксиду ітрію Y_2O_3 , що свідчить про його часткове окислення (рис. 3.18). У порошку лігатури Ni-Y, який

додавався до складу №1, крім нікелю, як основної фази, і ітрію у досить великій кількості присутня фаза Ni_5Y .

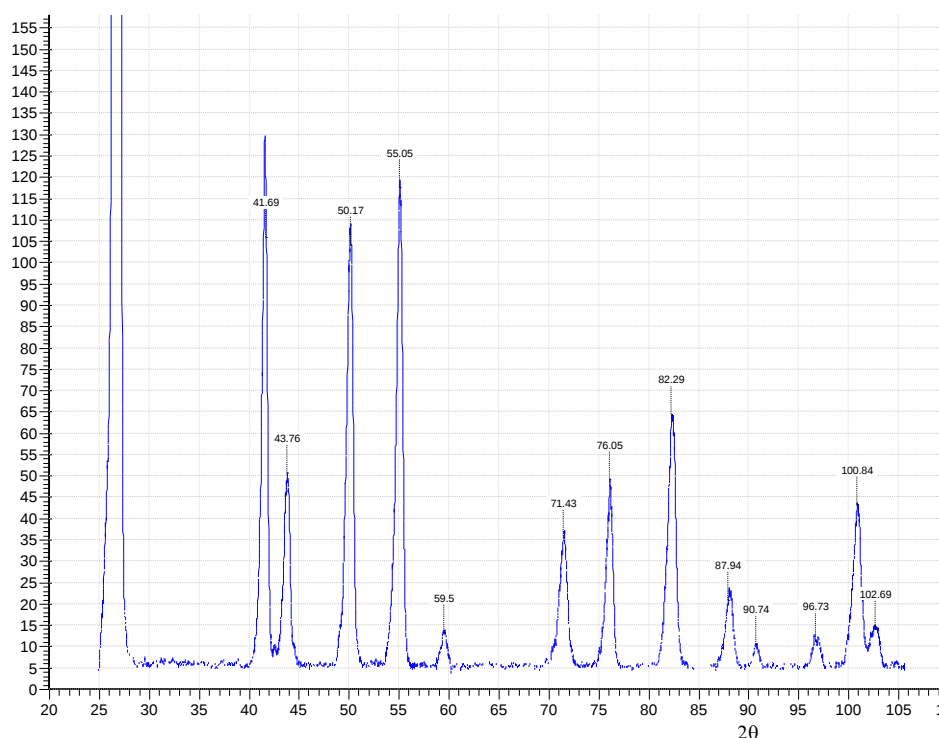


Рисунок 3.17 – Дифрактограма нітриду бору

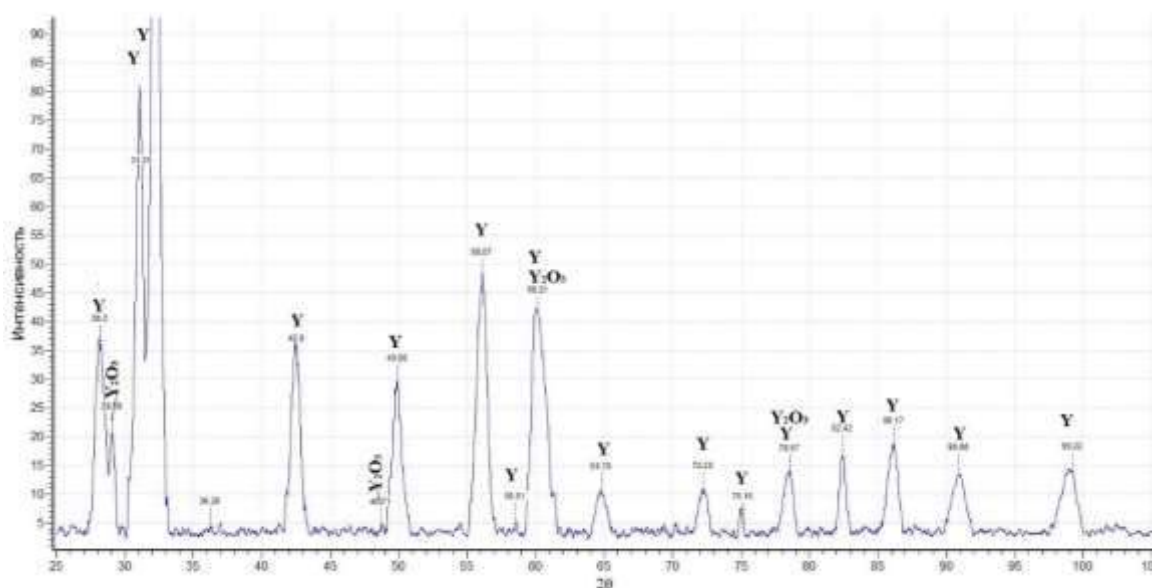


Рисунок 3.18 – Дифрактограма ітрію (у вигляді порошку)

Наявність цієї фази підтверджується аналізом діаграми стану Ni-Y . На дифрактограмі (рис. 3.19) цій фазі відповідають лінії досить значної

інтенсивності. Спостерігається також кілька ліній оксиду ітрію Y_2O_3 , що свідчить про незначний вміст цієї фази. Отримані відомості використані в подальшому при аналізі досліджуваних покриттів №1, №2 і №3.

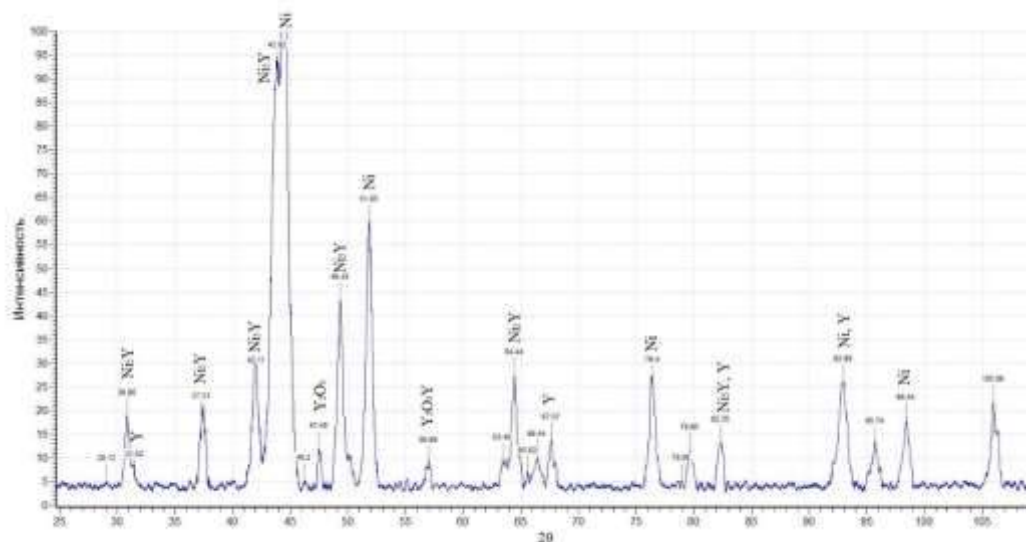


Рисунок 3.19 – Дифрактограма лігатури Ni-Y

У вихідному порошку ВКНА (ПХН75Ю23В) основною фазою є нікель, а також присутні лінії NiAl, масова частка цієї фази менша (рис. 3.20). В металевому покритті на основі ВКНА (рис. 3.21) визначені наступні фази: основна – Ni, у меншій кількості NiAl і Ni_3Al , лінії останньої фази мають меншу інтенсивність.

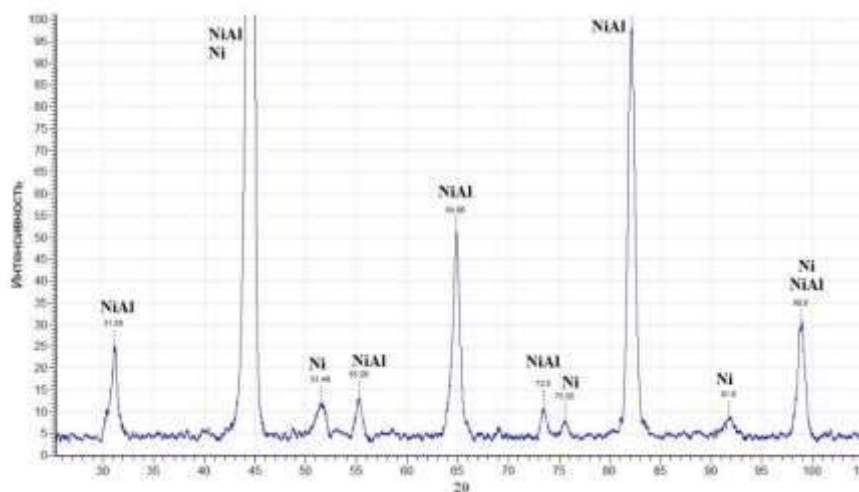


Рисунок 3.20 – Дифрактограма порошку ВКНА

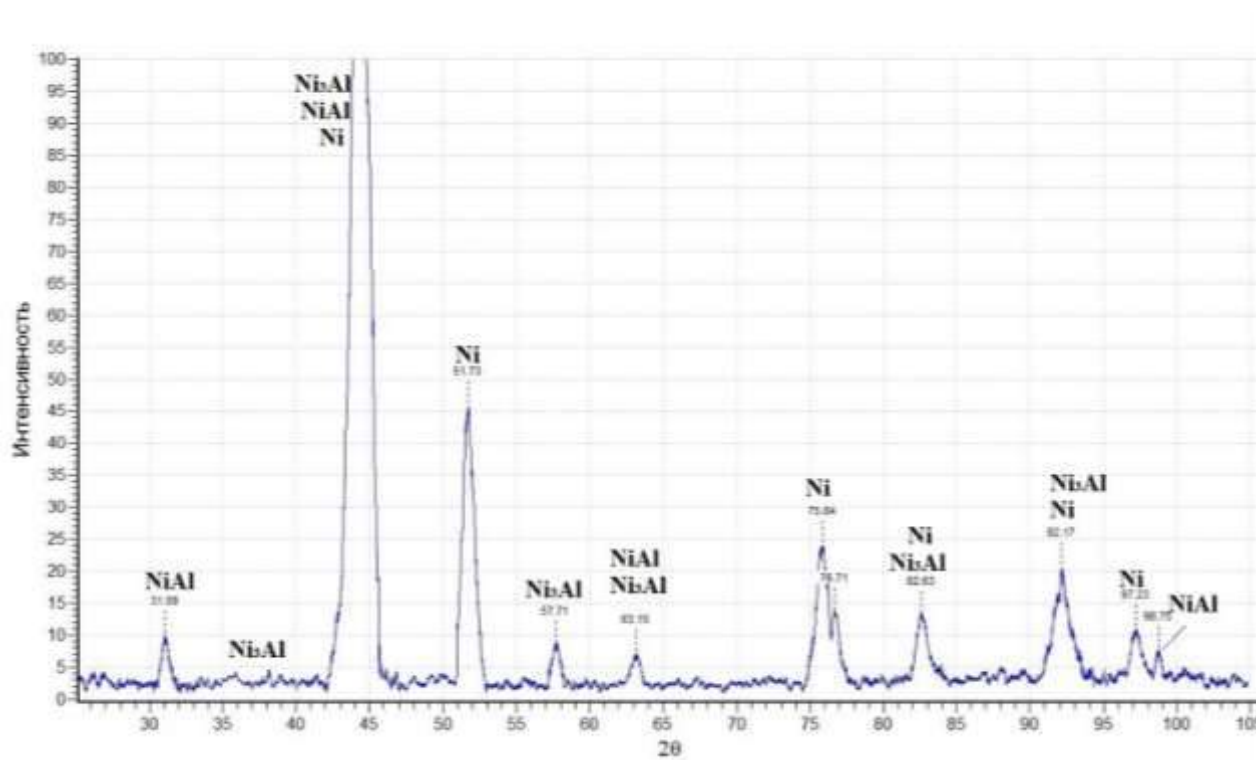


Рисунок 3.21 – Дифрактограма покриття ВКНА після напылення

У всіх досліджуваних покриттях різного складу використовували наступні порошки: КНА (нікелевий порошок (основа), кристалічний кремній (2,0...2,5%), графіт (2%), нітрид бору (16%), алюмінієвий порошок (1%) з додаванням карбаміду й натрієвого рідкого скла як зв'язувального) і ВКНА (порошок ПХН70Ю30). Вказані порошки були основою КНА-82 і складів покриттів №1, 2, 3. Ущільнювальне покриття КНА-82 застосовується в авіаційних двигунах ПАТ «МОТОР СІЧ» з більш низькою температурою газу в турбінах. Результати проведеного дослідження з вивчення фазового складу всіх покриттів наведені в таблиці 3.2. У покритті базового складу КНА-82, як і в складах №1-3 у вихідному стані виявлені наступні фази: Ni, BN, NiAl, Ni₂Si (рис. 3.22).

Таблиця 3.2 – Фазовий склад покриттів у вихідному стані й після випробувань на термостійкість

Покриття	У вихідному стані	Після високотемпературних випробувань	
		1100 °С, 50 год	1100 °С, 100 год
ВКНА	Ni, NiAl, Ni ₃ Al	Ni, NiO, NiAl, Ni ₃ Al, α -Al ₂ O ₃ , NiAl ₂ O ₄	-
КНА	Ni, BN, NiAl, Ni ₂ Si, Al ₂ O ₃	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, Al ₂ O ₃ , B ₂ O ₃	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, α -Al ₂ O ₃ , B ₂ O ₃
Склад №1 (КНА-82+Ni-Y)	Ni, BN, NiAl, Ni ₂ Si, Y, Y ₂ O ₃ , Ni ₅ Y	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, NiAl, B ₂ O ₃ , Ni ₅ Y, Y ₂ O ₃ , Y,	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, NiAl, B ₂ O ₃ , Ni ₅ Y, Y ₂ O ₃ , Y
Склад №2 (КНА-82+Y)	Ni, BN, NiAl, Ni ₂ Si, Y, Y ₂ O ₃	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, NiAl, B ₂ O ₃ , α -Al ₂ O ₃ , Y ₂ O ₃ , Y	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, NiAl, B ₂ O ₃ , α -Al ₂ O ₃ , Y ₂ O ₃ , Y
Склад №3 (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y)	Ni, BN, α -Co, Co ₂ Al ₅ , CoCr ₂ , Ni ₂ Si, NiAl, Ni ₃ Al	Ni, BN, α -Co, Co ₂ Al ₅ , CoCr ₂ , Ni ₂ Si, NiAl, NiO, B ₂ O ₃ , Y ₂ O ₃ , NiCr ₂ O ₄ , CoAl ₂ O ₄ , Y ₂ O ₃	Ni, BN, α -Co, Co ₂ Al ₅ , CoCr ₂ , Ni ₂ Si, NiAl, NiO, B ₂ O ₃ , Y ₂ O ₃ , NiCr ₂ O ₄ , CoAl ₂ O ₄ , Y ₂ O ₃
Склад №4 КНА-82 (КНА+ВКНА)	Ni, BN, NiAl, Ni ₂ Si, α -Al ₂ O ₃	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, α -Al ₂ O ₃ , NiAl, B ₂ O ₃	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, α -Al ₂ O ₃ , NiAl, B ₂ O ₃

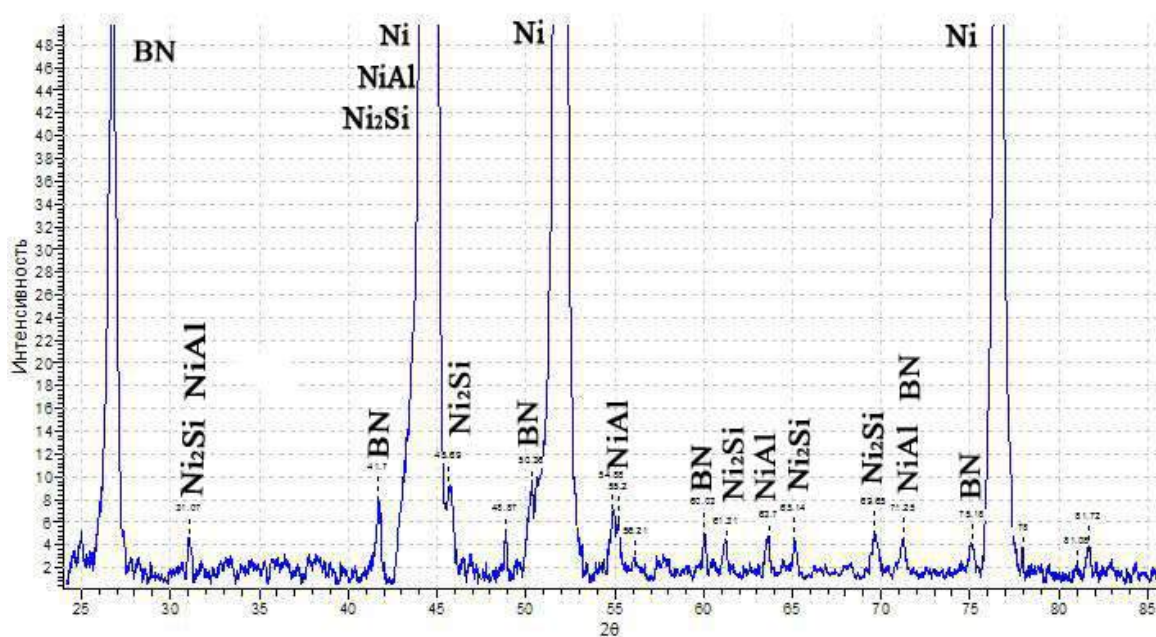


Рисунок 3.22 – Дифрактограма покриття складу №4 (КНА-82)

У покритті складу №1 (КНА-82 з додаванням порошку Ni-Y) у вихідному стані присутні фази: Ni, BN, NiAl, Ni₂Si, Y, Y₂O₃, Ni₅Y (рис. 3.23). Лінії Ni значної інтенсивності, це основна фаза в покритті.

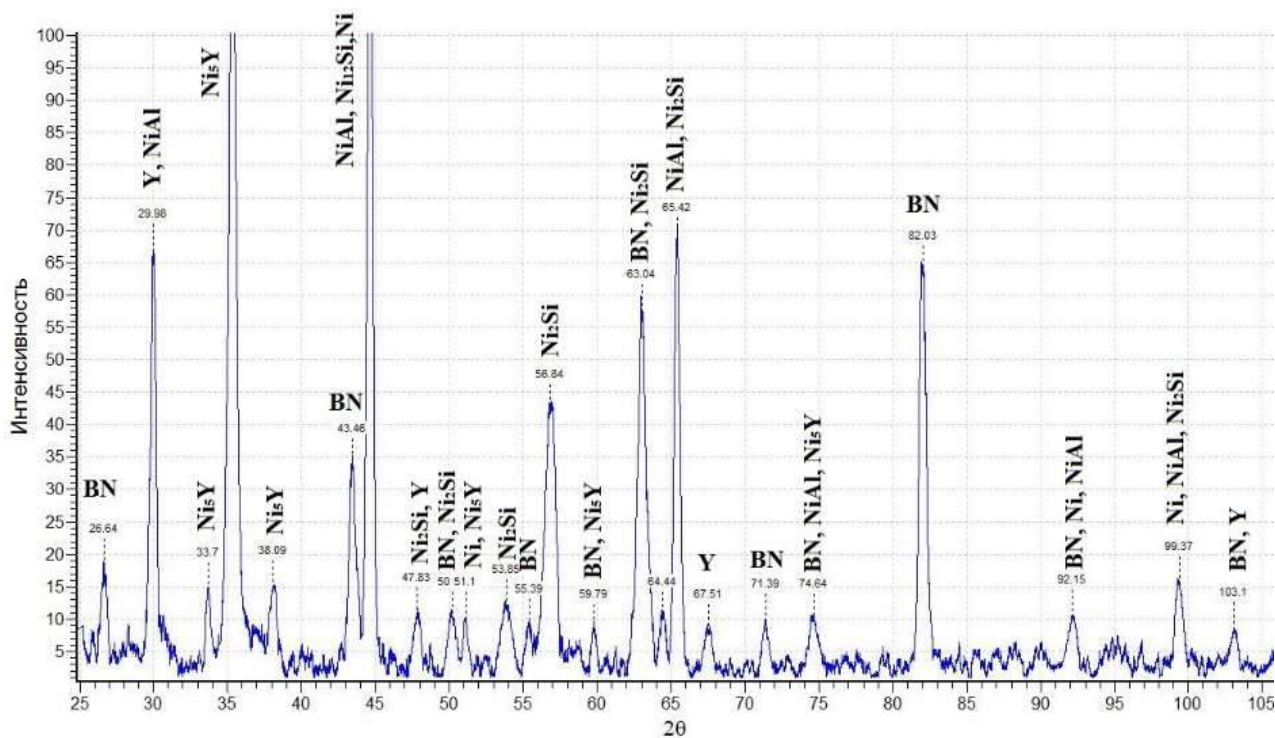


Рисунок 3.23 – Дифрактограма покриття складу № 1 (КНА-82+Ni-Y)

На дифрактограмі спостерігаються лінії нітриду бору. Виявлені також фази NiAl , Ni_2Si , у невеликій кількості Y і Y_2O_3 . Використання порошку лігатури Ni з Y привело до утворення фази Ni_5Y . Наявність фази Ni_5Y з температурою плавлення на рівні 1490°C у складі покриттів може позитивно позначитись на експлуатаційній стійкості лабіринтних ущільнень. Присутність інтерметалідних сполук відповідного складу повинна сприяти покращенню одночасно, як триботехнічних характеристик покриттів, так і їх опору ерозійному зношуванню під впливом розігрітого газового потоку.

Практично аналогічну картину за складом фаз виявлено в покритті складу №2 (рис. 3.24). Проте термостійкої інтерметалідної фази Ni_5Y не було виявлено.

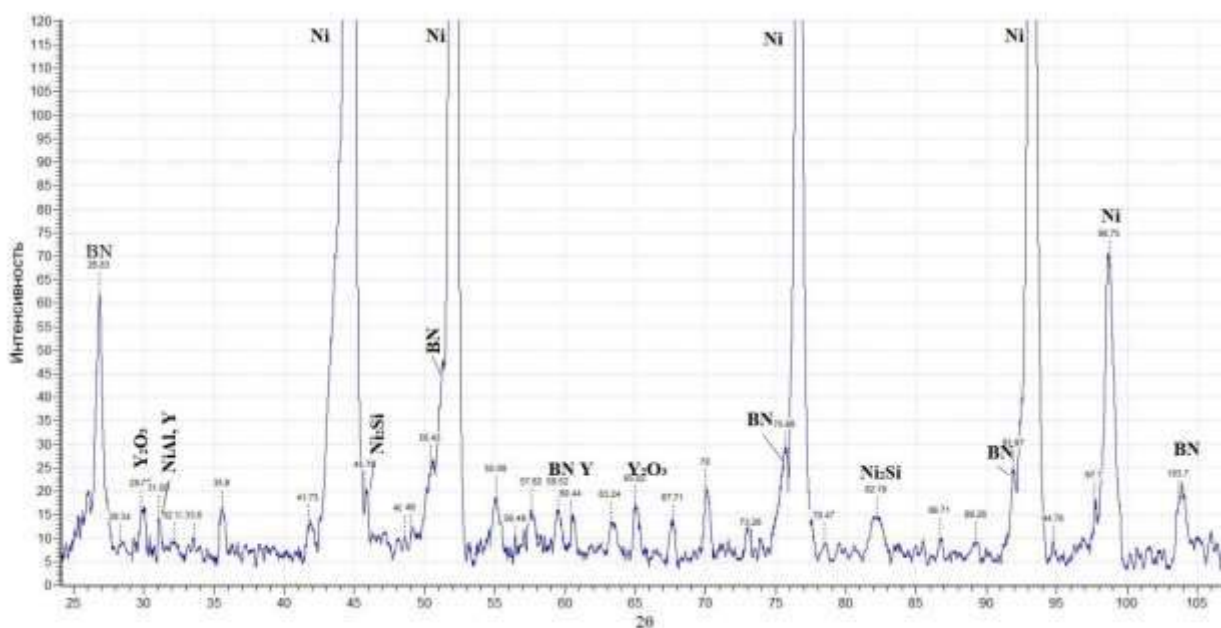


Рисунок 3.24 - Дифрактограма покриття складу №2 (KHA82+Y)

Найбільш складним за фазовим складом є покриття №3. Додання до КНА-82 порошку лігатури, що містить Co , Ni , Cr , Al , Y у значній кількості, суттєво ускладнило ідентифікацію фаз у цьому покритті. У вихідному стані (рис. 3.25) в покритті ідентифікуються наступні фази: Ni , $\alpha\text{-Co}$, BN , Co_2Al_5 , CoCr_2 , Ni_2Si , NiAl і Ni_3Al . Основною фазою є нікель, низькотемпературна модифікація $\alpha\text{-Co}$ і BN у незначній кількості. Найбільш сильні лінії $\alpha\text{-Co}$ збігаються з лініями Ni . Як і в покриттях іншого складу присутня фаза Ni_2Si .

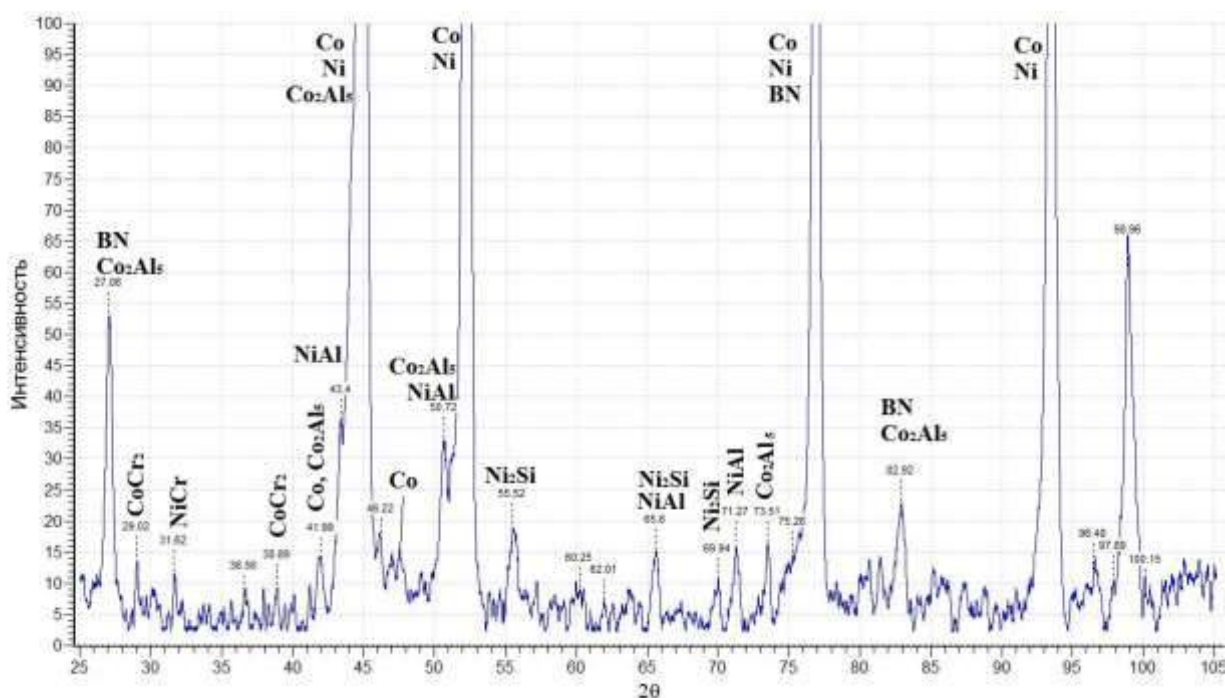


Рисунок 3.25 – Дифрактограма покриття складу №3 (KHA82+Co-Ni-Cr-Al-Y)

Виявлені інтерметаліди мають високі температури плавлення: Co_2Al_5 – 1180 °C, CoCr_2 – 1283 °C, Ni_2Si – 1255 °C, Ni_3Al – 1385 °C. Ці інтерметаліди мають складні кристалічні ґратки, які не відносяться до кубічної сингонії, і тому містять велику кількість ліній, найчастіше слабких за інтенсивністю, що призводило до певних труднощів при ідентифікації тієї або іншої фази.

Відомо, що інтерметаліди на основі Ni і Co є одними з фаз, які спостерігаються в матеріалах, що застосовуються в турбінах ГТД, призначених для тривалої експлуатації в умовах високих температур [108]. Також у покритті складу №3 виявлено фазу NiAl. Авторами [108] показано, що зносостійкість фази NiAl в 5 разів вища за зносостійкість фази Ni_3Al , тому її присутність повинно позитивно впливати на опір зношуванню.

Отже, в результаті досліджень фазового складу покриттів у вихідному стані було встановлено, що основними фазами в покритті KHA-82+Ni-Y є NiAl, Ni_2Si , а також у невеликій кількості Y і Y_2O_3 . Введення в склад лігатури Ni з Y порівняно із чистим Y привело до утворення фази Ni_5Y з досить інтенсивними лініями. Відповідну дифрактограму цього покриття наведено на рис. 3.19.

Враховуючи, що ущільнювальне покриття повинне зберігати свої експлуатаційні характеристики в умовах температур порядку 1100 °С і вище, були проведені випробування при температурах 1100 °С, час витримки 50 і 100 годин. Для встановлення особливостей структуроутворення в покриттях під дією високих температур, було проведено рентгеноструктурний аналіз фазового складу після випробувань в середовищі повітря при температурі 1100 °С.

Після високотемпературних випробувань у процесі витримки 50 і 100 годин суттєво змінюється фазовий склад, інтенсивність ліній Ni і BN зменшується, що свідчить про зниження їх вмісту в покриттях (рис. 3.26, 3.27).

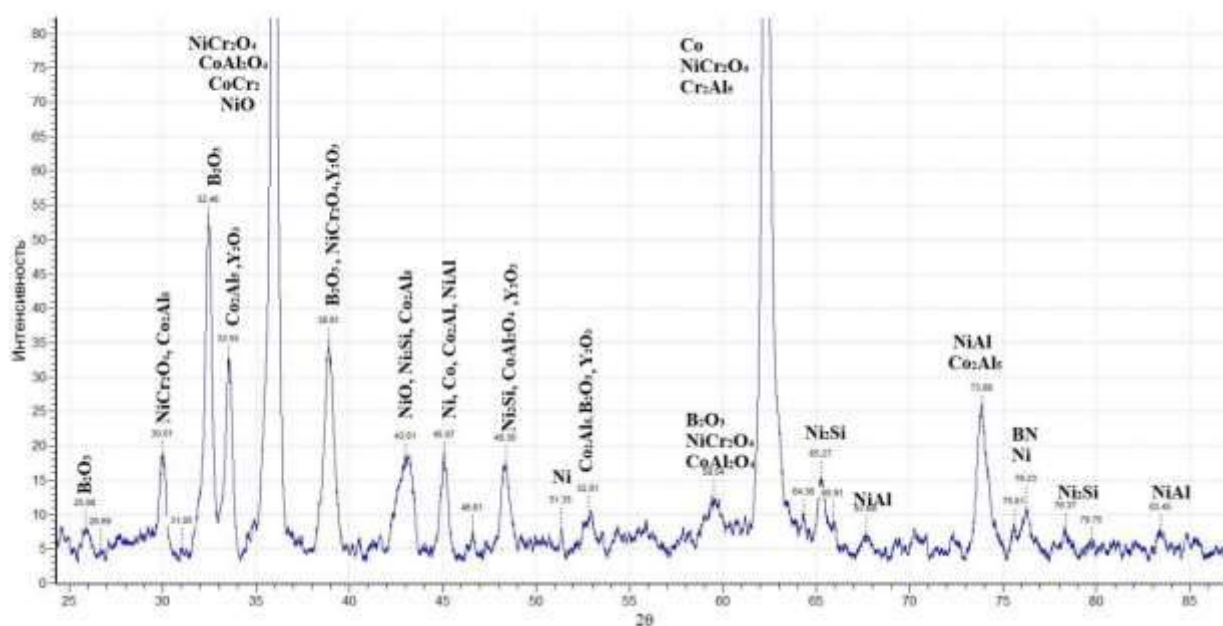


Рисунок 3.26 – Дифрактограма покриття складу №1 (КНА-82+Ni-Y) після високотемпературної витримки 50 годин

При окисленні цих фаз з'являються оксиди нікелю NiO і бору B_2O_3 . Відповідно до літературних джерел [109] оксид нікелю утворюється, починаючи з температури вище 500 °С і є термічно стійкою фазою до 1682 °С. Плівка оксиду нікелю захищає метал від подальшого окислення.

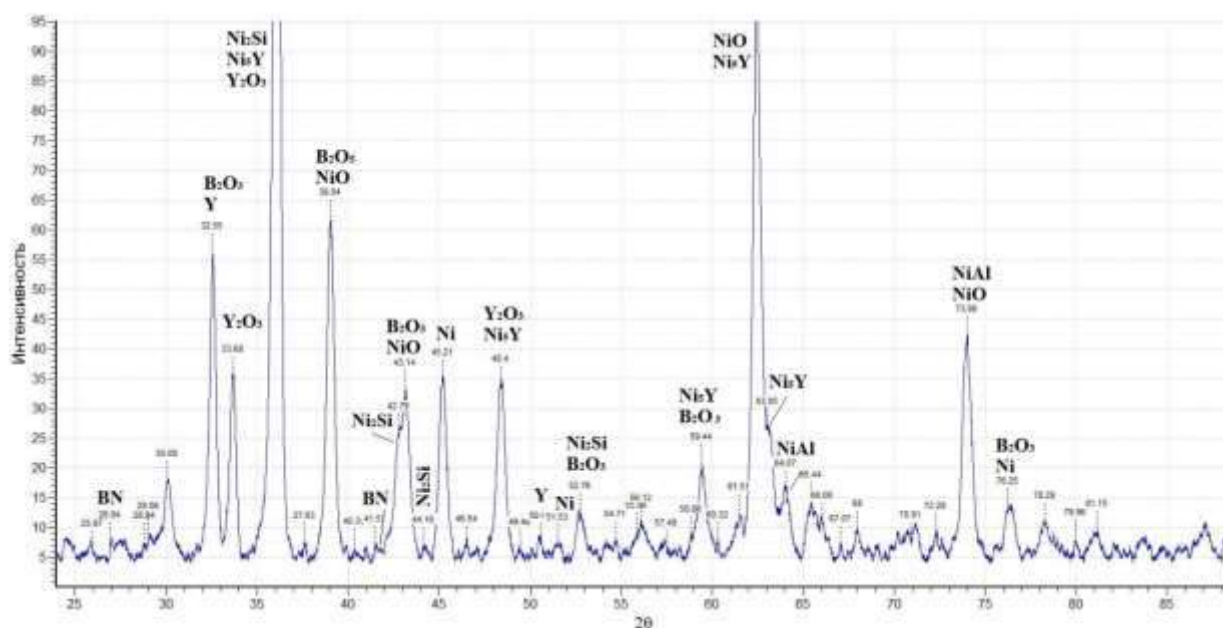


Рисунок 3.27 - Дифрактограма покриття складу №1 (КНА-82+Ni-Y) після високотемпературної витримки 100 годин

Ітрій на повітрі покривається оксидною плівкою при $t=425\text{ }^{\circ}\text{C}$; інтенсивне окислення відбувається при $t=750\text{ }^{\circ}\text{C}$ [109].

Нітрид бору інтенсивно окислюється при температурі $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ і витримці 60 годин з утворенням оксиду бору B_2O_3 ; при цьому при температурі $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ відбувається інтенсивне окислення з виділенням азоту.

Таким чином, можливість утворення фаз NiO , Y_2O_3 і B_2O_3 підтверджується літературними джерелами [109, 110].

Як доводить порівняльний аналіз (див. рис. 3.26, 3.27) після витримки 50 і 100 годин процес окислення нітриду бору не вичерпується до кінця при 50 годинах випробувань, інтенсивність ліній нітриду бору слабшає при більш тривалій витримці (100 годин), коли його стає ще менше. На дифрактограмах (див. рис. 3.27) виявлена фаза високотемпературного оксиду ітрію Y_2O_3 у кількості, що перевищує вміст цієї фази у вихідному стані, при цьому лінії ітрію слабшають вже при витримці 50 годин, тобто окислення ітрію відбувається більш прискорено, ніж окислення нікелю й нітриду бору. Після високотемпературних випробувань фази Ni_2Si , NiAl , Ni_5Y зберігаються в покритті в невеликій кількості, як і у вихідному стані. Виявлені лінії фази із

сильними лініями, яким відповідають міжплощинні відстані з $d_{\text{HKL}}=0,296; 0,249$ і $0,230$ нм, ідентифікувати дану фазу не вдалося.

Аналогічну картину за складом фаз виявлено в покритті складу №2 (рис. 3.28, 3.29). Необхідно зазначити, що у покритті із чистим ітрієм фазу Ni_5Y не вдалося виявити навіть після довготривалих високотемпературних випробувань. У покритті складу №2 при випробуванні на термостійкість при 1100°C (50 і 100 годин) виявлена фаза $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, що є стійким високотемпературним оксидом ($t_{\text{пл}}=2043^\circ\text{C}$)

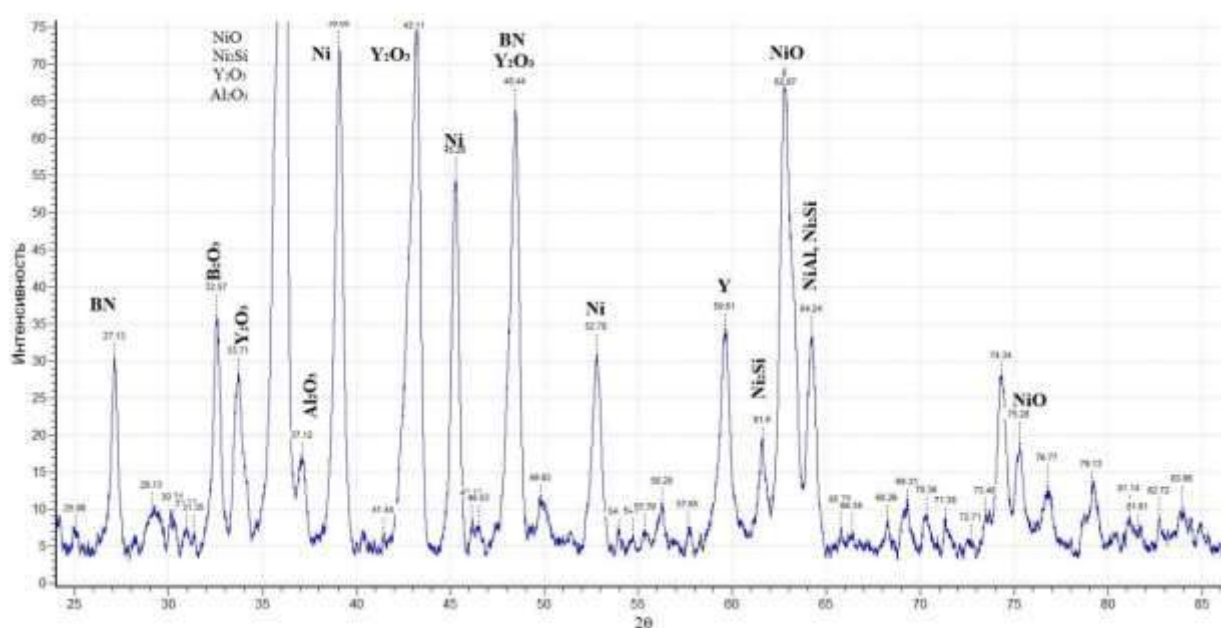


Рисунок 3.28 - Дифрактограма покриття складу №2 (KHA82+Y) після високотемпературної витримки 50 год

Оксид алюмінію $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ модифікації корунду має складну ромбодричну ґратку із двошаровим щільним пакуванням з іонів кисню, в октаедричних порожнинах в ґратці розміщені атоми алюмінію. Збільшення тривалості витримки до 100 годин приводить до істотного зменшення вмісту Ni і нітриду бору. Зберігаються фази Ni_2Si і NiAl , остання в невеликій кількості.

Плівка оксиду Al_2O_3 , яка утворюється в процесі окислення, має високу щільність і гарно захищає поверхню покриття від подальшого негативного впливу корозійного середовища при підвищенні температури.

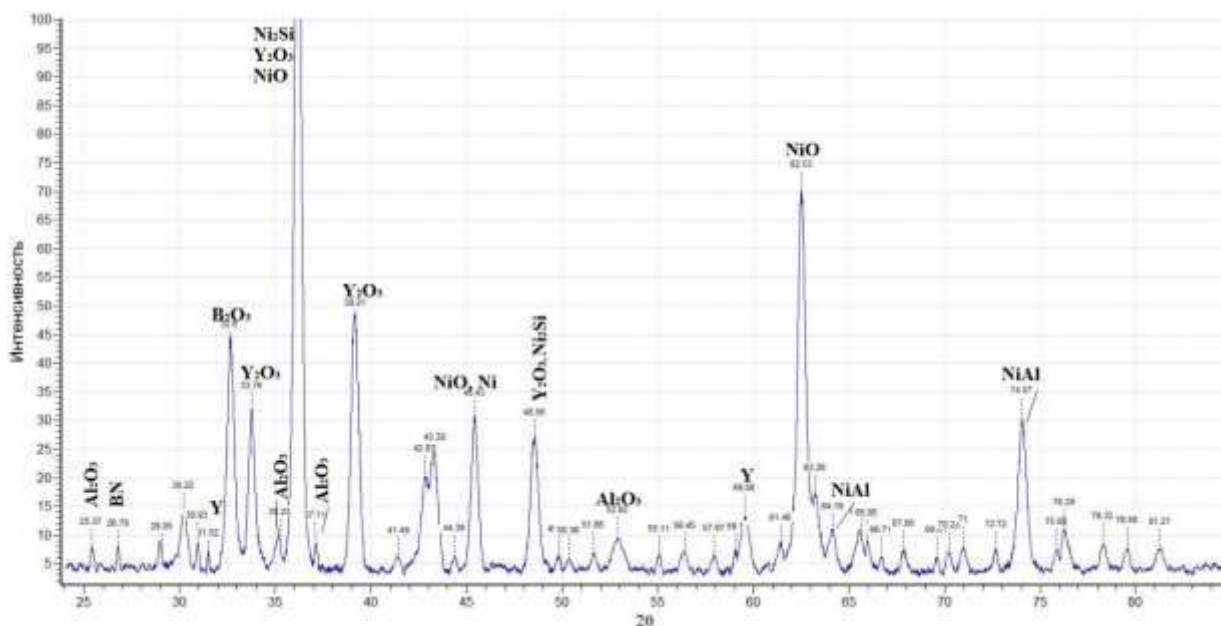


Рисунок 3.29 - Дифрактограма покриття складу №2 (КНА82+Y) після високотемпературної витримки 100 год

При довготривалій витримці адгезія оксидних плівок із матеріалом покриття зменшується, що може привести до їх руйнування. Введення ітрію дозволяє підвищити адгезію із покриттям, формування оксидів Y_2O_3 підвищує захисні властивості оксидної плівки. Показано [95], що наявність ітрію в покритті приводить до зниження активності кисню, а плівка Y_2O_3 виконує роль бар'єру при окисленні. Оксиди Y_2O_3 і Al_2O_3 мають поступову зміну ТКЛР по товщині – від значень для оксидів на поверхні до значень матриці і запобігає розтріскуванню [35].

Дослідження фазового складу покриття №3 (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y) після випробування при температурі 1100 °C і часу витримки 50 і 100 годин довело (рис. 3.30 3.31), що в якісному відношенні фазовий склад однаковий, є відмінні риси в кількісному співвідношенні фаз. Зменшуються інтенсивності ліній нікелю й кобальту, особливо при витримці 100 годин, значно слабшають лінії фази нітриду бору вже при витримці 50 годин, виявлена фаза B_2O_3 .

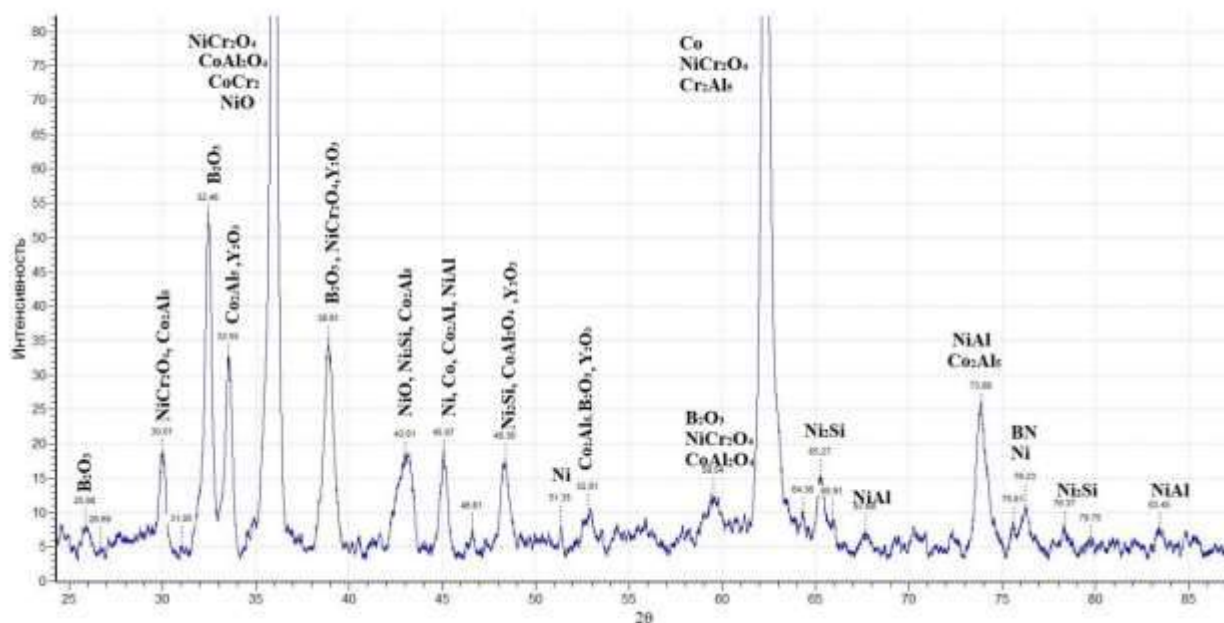


Рисунок 3.30 – Дифрактограма покриття складу №3 (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y) після високотемпературної витримки 50 годин

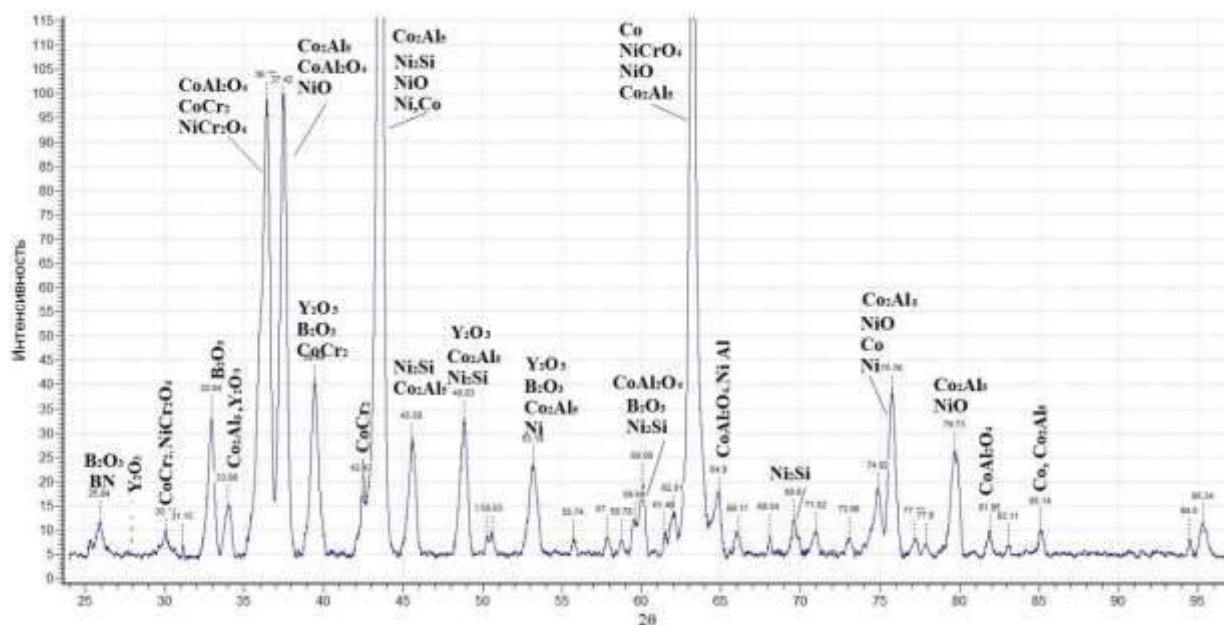


Рисунок 3.31 – Дифрактограма покриття складу №3 (КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y) після високотемпературної витримки 100 годин

Кількість фази NiO у порівнянні з її вмістом в покриттях складів №1 і №2 зменшилась. При збільшенні вмісту хрому до 19 %, кількість подвійного оксиду $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ (NiCr_2O_4) збільшується за рахунок зменшення фази NiO. Фази Co_2Al_3 ,

CoCr_2 , Ni_2Si , які виявлені при дослідженні покриття №3 у вихідному стані (рис. 3.25), зберігаються і після витримки при температурі 1100 °С.

У покритті №3 окрім оксиду Y_2O_3 присутні також подвійні оксиди на основі кобальту й алюмінію $\text{CoO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (CoAl_2O_4), а також NiCr_2O_4 , які утворюються в процесі витримки при 1100 °С. Ймовірність утворення шпінелі при високотемпературному випробуванні була перевірена на чистій системі ВКНА з більшим вмістом алюмінію (до 30 %). При витримці 50 годин крім фаз NiO і NiAl виявлені сильні лінії фази подвійного оксиду $\text{NiO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (NiAl_2O_4) та фази $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (рис. 3.32).

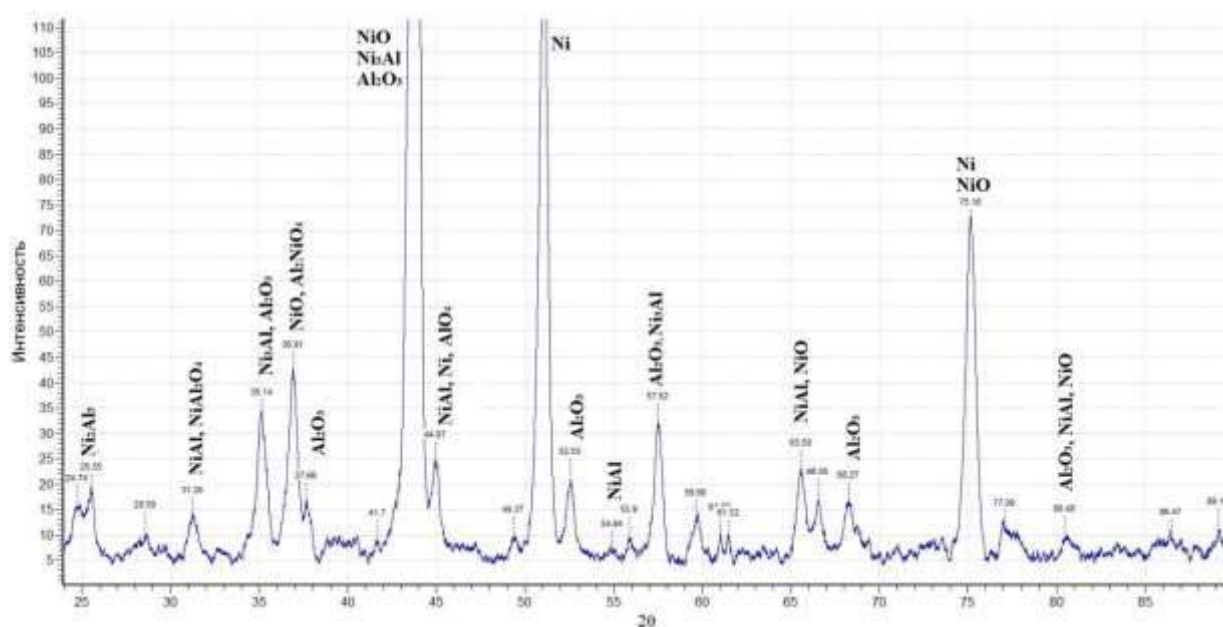


Рисунок 3.32 – Дифрактограма ВКНА після високотемпературної витримки 50 годин

Оксид Al_2O_3 у покритті №3 не виявлений, можливо внаслідок того, що при великому вмісті (до 39 %) Co відбувається інтенсивне утворення подвійного оксиду – шпінелі $\text{CoO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (CoAl_2O_4). Наявність високотемпературних складних оксидів (шпінелей) в покритті має забезпечувати задовільні теплозахисні властивості.

Таким чином, отримані дані дозволили встановити особливості структуроутворення в ущільнювальних покриттях експериментальних складів як під час нанесення, так і в процесі експлуатації. Виявлено, що інтерметаліди

Ni_2Si , NiAl , Ni_3Al , які присутні в покриттях складів №1, 2, 3 зберігаються й після високотемпературних випробувань, а також фази Co_2Al_5 і CoCr_2 у покритті №3. Високотемпературний оксид Al_2O_3 у покритті №2 є термостабільним і при температурі 1100 °С, що в подальшому буде позитивно впливати на жаростійкість даного покриття. Виявлено фази хімічної сполуки Ni_5Y , як у вихідному стані, так і після високотемпературних випробувань утворюється тільки при одержанні лігатури нікелю з ітрієм, що, ймовірно, пов'язано з тим, що розчинність ітрію в твердому розчині незначна (0,2 ат.%) і тому починають формуватись хімічні сполуки. В процесі високотемпературних випробувань у всіх покриттях відбувається істотне окислення нікелю, а також нітриду бору з утворенням оксидів NiO і B_2O_3 . В покритті №3 з більшим вмістом Co і Cr після високотемпературних випробувань утворюються оксиди CoAl_2O_4 і NiCr_2O_4 , які позитивно впливають на стійкість покриттів до газової корозії.

3.4 Оцінка теплофізичних характеристик матеріалів покриттів

Оскільки, під час експлуатації авіаційного двигуна матеріали працюють в умовах зміни температур в широкому діапазоні, необхідно було дослідити вплив легування на температурний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) покриттів і порівняти його з ТКЛР матеріалів основи, з яких виготовляють деталі ГТД, що підлягають газотермічному напиленню ущільнювальними матеріалами. Очевидно, що при значній різниці в цих коефіцієнтах під час зміни температури на межі поділу покриття – матеріал основи формуються розтягувальні напруження, які можуть призводити до розтріскування ущільнювального покриття і відшаровування його від матеріалу основи. Для зниження величини цих напружень наноситься проміжний шар, що дозволяє зробити більш плавним градієнт напружень на межі покриття – матеріал

основи. Проте, якщо різниця між ТКЛР матеріалів значна, проміжний шар не буде достатньо ефективним для зниження величини сформованих напружень. Також необхідно враховувати, що розвиток фазових перетворень в діапазоні робочих температур двигуна призводить до різкої зміни об'єму фаз і, відповідно, різкої зміни напружень, що знову ж таки, може призвести до розтріскування і руйнування покриттів.

Дослідження зміни ТКЛР проводилось в автоматичному режимі із програмованим нагріванням до температури 950 °С протягом 3 годин та подальшим охолодженням в атмосфері печі. З метою оцінки структурної стабільності матеріалу покриття, при багаторазових теплосмінах, виконували повторне програмоване нагрівання зразків із відеофіксуванням характеру термічного розширення.

Як видно з рис. 3.33, дилатограми покриттів складів №1-№4 мають подібний одна до іншої характер. Для всіх складів фіксується поступове збільшення ТКЛР до температури 650...700 °С із подальшою зміною вигляду дилатометричної кривої, що вказує на певне зменшення об'єму матеріалу. Імовірно, це можна пояснити, як і зазначалось в попередніх розділах, розвитком процесів окислення, появою інтерметалідних фаз і зміною пористості покриттів. Зменшення об'єму пор є енергетично вигідним процесом, оскільки супроводжується зниженням вільної поверхні, що, в свою чергу, може ініціювати розвиток фазових перетворень, пов'язаних з утворенням оксидних, нітридних та інтерметалідних включень.

Зменшення пористості матеріалу покриттів в результаті заповнення вільного об'єму новими утвореннями фаз, в свою чергу, може бути причиною зменшення ТКЛР в інтервалі 700...950 °С (ймовірно, внаслідок додаткового «вприскування» вакансій в мікрооб'єми, що оточують тверду фазу). При повторному нагріванні зразків криві дилатограм повторюють характер кривих для першого етапу нагрівання тільки до температури порядку 550...650 °С. Далі подовження зразків відбувається із дещо більшими значеннями ТКЛР.

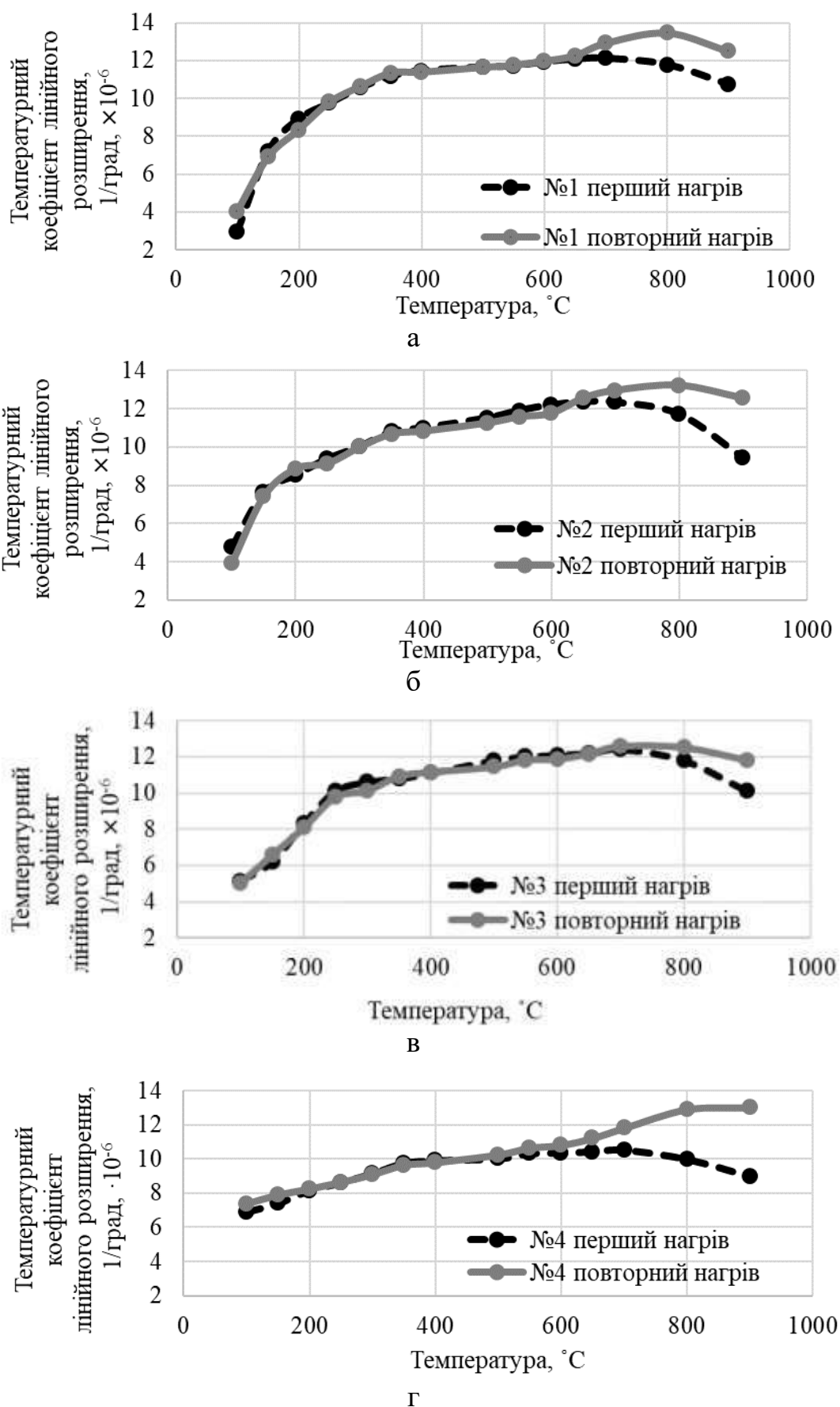


Рисунок 3.33 – Залежність температурного коефіцієнта лінійного розширення покриттів від температури

Все вищенаведене означає, що структурно-фазовий стан матеріалів не стабілізується після достатньо тривалого (протягом 3 годин) першого етапу нагрівання.

В інтервалі 700...950 °C криві повторного нагрівання розташовуються над кривими дилатограм першого етапу, що є свідченням збільшення об'єму матеріалу. Відповідні висновки узгоджуються із інформацією наведеною у розділі 3.3, згідно якої процеси утворення оксидних і інтерметалідних фаз не завершуються навіть після довготривалих високотемпературних випробувань. Тобто на етапі повторного нагрівання, імовірно, відбувається більш повне заповнення міжчастинкових порожнин, що супроводжується навіть збільшенням загального об'єму матеріалу (завдяки виділенням з більшим питомим об'ємом).

При цьому найбільша різниця у значеннях ТКЛР на різних етапах нагрівання спостерігається у покритті складу №4. Приблизно однаковий градієнт ТКЛР має місце у першому та другому складах. Найменша різниця у траєкторіях кривих дилатограм і, відповідно, найвища очікувана структурна стабільність спостерігається у складі №3. Отже, рівень термічних напружень, які виникатимуть в лабіринтних ущільненнях ГТД в процесі багаторазових теплозмін і, відповідно, ймовірність розтріскування або відшаровування покриттів, буде скоріше меншою для матеріалу складу №3.

Оскільки покриття наноситься на деталі ГТД, що виготовляються з різних сплавів, виникла необхідність оцінити на скільки будуть відрізнятись ТКЛР покриття і матеріалу основи під час нагрівання. Досліджували вплив температури на ТКЛР двох сплавів на ЭИ-435 та ЖС-32, що відрізняються за хімічним складом та технологією отримання заготовок (рис. 3.34, 3.35). Було встановлено, що значення ТКЛР цих сплавів мають незначні відмінності, що, імовірно, пов'язано, з тим, що основою цих сплавів є нікель. Відповідно до цього, в сплавах відсутні фазові переходи, що підтверджується формою дилатометричних кривих.

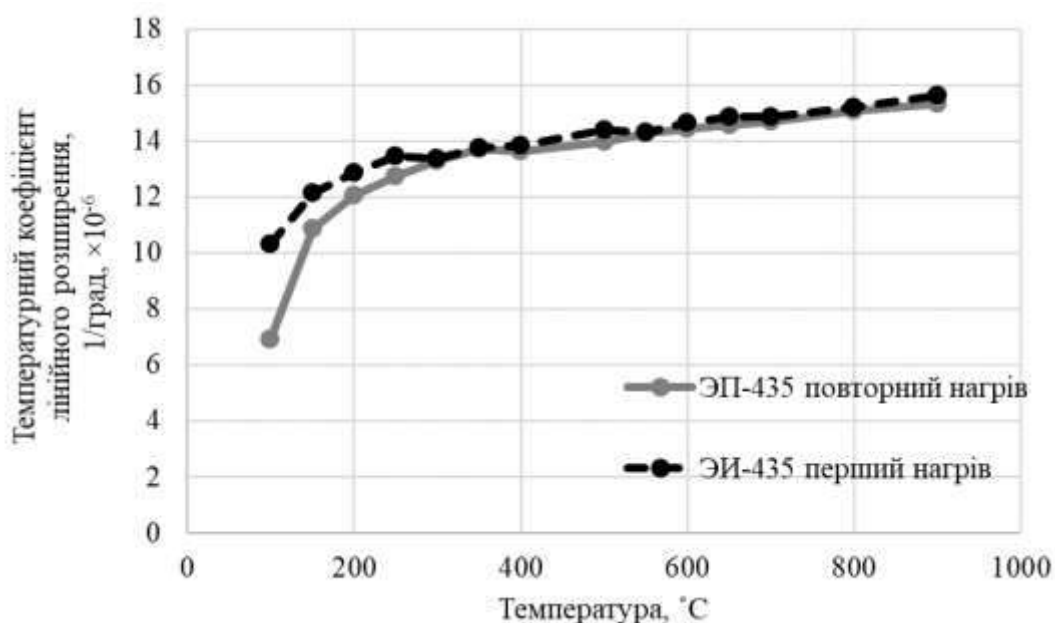


Рисунок 3.34 – Залежність температурного коефіцієнта лінійного розширення сплаву EI-435 від температури

При повторному нагріві значних змін в ході дилатометричної кривої не спостерігається, що свідчить не тільки про відсутність фазових перетворень, а, ймовірно, і про те, що в процесі нагрівання в матеріалі не формуються нові фази, наприклад, оксиди, в тій об'ємній кількості, щоб це було помітно при даному методі досліджень.

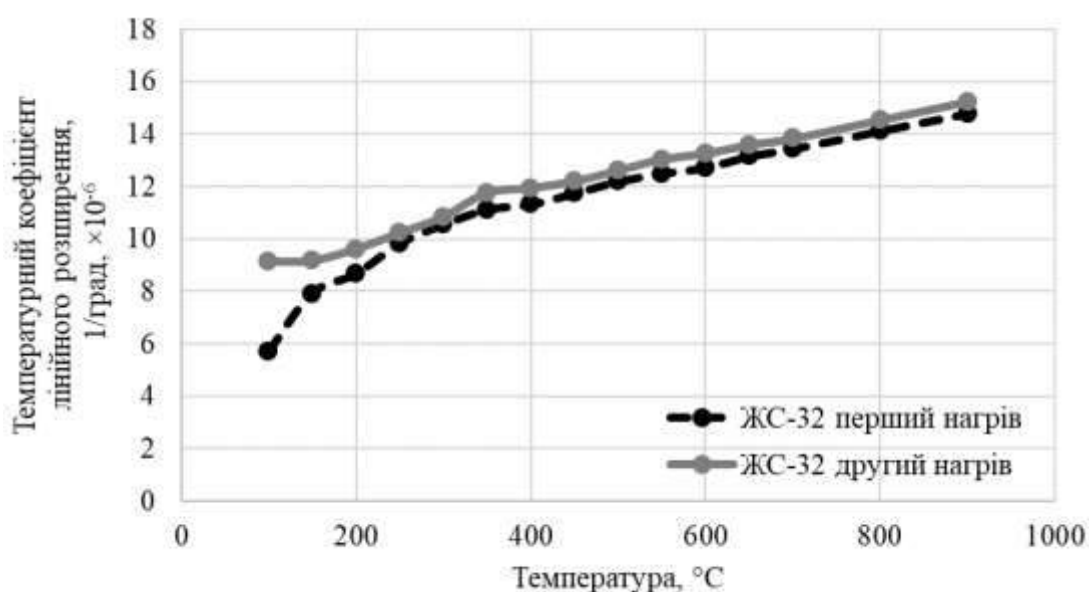


Рисунок 3.35 – Залежність температурного коефіцієнта лінійного розширення сплаву JS-32 від температури

Було встановлено, що введення ітрійвмісних лігатур до порошку КНА-82 позитивно впливає на різницю ТКЛР матеріалів матриці та основи з тієї точки зору, що під час нагрівання різниця між цими показниками у покриттів складів №1-3 менша за покриття складу №4 (рис. 3.36, 3.37).

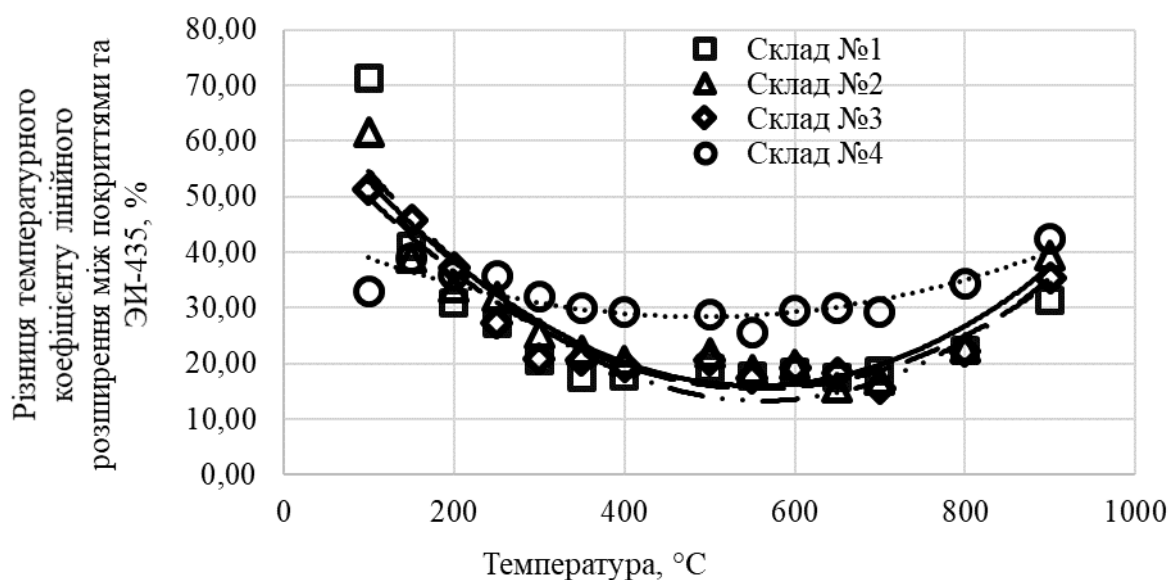


Рисунок 3.36 – Різниця ТКЛР ЕИ-435 та покриттів в залежності від температури

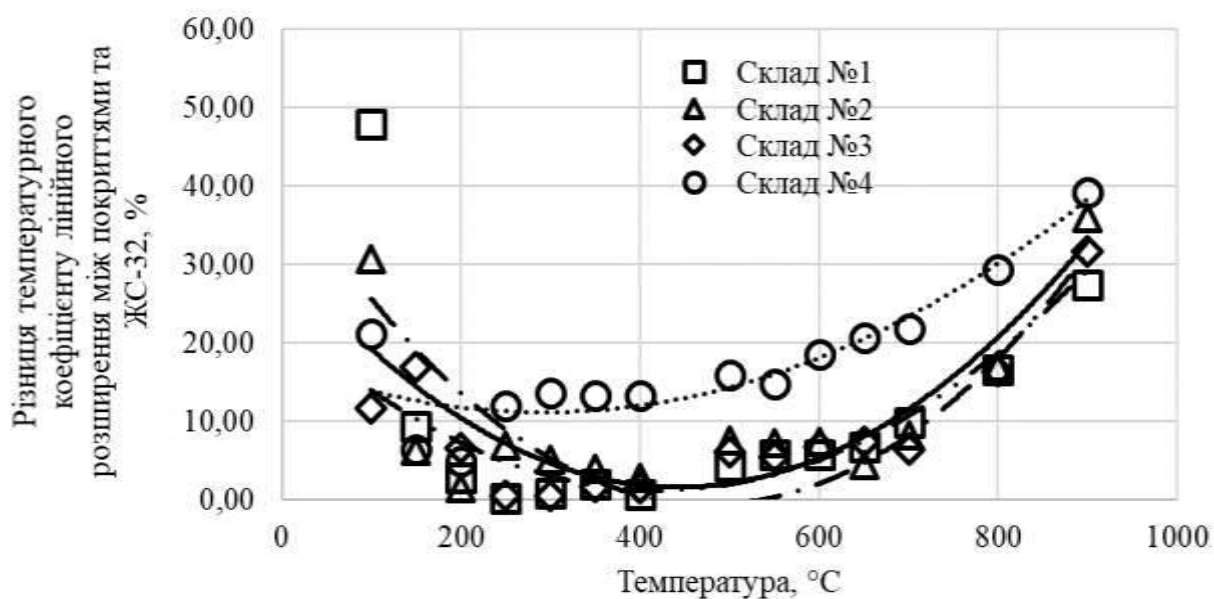


Рисунок 3.37 – Різниця ТКЛР матеріалу основи ЖС-32 та покриттів в залежності від температури

Зниження довговічності теплозахисних покриттів тісно пов'язане з виникненням термічних напружень під час нагрівання-охолодження двигуна внаслідок невідповідності ТКЛР покриття і матеріалу основи, тому зниження різниці між цими показниками дозволяє підвищити довговічність системи матеріал основи - ущільнювальне покриття. Як видно з отриманих даних, зростання робочих температур двигуна призводить до підвищення різниці в ТКЛР і, відповідно, збільшення напружень на границі між покриттям і основою.

Одним з додаткових позитивних аспектів нанесення ущільнювальних покриттів є забезпечення теплозахисної дії, що обумовлює появу додаткових резервів, щодо забезпечення необхідної жароміцності деталей ГТД. Зменшення теплопровідності матеріалів покриттів повинно сприяти підвищенню експлуатаційної стійкості виробів, які можуть експлуатуватися при більш високих температурах. Теплофізичні характеристики напиленого покриття залежать від характеристик базового матеріалу, що напилюють, а також вмісту пор, неметалевих включень, оксидів і інтерметалідів, розподілених в об'ємі створеного покриття. Теплоізоляційні властивості зростають з підвищенням пористості покриттів, але в подальшому це може негативно вплинути на їх жаростійкість (опір газовій корозії) та ерозійну стійкість.

Дослідження теплоємності покриттів дозволило встановити наявність у покритті складу №2 максимуму який відповідає температурі 625 °С, що, імовірно свідчить про фазове перетворення, яке відбувається в діапазоні 550...700 °С (рис. 3.38). Відсутність вразливого максимуму свідчить, що перетворення відбувається не у всьому об'ємі матеріалу, а лише в окремій фазі. Цей фактор в подальшому може негативно вплинути на довговічність покриття, оскільки поліморфні перетворення в фазах на поверхнях поділу основа-покриття ведуть до істотних об'ємних змін, що може призводити до сколювання ущільнювального шару.

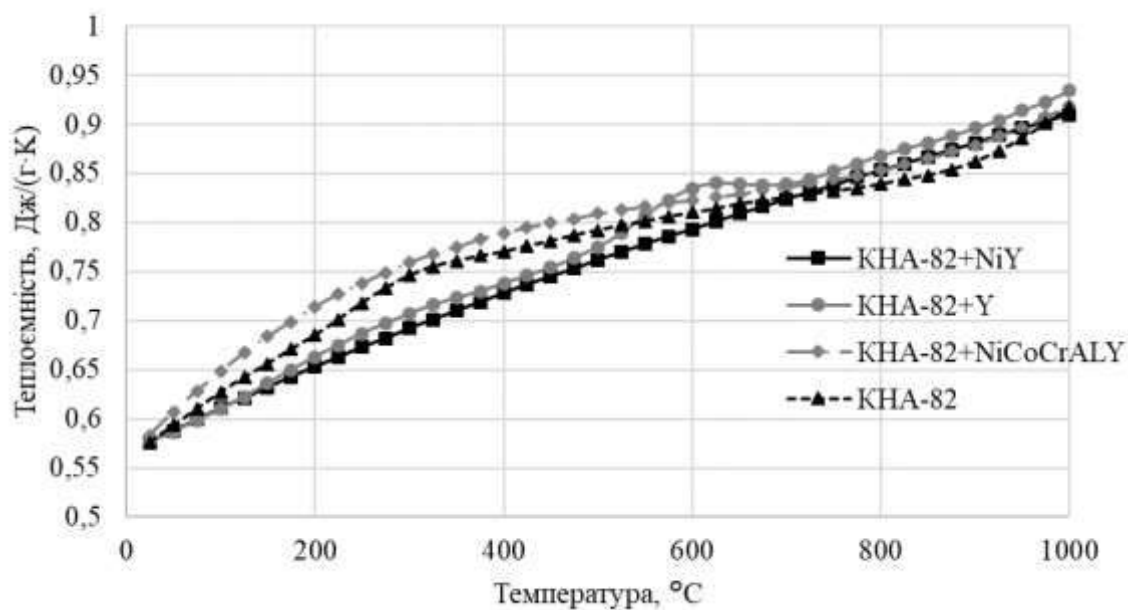


Рисунок 3.38 – Вплив температури на теплоємність покриттів

Як видно з рисунку 3.39 теплопровідність покриттів після додавання лігатур зменшилась. Спостерігається загальна тенденція збільшення теплопровідності зі зростанням температури, що пов'язано із додатковими механізмами теплопровідності через наявність пор в покриттях [111].

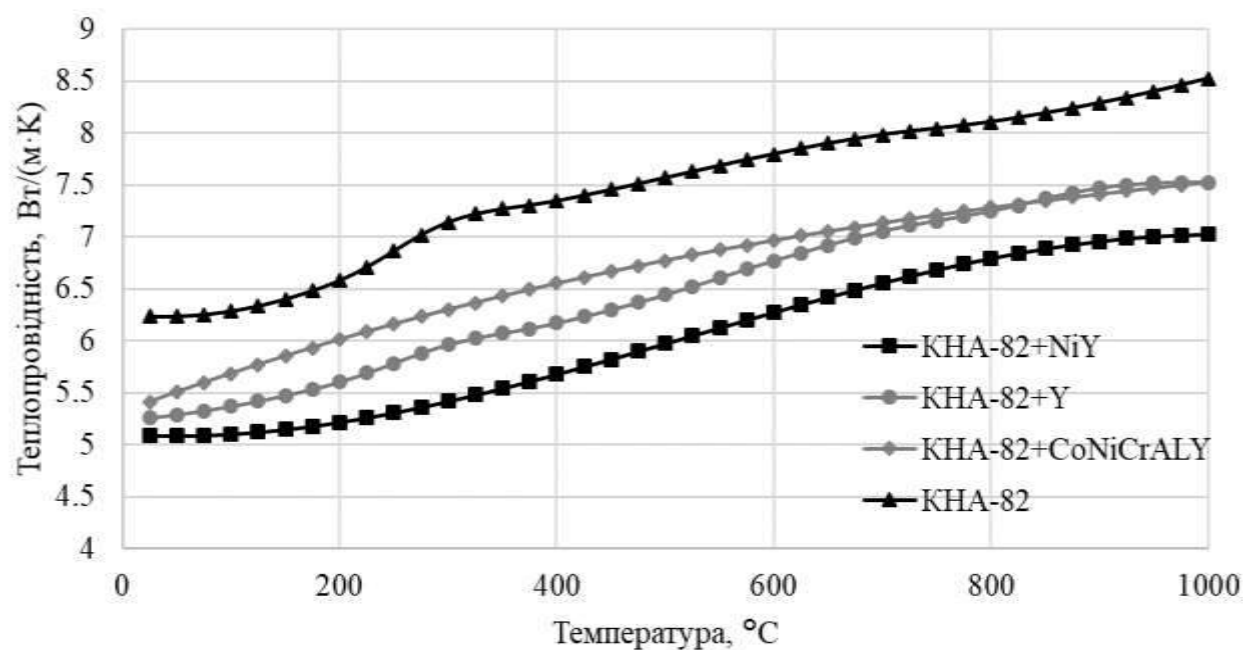


Рисунок 3.39 – Вплив температури на теплопровідність покриттів

Температуропровідність матеріалів, легованих ітрієм, нижча за вихідне покриття KHA-82 (рис. 3.40). Це дозволяє зробити висновок, про позитивний вплив лігатур, що містять ітрій, на теплозахисні властивості ущільнювальних покриттів.

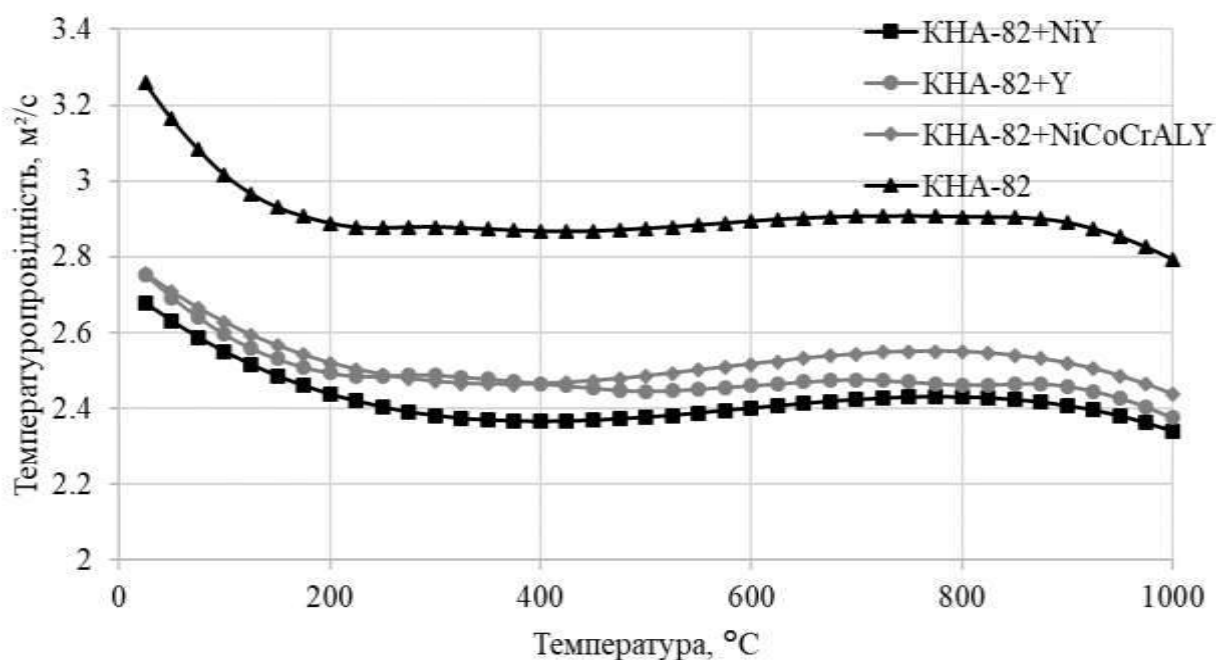


Рисунок 3.40 – Вплив температури на температуропровідність покриттів

Таким чином, отримні дані з впливу лігатур, що містять ітрій, на теплофізичні характеристики покриттів, дозволили встановити, що введення ітрію до складу покриттів знижує різницю в ТКЛР між покриттям та матеріалом основи. Це зменшить величину внутрішніх напружень на межі матеріал основи-покриття і підвищить стійкість покриттів при термоциклюванні. Значного впливу легування на теплоємність не виявлено, хоча отримані дані дозволяють стверджувати, що виявлений максимум в складі №2 свідчить про наявність фазових переходів в матеріалі або формування нової фази, що супроводжується тепловими явищами та підтверджується даними дилатометричних досліджень.

3.5 Висновки

1. Для вирішення поставленої в роботі комплексної задачі розробки ущільнювальних покриттів, які легко припрацьовуються на початкових етапах експлуатації двигуна і здатні зберігати сформовану геометрію під впливом високотемпературного агресивного газового потоку, що викликає руйнування ущільнювального покриття внаслідок дії високотемпературної корозії та механічного ерозійного зношування, було запропоновано використання трьох комбінацій ітрійвмісних лігатур - з монокомпонентом ітрієм (Y), подвійною композицією Ni-Y та зі складною системою Co-Ni-Cr-Al-Y. Введення запропонованих лігатур сприяє покращенню термічної стійкості поверхневих оксидних шарів із одночасною реалізацією контрольованих поетапних фазових перетворень, з виділенням різних за природою оксидних та інтерметалідних сполук, здатних поліпшити ерозійну стійкість та міцності сформованих покриттів.

2. Встановлено, що введення ітрійвмісних лігатур значно впливає на структуру ущільнювального покриття та морфологію напилених частинок. На відміну від вихідного покриття складу №4 (КНА-82), яке характеризується грубою формою частинок та неоднорідним розміром і розташуванням пор, додавання лігатур, що містять ітрій, приводить до подрібнення частинок і зумовлює більш рівномірний розподіл пор. Найбільш сприятливу структуру після газополуменевого наплення мали покриття складу №2 та №3, які характеризувались найменшим розміром частинок та рівномірним розташуванням невеликих за розміром пор за перерізом шліфа.

3. В процесі аналізу впливу легування лігатурами, що містять ітрій, на фазовий склад ущільнювальних покриттів було встановлено, що вже під час нанесення в покриттях всіх складів, формувались інтерметалідні та оксидні фази, які повинні сприяти підвищенню опору газовій корозії та зносостійкості покриттів. На даному етапі кількість цих фаз була незначною, що є позитивним

фактором, оскільки на етапі припрацювання двигуна кількість додаткової твердої складової має бути обмеженою для запобігання інтенсивному зношуванню деталей ротору на початкових етапах експлуатації двигуна.

4. За результатами аналізу високотемпературного впливу на експериментальні покриття було виявлено наявність інтерметалідних (NiAl , Ni_3Al , Ni_5Y , CoCr_2 , Co_2Al_5) та оксидних (B_2O_3 , Al_2O_3 , Y_2O_3) фаз, а також спостерігалось утворення шпінелей (NiCr_2O_4 , CoAl_2O_4), що позитивно впливає на жаро- і зносостійкість покриттів, а також їх ерозійну стійкість. Причому позитивним є саме те, що збільшення кількості цих фаз відбувається вже під час припрацювання покриттів і формування на них контактних доріжок. Отже зношування деталей ротору, що контактують з даними ущільнювальними покриттями на початковому етапі буде мінімальним, а в подальшому поява цих фаз на етапі усталених режимів роботи авіаційного двигуна, сприятиме підвищенню зносо- та жаростійкості досліджуваних покриттів.

5. За результатами досліджень температурного коефіцієнта лінійного розширення встановлено, що для отриманих покриттів характерна зміна траєкторії дилатометричної кривої після повторного нагрівання, що можливо пов'язано з розвитком процесів окислення, появою інтерметалідних фаз і зміною пористості покриттів. Зменшення об'єму пор є енергетично вигідним процесом, оскільки супроводжується зниженням вільної поверхні, що, в свою чергу, і може ініціювати розвиток фазових перетворень, пов'язаних з утворенням оксидних, нітридних та інтерметалідних включень. Відповідно до отриманих результатів, найменша різниця в ході дилатометричних кривих спостерігається в покритті складу №3, що, імовірно, пов'язано з тим, що в структурі отриманого матеріалу під час нагрівання формуються подвійні шпінелі, які мають більш компакту будову. Оцінка різниці ТКЛР матеріалів основи і покриття вказує на незначну різницю між цими величинами, яка може бути зменшена за умови введення запропонованих ітрієвісних лігатур.

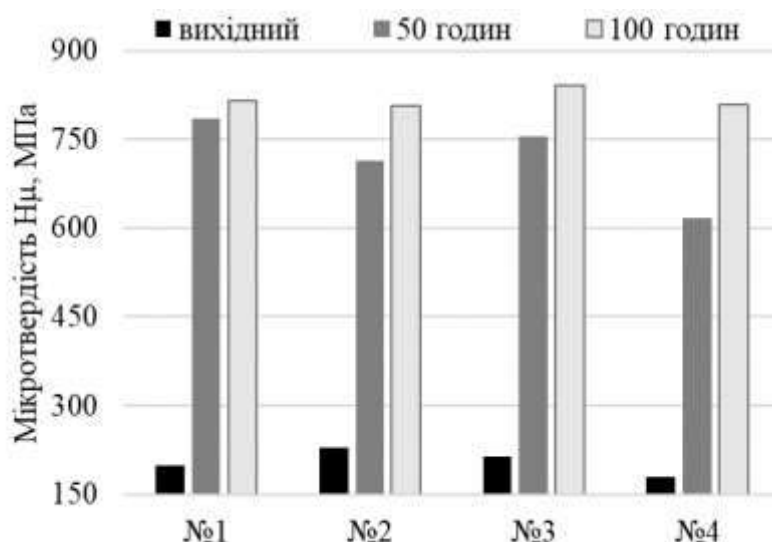
6. При проведенні дослідження теплоємності експериментальних покриттів встановлена наявність максимуму у покритті складу №2, який відповідає температурі 625 °С, що, ймовірно, свідчить про фазове перетворення, що відбувається в діапазоні 550...700 °С. Отриманий максимум є невиразливим, що, можливо, свідчить про те, що перетворення відбувається в окремій фазі (утворення оксиду ітрію). В подальшому це може негативно вплинути на довговічність покриття, оскільки поліморфні перетворення фаз на поверхнях поділу основа-покриття призводять до істотних об'ємних змін, що може призводити до відколювання ущільнювального шару.

7. В результаті визначення тепло- та температуропровідності встановлено тенденцію до зниження цих параметрів при легуванні лігатурами, що містять ітрій, внаслідок формування в об'ємі матеріалу додаткових фаз, що мають низькі характеристики теплоємності та температуропровідності. Ці дані свідчать, що отримані покриття мають більш високі теплозахисні властивості і сприятимуть підвищенню експлуатаційної стійкості деталей статору, ніж в покритті КНА- 82.

РОЗДІЛ 4 ОЦІНКА ВПЛИВУ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СКЛАДУ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ОТРИМАНИХ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ

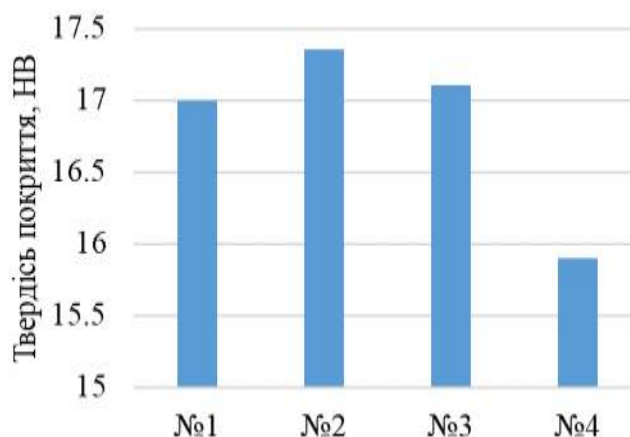
4.1 Особливості механічної поведінки експериментальних покриттів

Оскільки ущільнювальне покриття в процесі роботи двигуна має відповідати таким вимогам як висока припрацьовуваність на початковому етапі та високий опір ерозійному зношуванню під час усталеного режиму, необхідно було визначити як змінюється твердість матеріалу покриття в процесі експлуатації. Було встановлено, що на початковому етапі, без впливу високих температур, покриття мають досить низькі показники мікротвердості та твердості (НВ) (рис. 4.1, 4.2), що, ймовірно, пов'язано з високою пористістю отриманих покриттів, особливостями когезійної взаємодії між частинками покриття та незначним вмістом оксидів та інтерметалідів [112].



№1 – КНА-82+Ni-Y; №2 – КНА-82+Y; №3 – КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y;
№4 – КНА-82

Рисунок 4.1 – Залежність мікротвердості покриттів від складу лігатур та часу витримки при температурі 1100 °С



№1 – KHA-82+Ni-Y; №2 – KHA-82+Y; №3 – KHA-82+Co-Ni-Cr-Al-Y;
 №4 – KHA-82

Рисунок 4.2 – Залежність твердості покриттів від хімічного складу лігатур

Більш висока твердість покриттів, додатково легованих різними складами лігатур, у вихідному стані після напилення обумовлена, по-перше, посиленням дифузійної взаємодії під час формування газотермічних покриттів, по-друге, наявністю після напилення оксидів Al_2O_3 , Y_2O_3 та збереження інтерметалідів Ni_5Y , NiAl , Ni_3Al , Co_2Al_5 , CoCr_2 . Причому, оскільки співвідношення даних фаз в отриманих експериментальних покриттях варіюється, твердість експериментальних покриттів також змінюється (хоча і незначно). Після витримки зразків при температурі 1100°C впродовж 50 та 100 годин мікротвердість зразків значно зростає, що, скоріше, пов'язано з суттєвим збільшенням кількості оксидних та інтерметалідних фаз в структурі. При цьому найвищий рівень мікротвердості після 100 годин витримки фіксується у покритті складу №3, що, скоріше, пояснюється не тільки інтенсивним утворенням складних шпінельних оксидних сполук (NiCr_2O_4 , CoAl_2O_4), а і також існування чисельної кількості різних за природою інтерметалідних сполук (NiAl , Ni_3Al , Ni_5Y , Co_2Al_5 , CoCr_2). Поява додаткових складнорозчинних твердих інтерметалідних частинок та нових міжфазних поверхонь забезпечуватиме реалізацію бар'єрного механізму для рухомих дислокацій і, відповідно, буде сприяти покращенню опору ерозійному зношуванню і жароміцності покриттів в цілому.

Незначний приріст мікротвердості після витримки 100 годин порівняно із 50 годинами скоріше є наслідком окислення окремих нітридних фаз, зокрема BN, в результаті чого в структурі з'являється B_2O_3 і знижується твердість та зносостійкість покриття. Додатковим фактором зменшення інтенсивності зростання мікротвердості є розвиток процесів коагуляції інтерметалідних частинок, які утворились на початку високотемпературної обробки.

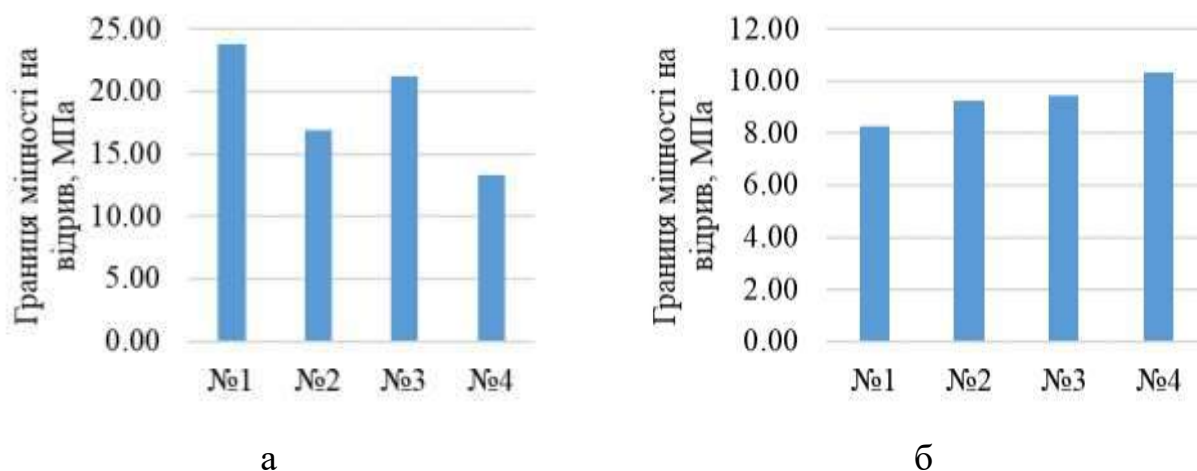
З точки зору експлуатації ущільнювальних покриттів такий характер зміни є найбільш вигідним, оскільки на початку експлуатації покриття при взаємодії з лабіринтним ущільненням або лопаткою турбіни має бути досить м'яким для забезпечення легкої припрацьовуваності поверхонь тертя.

Після того, як в процесі роботи двигуна та взаємодії його роторно-статорних елементів будуть сформовані контури «доріжки», по яких буде відбуватись рух роторних деталей, подальша дія високотемпературного газового середовища буде приводити до реалізації структурно-фазових перетворень з формуванням інтерметалідних фаз та утворенням на поверхні покриттів оксидів і, як наслідок, зростання їх твердості. Відповідне формування оксидних і інтерметалідних сполук, у свою чергу, сприятиме підвищенню опору газовій ерозії.

Оскільки під час взаємодії ротору і статору на ущільнювальне покриття будуть діяти як нормальні, так і тангенціальні навантаження, необхідно було встановити характер адгезійної взаємодії покриттів. Враховуючи, що ущільнювальні покриття наносять на різні жароміцні сплави, досліджували границю міцності на відрив покриттів, нанесених на основи ВЖ-102 та ЭИ-435 (рис. 4.3).

Як видно з наведених значень твердості на стовпчастій діаграмі, матеріал основи значно впливає на адгезійну міцність матеріалу покриття та основи. Найбільш стабільні показники спостерігались у покриттях складу №3. Цілком ймовірно, що при використанні комплексної лігатури Co-Ni-Cr-Al-Y забезпечується найбільш оптимальне співвідношення компонентів у покритті, яке обумовлює таке фазове співвідношення, зокрема, і оксидних фаз Y_2O_5 і

Al_2O_3 при якому реалізується поступова зміна ТКЛР по товщині покриття і більш якісна адгезійна взаємодія із матеріалом основи.



№1 – КНА-82+Ni-Y; №2 – КНА-82+Y; №3 – КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y; №4 – КНА-82, а - основа ВЖ-102; б - основа ЭИ-435

Рисунок 4.3 – Залежність границі міцності на відрив від хімічного складу лігатур

Оскільки, під час експлуатації деталі ГТД зазнають ерозійного впливу газового середовища, були проведені дослідження ерозійної стійкості покриттів (рис. 4.4). Встановлено, що легування досить помітно впливає на опір ерозії.

На рисунку 4.5 представлені результати дослідження впливу легування на опір ерозійному зношуванню. Як видно з наведених даних найбільший опір ерозії демонструють покриття складів №2 і №3, що підтверджується результатами вимірювання твердості зразків. Отримані дані дозволяють припустити, що в подальшому, під час роботи у високотемпературному газовому середовищі ці покриття матимуть більш високий опір газовій ерозії. Це можна пояснити формуванням на поверхні покриттів щільних оксидних плівок та шпінелей, які підвищують їх ерозійну стійкість та позитивно впливають на жаростійкість матеріалу покриття.

а



б



в

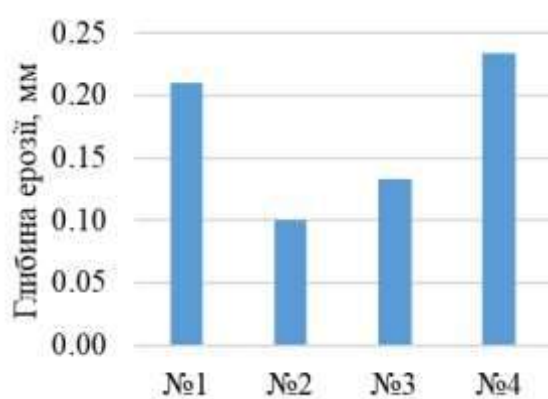


г

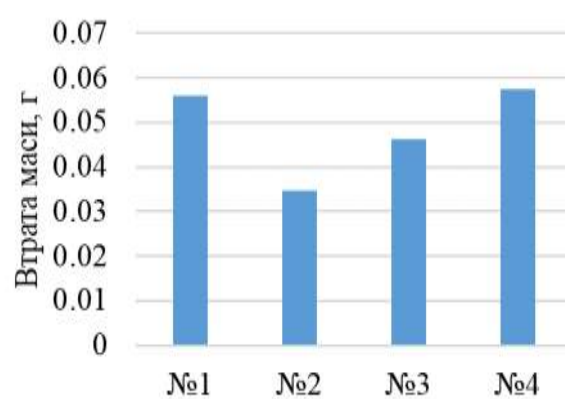


а – КНА-82+Ni-Y; б – КНА-82+Y; в – КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y; г – КНА-82

Рисунок 4.4 – Зовнішній вигляд зразків після досліджень на опір ерозії



а



б

№1 – КНА-82+Ni-Y; №2 – КНА-82+Y; №3 – КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y;
 №4 – КНА-82, а – глибина ерозії; б – втрата маси

Рисунок 4.5 – Залежність опору ерозії покриттів від лігатури

Таким чином, за результатами дослідження механічних та експлуатаційних характеристик слід зазначити, що найбільш повно функціональним вимогам відповідає покриття складу №3, яке відзначається невисоким вихідним рівнем твердості, необхідним для припрацьовування виробів на початковому етапі роботи та володіє здатністю до контрольованого збільшення цих показників вже на усталених режимах експлуатації двигуна. Також покриття складу №3 переважає інші матеріали покриттів за показниками експлуатаційних характеристик, зокрема, характеризується задовільною ерозійною стійкістю та адгезійною міцністю.

4.2 Оцінка триботехнічних характеристик ущільнювальних теплозахисних покриттів в умовах дії критичних навантажень

Властивості й працездатність покриттів на основі нікелю, з погляду на опір зношуванню, суттєво залежать від формування в покритті певної структури з наявністю складнорозчинних дисперсних частинок, оксидів, нітридів і інтерметалідів, що може значно підвищити можливі температурні режими експлуатації та ерозійну стійкість деталей, що працюють в умовах високотемпературного газового середовища. У роботах [112-114] було показано, що в процесі газополуменевого нанесення покриттів, що відрізняються за складом, формувались інтерметаліди різного типу, що теоретично відрізняються за опором зношуванню. Відсутність чіткої інформації про вплив фаз, що утворюються, на опір покриттів високотемпературному зношуванню обумовило необхідність встановлення особливостей прояву триботехнічних характеристик покриттів досліджуваних складів в експлуатаційних умовах роботи вузлів тертя [112-121].

З урахуванням загальноприйнятих методологічних підходів [122] до оцінки триботехнічних характеристик вузлів тертя, для встановлення характеру

поведінки ущільнювальних покриттів з різним складом лігатур, що використовувалися при газополуменовому нанесенні покриттів, у лабораторних умовах проведені порівняльні випробування матеріалів на зносостійкість.

4.2.1 Дослідження триботехнічної поведінки покриттів в умовах дії критичних навантажень

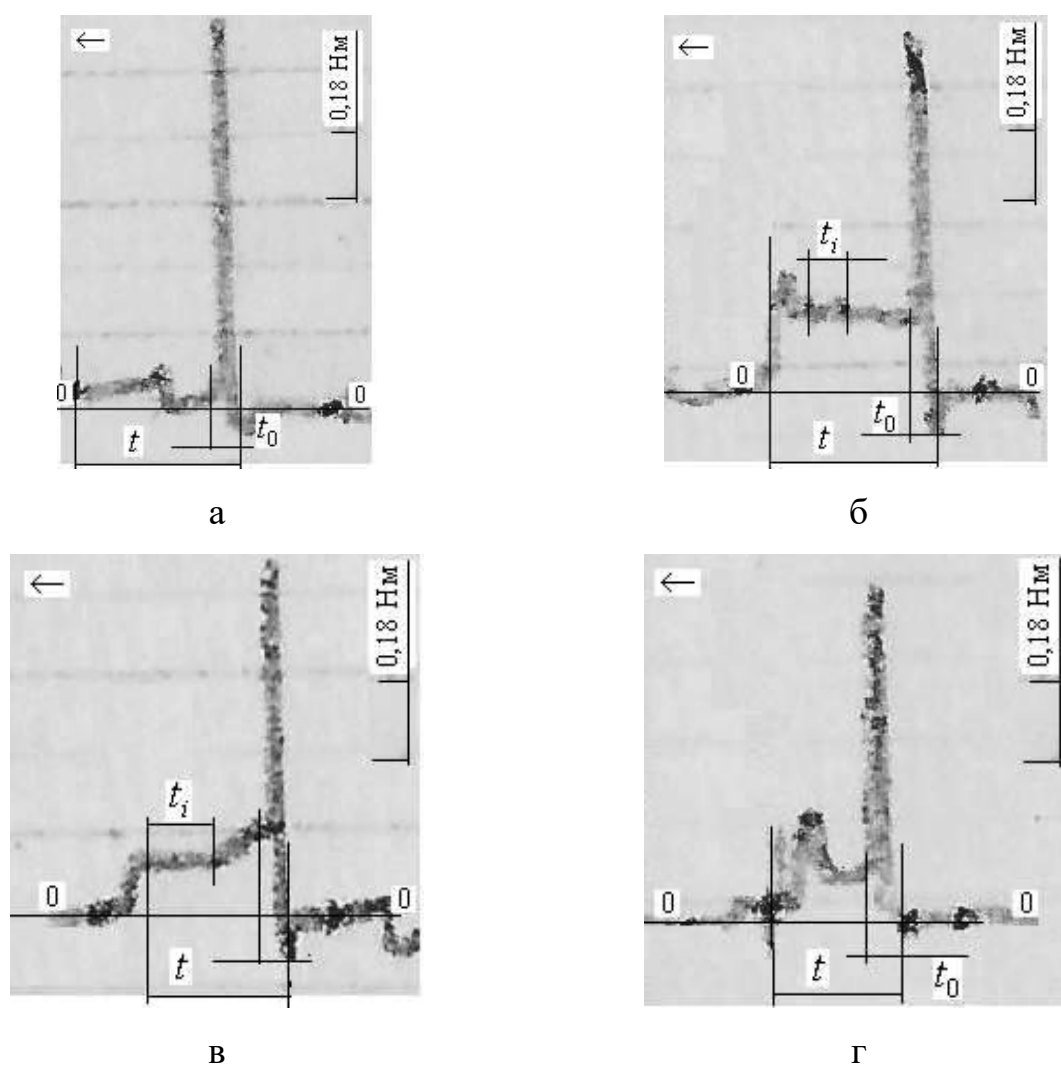
Триботехнічні випробування проводились за схемою тертя «диск, що обертається, з зубчастим профілем - нерухома пластина з покриттям», що моделювало контактну взаємодію елементів рухомого трибоз'єднання «ротор (лабіринтне ущільнення) - статор» силового блоку газотурбінної установки. Саме виконання жорсткого зубчастого профілю на диску та покриття на пластині при їх контактній взаємодії під дією початкових нормальних навантажень дає можливість моделювання формування щільності фрикційного зв'язку між поверхнями тертя, що відтворює фізичну сутність процесів досліджуваного вузла та обумовлює ознаки новизни запропонованої методики. Крім того, з урахуванням швидкоплинності врізання диску в матеріал покриття окрім коефіцієнта тертя μ додатково запропонована нова сукупність триботехнічних та геометричних параметрів, що відображають якість формування контакту і прояв властивостей розроблених покриттів: тривалість фрикційної взаємодії t ; час активного зношування t_0 ; питомий час максимального опору при зрушенні t_0/μ_{max} ; питомий час сталості максимального коефіцієнта тертя $\bar{t}_i/\mu_{max}$; питомий час сталості мінімального коефіцієнта тертя $\bar{t}_i/\mu_{min}$; енергетична інтенсивність зношування за масою I_m , що приведена до умов експерименту; в якості геометричних параметрів - коефіцієнт ущільнення K_y ; коефіцієнт ширини контакту K_{ui} ; умовна площа сформованого ущільнювального контуру модельного трибоз'єднання S_y . У запропонованій методиці реалізована схема двовимірного навантаження

матеріалів за рахунок дії нормальної статично та динамічно діючої притискної сили на пластину з покриттям, та сили тертя у тангенціальному напрямку, за рахунок обертання диска. Така схема надавала можливість визначити характер зв'язків між частинками, а також самих покриттів з матеріалом основи безпосередньо, та обумовлювала протікання процесів поверхневих та об'ємних руйнувань.

Дослідження здійснювались методом фізичного моделювання процесу формування ущільнювального контуру у рухомому трибоз'єднанні на малогабаритних зразках. Випробування на зносостійкість проводились в два етапи, з відтворенням особливостей контактної взаємодії поверхонь на початку формування ущільнювального контуру під час запуску газотурбінної установки.

Основними задачами першого етапу випробування було визначення характеру поведінки матеріалів під дією критичних навантажень з максимальних (72...102 Н) до мінімальних (11,9 Н) без урахування впливу можливих структурно-фазових перетворень, обумовлених високотемпературним нагріванням. Тобто, на цьому етапі, дослідження проводились на зразках одразу після газополуменевого напилення без додаткової термічної дії, яка б імітувала роботу покриттів в умовах тривалої дії розігрітого газового потоку під час експлуатації двигуна. Діапазон максимальних навантажень визначався геометричними розмірами зразків-пластин, що встановлювались в утримувач та були початково навантажені притискним зусиллям у відповідності з співвідношеннями елементів конструкції навантажувального пристрою машини тертя СМЦ-2. Остаточне навантаження на зону контакту визначалось постійною масою навантажувальної каретки машини тертя. Основний акцент було зосереджено на моделюванні умов контактної взаємодії поверхонь малогабаритних зразків при їх навантаженні у визначеному діапазоні. Це дозволило отримати масив даних, щодо прояву властивостей покриттів та узагальнену оцінку значень триботехнічних і геометричних параметрів на підставі висунутих вимог.

Відповідна сукупність вимог розглядається як гіпотеза комплексного прояву властивостей покриттів при формуванні ущільнювального контуру. Відмінною рисою випробувань було те, що час дослідів примусово не обмежувався. Кожний дослід призупинявся на етапі візуалізації наближення поверхні диску безпосередньо до матеріалу пластини. Трибограми, які відображали характер поведінки структур покриттів складів №1-4 наведено на рис. 4.5.



а - склад №1; б - склад №2; в - склад №3; г - склад №4;

t - загальний час випробування зразка, с; t_0 - час активного зношування (прояв миттєвої інтенсивності зношування), с; t_i - час опору, що встановився, обертання, с; (0 – 0) - нульове значення опору обертання; ← - напрямок вирахування часу випробування.

Рисунок 4.5 - Трибограми випробування покриттів

На другому етапі проводили випробування на зносостійкість покриттів в умовах дії гранично малих (9,8 Н) одноступеневих навантажень за двома стадіями. Більш детально це наведено нижче за текстом.

Для кількісної оцінки розглянутого процесу зношування використовували середню енергетичну інтенсивність зношування за масою I_m . Ця характеристика зношування поряд з лінійною та об'ємною інтенсивністю зношування на відповідному напрямку тертя часто застосовується при дослідженні трибологічного стану вузлів тертя, наприклад, для оцінки фрикційних матеріалів накладок гальмівних механізмів [123]. У розглянутому контакті класичне [124, 125] визначення обраної характеристики, що передбачає відношення втрати маси до загальної роботи сил тертя, неприйнятне, у зв'язку з тим, що зношування було нерівномірним за часом випробувань. Це визначалось різними значеннями сил тертя на різних стадіях врізання, що підтверджувалось зовнішнім виглядом отриманих трибограм. Сам цикл зношування покриття наводиться двостадійним. Причому перша стадія обумовлена поширенням градієнту максимальної сили тертя спокою при зрушенні, при якому має місце прояв миттєвої інтенсивності зношування [126], а друга стадія проявом сил тертя руху, що обумовлює середню інтенсивність зношування.

За основу для розрахунково-експериментальної оцінки середньої енергетичної інтенсивності зношування покриттів за масою відповідно до ГОСТ 10851-94 [127] використаний вираз (4.1), який з урахуванням особливостей описаного циклу зношування перетворюється у вираз (4.3) у такий спосіб.

$$I_m = \frac{10^6 (m - m_1)}{f_{cp} \cdot N \cdot L}, \text{мкг} \cdot \text{Дж}^{-1}, \quad (4.1)$$

де m - маса зразка до випробувань, г;

m_1 - маса зразка після випробувань, г;

f_{cp} - середнє арифметичне значення коефіцієнтів тертя за цикл випробування;

N - зусилля притискання зразка, Н;

L - шлях тертя за весь цикл випробування, м.

Вираз (4.1) з урахуванням можливих значень коефіцієнтів тертя можна представити в наступному вигляді:

$$I_m = \frac{10^6 (m - m_1)}{f_{cp} \cdot N \cdot L} = \frac{2(m - m_1)}{(f_1 + f_{2cp}) \cdot N \cdot L}, \text{мг} \cdot \text{Дж}^{-1} \quad (4.2)$$

де f_1 - коефіцієнт тертя спокою;

f_{2cp} - середнє арифметичне значення коефіцієнтів тертя за другу стадію циклу випробування.

Тоді, з урахуванням визначення роботи сил тертя на кожній стадії зношування, інтенсивність зношування визначиться відповідно до виразу:

$$I_m \approx \frac{2\Delta m}{N_1 \cdot L_1 \cdot f_1 + \frac{N_2}{n} \cdot \sum_{i=1}^n f_j \cdot L_j}, \text{мг} \cdot \text{Дж}^{-1} \quad (4.3)$$

де Δm - масове зношування покриття, мг;

f_j - поточне значення коефіцієнта тертя ковзання на другій стадії циклу;

L_j - шлях тертя, на якому проявляється коефіцієнт тертя f_j , м;

n - кількість ділянок трибограми шляху тертя зі значимим значенням коефіцієнта тертя f_j ;

N_1 - максимальне зусилля притискання зразка-пластини при зрушенні, Н;

N_2 - залишкове зусилля притискання зразка-пластини, Н;

L_1 - шлях тертя, на якому проявлявся градієнт дії максимальної сили притискання, м.

Отриманий вираз не порушує фізичну сутність енергетичної інтенсивності зношування, однак являє собою не абсолютний, а відносний оціночний характер її можливої зміни. Це пояснюється тим, що не розкривається інтегральна робота сили тертя при градієнтному зменшенні сили

притиснення. Однак запропонований підхід дозволяє здійснити порівняльну оцінку процесу зношування досліджуваних покриттів з урахуванням особливостей контактної взаємодії. Якість ущільнення, створюваного контактною взаємодією, пропонується оцінювати показником K_y , що визначає відношення середньої площі перетину профілю утвореного в покритті S_k і середньої площі перетину виступу профілю диска S_d на глибині максимального врізання (4.4). Відповідно за умови, коли $K_y \rightarrow 1$ розроблений склад буде забезпечувати найбільш якісне ущільнення:

$$K_y = \frac{S_k}{S_d} = \frac{a_{cp} + b_{cp}}{a_{cp1} + b_{cp1}} = \frac{a_{cp} + b_{cp}}{2 \cdot a_{cp1} + 0,53 \cdot h_{kcp}}, \quad (4.4)$$

де a_{cp} - довжина нижньої основи трапеції профілю в покритті, мм;

b_{cp} - довжина верхньої основи трапеції профілю в покритті, мм;

a_{cp1} - довжина верхньої основи трапеції профілю диска, мм ($a_{cp1}=0,302$ мм);

h_{kcp} - висота трапеції профілю в покритті (глибина врізання диска), мм;
 $0,53=\text{tg}(\alpha/2)$, $\alpha=30^\circ$.

Питомий час сталості коефіцієнта тертя розглядається як стосовно його мінімального, так і максимального значень на відповідних ділянках трибограм (4.5):

$$\frac{\bar{t}}{\bar{f}_{\min}} = \frac{\sum_{i=1}^n t_i}{\sum_{j=1}^m f_{i_{\min}}}, \quad (4.5)$$

де t_i - час опору, що встановився, обертанню, с;

$f_{i_{\min}}$ - мінімальне (максимальне) значення коефіцієнта тертя на відповідній ділянці за час t_i .

У результаті обробки трибограм (див. рис. 4.5) отримано залежність коефіцієнта тертя від часу випробувань, рис. 4.6. При цьому для кожної з

побудованих графічних залежностей відхилення від середніх значень становить $\pm 15 \div 20$ %. У цілому співвідношення полів відхилень вказує на неоднозначність чисельних значень коефіцієнту тертя і можливість виконання індивідуальної оцінки кожного з побудованих графіків.

Аналіз результатів, які наведено на рис. 4.6, свідчить про таке. Процес зношування покриття складу №1 відбувався з низькими значеннями коефіцієнта тертя та малою тривалістю фрикційного контакту, протягом якого триботехнічні характеристики реєструються вимірним устаткуванням.

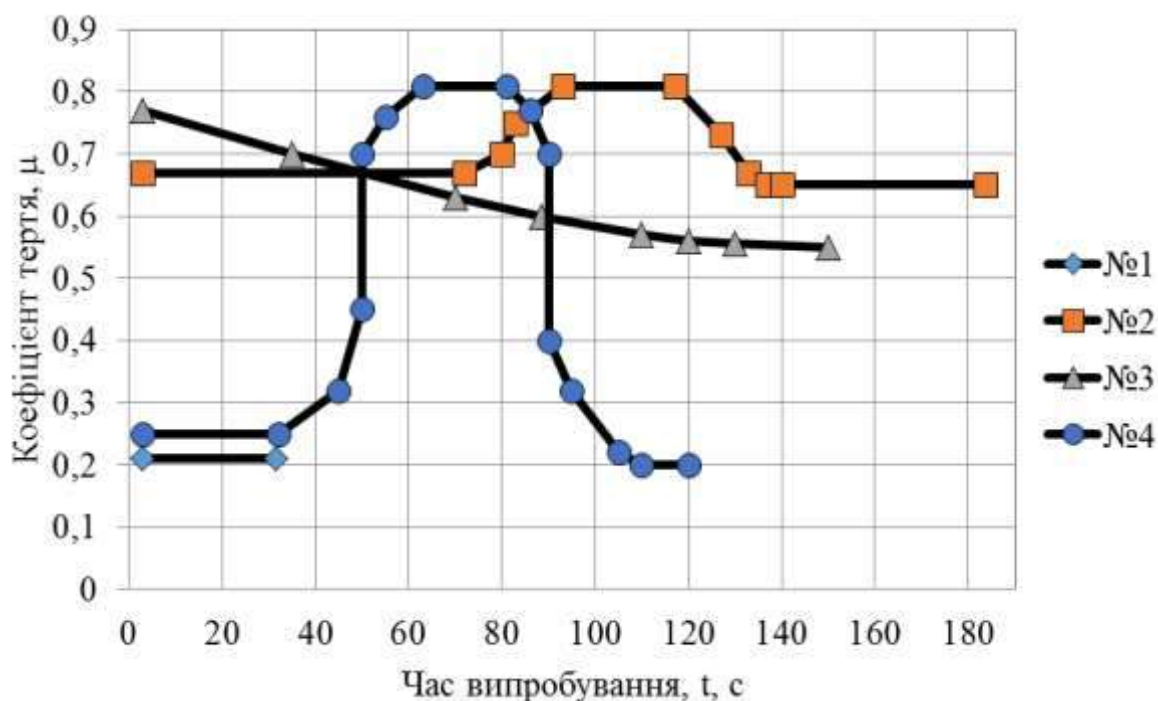
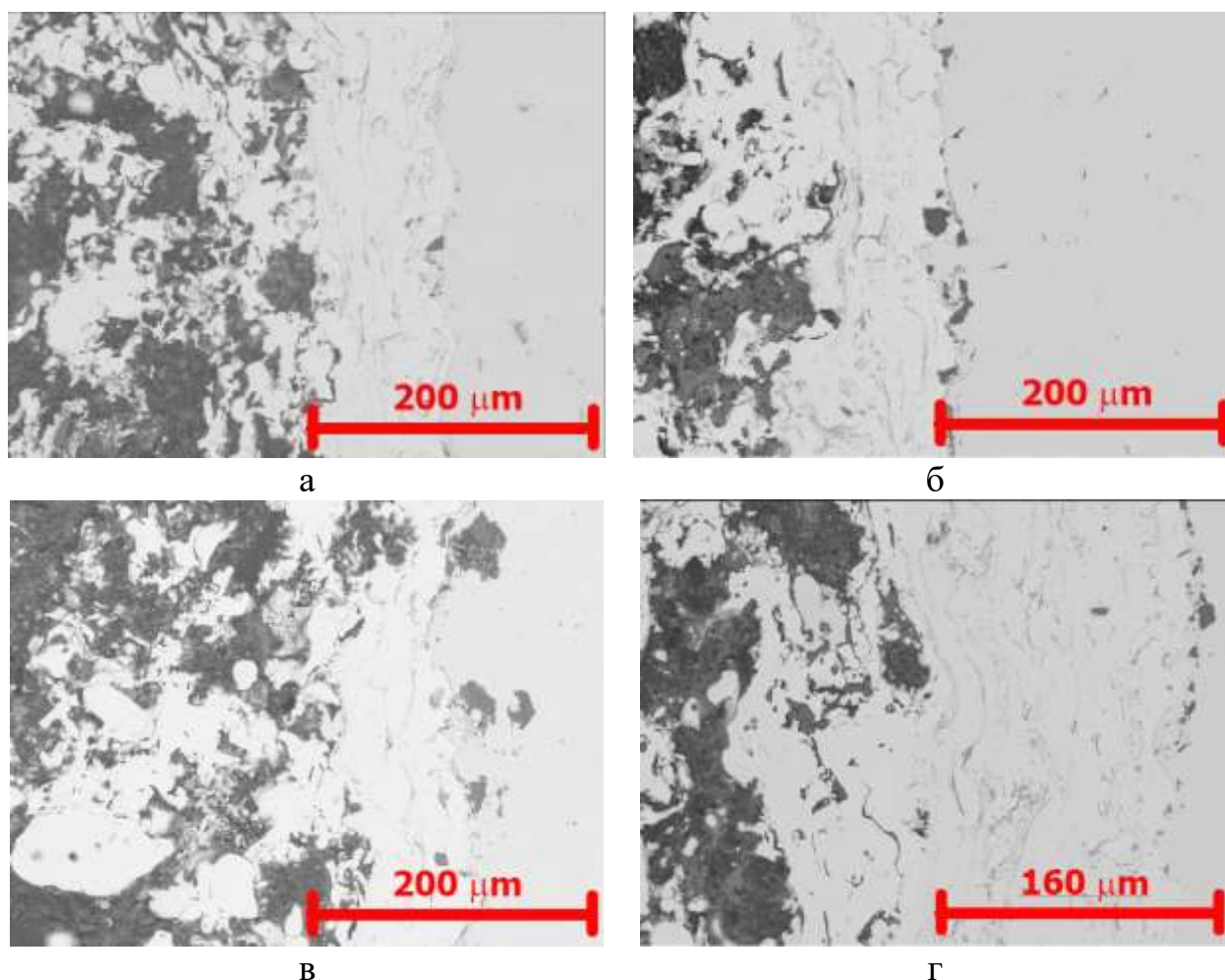


Рисунок 4.6 – Залежність коефіцієнта тертя в з'єднаннях від часу випробування

Тобто процес зношування спостерігався тільки на початковій стадії випробувань (32 с), на якій було здійснено основне відокремлення частинок покриття, формування сталої топографії контакту. У подальшому відсутність реєстрованої сили тертя вказувала на закінчення процесу зношування з формуванням таких зазорів між поверхнями, при яких не фіксується фрикційна взаємодія і відсутня наявність ущільнювального контуру. Тому в таких умовах

випробувань розглядати доцільність подальшого дослідження сплаву №1 немає потреби.

Для покриттів складів №2 і №4 було характерним формування чітко виражених максимумів коефіцієнта тертя практично з однаковими його значеннями на рівні 0,81. Проте загальний процес зношування відрізнявся за характером триботехнічної взаємодії на початковому та кінцевому етапах випробування. Як видно з рисунку 4.7, в матеріалі складу №2 початкові значення коефіцієнта тертя фіксувались на рівні 0,67, які не змінювались протягом 72 с, із подальшим його зростанням у 1,2 рази.



а – КНА-82+Ni-Y; б – КНА-82+Y; в – КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y; г – КНА-82

Рисунок 4.7 - Мікроструктура покриттів після нанесення на основу

Високі значення сил тертя зсуву вказують на щільність контакту та високий опір руху контртіла з обумовлюванням накопичення напружень. Після чого коефіцієнт тертя набував практично вихідних значень на рівні 0,65.

Різкі зміни коефіцієнта тертя свідчить про накопичення напруження в зонах тертя в складах №2 і №4, скоріше, є наслідком особливої морфології та топографії розподілу структурних складових покриття для яких було характерним формування скелетоподібних структур із масивними конгломератами частинок, поєднаних за рахунок когезійного зв'язку у достатньо крупні глобульні структури. При відповідній конфігурації частинок в покриттях розташування пор мало недискретний характер, спостерігалось формування достатньо великих за об'ємом порожнин в матеріалі (див .рис. 4.7, а, б).

Утворення відповідної мікроструктури вочевидь і призводить до того, що під час врізання контртіло контактує з достатньо крупними групами частинок, що викликає відносно швидке накопичення напружень на поверхні фрикційної взаємодії із подальшим різким розвантаженням контакту по мірі того, як контртіло занурюється в об'ємні порожнини.

Формування більш сприятливої мікроструктури покриттів складу №3 із більш дисперсними і рівномірно розташованими частинками газотермічного покриття обумовлює монотонне зниження значень коефіцієнта тертя, і сталий характер зношування загалом у зв'язку із меншою тривалістю фрикційної взаємодії контртіла з твердою основою покриття, і, відповідно, меншим рівнем загального накопиченого наклепу (див.рис. 4.7, в).

В покритті складу №4 вихідні значення коефіцієнта тертя були значно меншими в порівнянні зі складом №2, але загальна величина різкого підвищення до максимальних значень була значно більшою (у 3,24 рази) при суттєво меншій тривалості фрикційного контакту. Немонотонний характер зміни коефіцієнта тертя в другому і четвертому складах із формуванням чітких максимумів, скоріше за все, є наслідком появи додаткового опору руху контртіла пов'язаного з поступовим накопиченням напружень в зонах тертя за

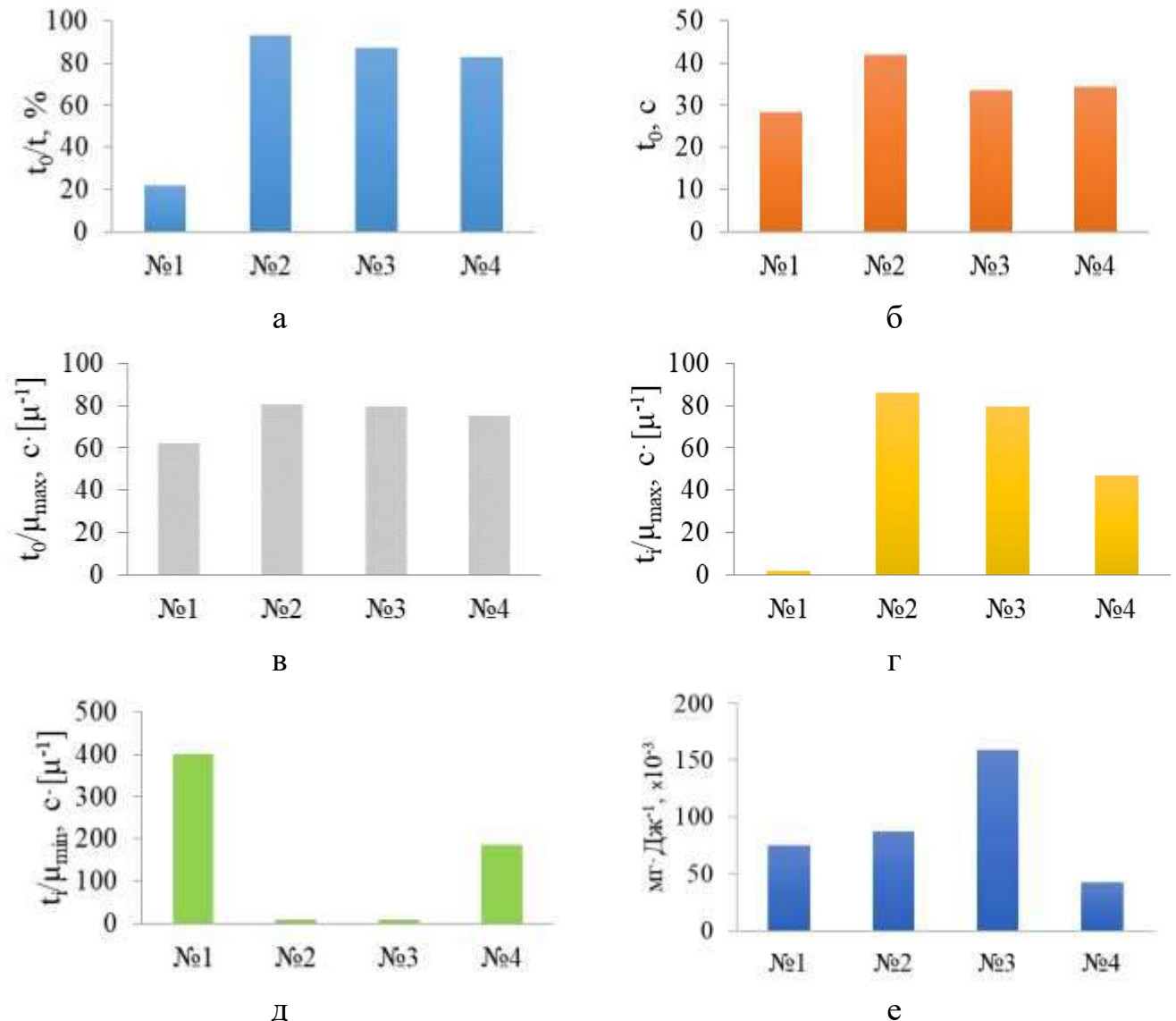
рахунок наявності твердих частинок оксидних, нітридних та інтерметалідних сполук.

Найбільш сприятливий характер зношування, з точки зору надійності фрикційного контакту, спостерігався в складі №3, який відзначався плавним зниженням коефіцієнта тертя від максимального 0,77 до кінцевого 0,55 значення із загальною тривалістю триботехнічної взаємодії 150 с. Це свідчить про більш рівномірне за часом навантаження на шари матеріалу та формування щільності фрикційних зв'язків з меншою напруженістю. Монотонне зниження ступеня механічного навантаження на поверхневі та приповерхневі шари є підтвердженням факту збереження фрикційних зв'язків з малим коефіцієнтом тертя наприкінці випробування. Це, в свою чергу, вказує на більш сприятливі умови врізання диска в поверхню з меншим накопиченням напружень у незношених об'ємах, що є більш вагомим з точки зору реалізації опору без накопичення дефектів та формування сприятливих умов для утворення ущільнювального контуру.

У подальшому на підставі аналізу характеру проявів опору руху у відповідності з отриманими трибограмами (див. рис. 4.5) здійснено оцінювання відповідних значень запропонованих додаткових триботехнічних параметрів. Результати обробки отриманих даних наведено на рис. 4.8, а-г. Середньостатистичні числові значення визначались у графоаналітичний спосіб у відповідності з масштабним коефіцієнтом з використанням програми КОМПАС-3D V14.

Контрольне зважування зразків, відокремлення значень коефіцієнта тертя на відповідних ділянках отриманих трибограм, числові значення максимальних та остаточних навантажень дали можливість у відповідності з виразом (4.3) визначити енергетичну інтенсивність зношування. Результати обробки отриманих даних наведені на рис. 4.8, е. Для визначення величин запропонованих додаткових геометричних параметрів контактної взаємодії поверхонь ущільнювального контуру було отримано фотографії профілів

матеріалу покриття за допомогою растрового електронного мікроскопу РЕМ-100І, а профілю диска звичайною зйомкою.

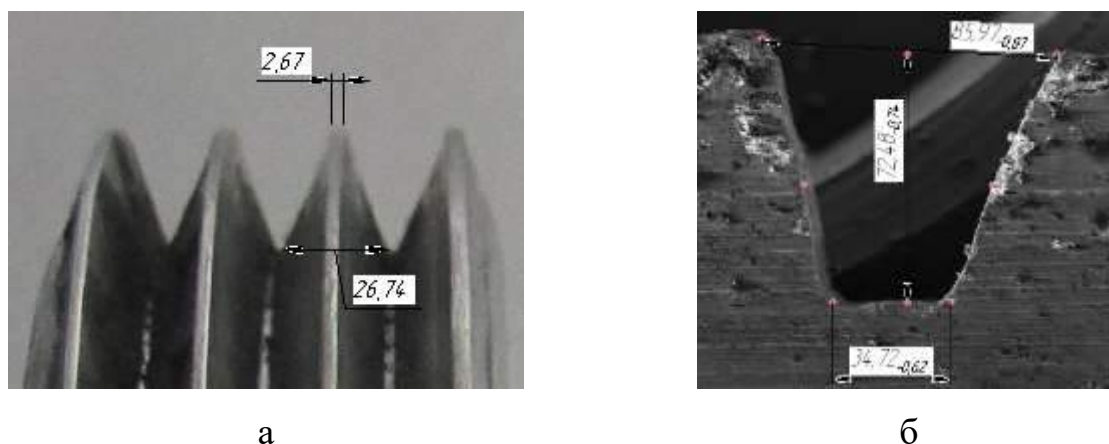


№1 – КНА-82+Ni-Y; №2 – КНА-82+Y; №3 – КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y;
№4 – КНА-82

а - тривалість фрикційної взаємодії, що реєструється, % ; б - час активного зношування t_0 , с; в - питомий час максимального опору при зрушенні за період активного зношування t_0/μ_{max} , $c \cdot [\mu^{-1}]$; г - питомий час сталості максимального коефіцієнта тертя, t_i/μ_{max} , $c \cdot [\mu^{-1}]$; д - питомий час сталості мінімального коефіцієнта тертя, t_i/μ_{min} , $c \cdot [\mu^{-1}]$; е - енергетична інтенсивність зношування $mg \cdot Дж^{-1}$

Рисунку 4.8 – Діаграми триботехнічних параметрів випробування покриттів

Геометричні розміри профілів визначали з використанням програми КОМПАС-3D V14 (рис. 4.9).



а - зразок-диск; б - зразок - пластина

Рисунок 4.9 – Профілі зразків

У результаті обробки геометричних розмірів трапецієподібних профілів покриттів, відповідно до виразу (4.4) отримані значення коефіцієнта ущільнення (табл. 4.1). Також був розрахований коефіцієнт ширини контакту $K_{ш}$, що характеризує повноту фрикційної взаємодії в зоні максимального зближення, тобто ущільнення по горизонталі (див.табл. 4.1).

Таблиця 4.1 – Геометричні параметри взаємодії профілів зразків

Найменування	Склад покриття			
	№1	№2	№3	№4
Коефіцієнт K_y	1,41	1,37	1,35	1,37
Довжина нижньої підстави, a_{cp} , мм	0,52	0,41	0,38	0,41
Коефіцієнт $K_{ш} = a_{cp}/a_{lcp}$	1,73	1,37	1,27	1,37

Для комплексної оцінки характеру фрикційної взаємодії розглянутих складів, за умовами проведених триботехнічних випробувань, відповідно до позначених параметрів необхідно враховувати наступні аспекти.

По-перше, матеріал на початковому етапі фрикційного контакту повинен бути піддатливим до врізання твердого тіла, що має супроводжуватися зниженням інтенсивності поверхневих руйнувань, тобто опір, обумовлений попереднім навантаженням, до певного моменту повинен зменшуватися до стабілізації. Такий ефект відобразить коефіцієнт тертя. Причому, чим більш однорідний характер його зміни й нижче значення наприкінці стадії врізання, тим менше подальша схильність контактних зон до накопичення дефектів, що призводять до подальших руйнувань.

По-друге, маса зношеного матеріалу, що відноситься до одиниці роботи сили тертя, за загальними уявленнями, повинна бути мінімальною, що обумовлюється в першу чергу вимогами необхідної достатньої глибини врізання й мінімального зазору між поверхнями, що утворюють ущільнювальний контур. У свою чергу, повинен мати місце ефект граничного фрикційного контакту по площі в зоні максимального зближення поверхонь ущільнювального контуру.

Виходячи з зазначеного, для забезпечення сталого процесу триботехнічної взаємодії матеріал має характеризуватись наступним:

- коефіцієнт тертя повинен плавно знижуватись до мінімального значення, з явно вираженою стабілізацією наприкінці стадії взаємодії, що обумовлює відсутність значних напружень в контактних шарах. Цій умові найбільш повно відповідає склад №3 (див. рис. 4.6);

- тривалість фрикційної взаємодії повинна бути мінімальною, що обумовлює завершення процесу зношування та закінченість формування відповідних площин тертя з найбільшою щільністю. Це розглядається з позицій того, що процес припрацьовування для формування ущільнювального контуру не може бути нескінченим. Цій умові найбільш повно відповідають склади № 1, 3, 4 (див. рис. 4.8, а);

- час активного зношування повинен бути максимальним, що проявляється у супутньому великому коефіцієнті тертя та визначає повноту можливого врізання з наступним мінімальним зношуванням. Це є доцільним

виходячи з того, що область можливого контакту поверхонь має бути максимальною. Цій умові найбільш повно відповідають склади № 2,3,4 (див. рис. 4.8, б);

- питомий час максимального опору при зрушенні повинен бути мінімальним оскільки збільшений опір врізанню обумовлює накопичення сталих втомних напружень, що в цілому впливає на схильність поверхневого шару до накопичення втомних деформацій і, як наслідок, викликає лавинне руйнування. Цій умові найбільш повно відповідають склади № 1, 4 (див. рис. 4.8, в);

- питомий час сталості максимального коефіцієнта тертя повинен бути мінімальним оскільки це визначає довготривалість опору руйнуванню, які обумовлені накопиченням втоми в поверхневих шарах. Цій умові найбільш повно відповідають склади № 3, 4 (див. рис. 4.8, г).

Очевидним є факт того, що питомий час сталості мінімального коефіцієнта тертя повинен мати мінімальне значення оскільки це визначає закінченість процесу зношування з одночасним формуванням максимально можливої площі поверхні контуру по зонам тертя без непрогнозованого накопичення сталих напружень. Цій умові найбільш повно відповідають склади № 2, 3 (див. рис. 4.8, д).

Енергетичну інтенсивність зношування за масою пропонується оцінювати як мінімальну, оскільки очікується мінімальна втрата матеріалу. Однак сформувати ефективний контур без втрати матеріалу при врізанні та обумовити щільність прилягання поверхонь при необхідній глибині врізання неможливо. Тому на даному етапі пропонується брати до уваги її мінімальне значення. Цій умові найбільш повно відповідають склади № 1, 2, 4 (див. рис. 4.8, е).

Коефіцієнт ущільнення має бути якомога меншим, оскільки він відображає співвідношення геометричних розмірів площин поверхонь зубців та впадин в покритті, які сформувалися на глибині врізання наприкінці випробувань. Цій умові найбільш повно відповідає склад № 3 (див. табл. 4.1).

Коефіцієнт ширини контакту також повинен бути мінімальним, оскільки він відображає співвідношення геометричних розмірів ширини верхньої основи піраміди профілю зубця та нижньої основи піраміди профілю впадини покриття, яка сформувалась під час фрикційної взаємодії. Цій умові найбільш повно відповідає склад № 3 (див. табл. 4.1).

Таким чином, кратність відповідності розглянутим параметрам складала:

- для складу №1 – 3 рази;
- для складу №2 – 3 рази;
- для складу №3 – 7 разів;
- для складу №4 – 5 разів.

Відповідно до частоти прояву, найбільш повно зазначеним рекомендаціям відповідає склад №3.

4.2.2 Дослідження триботехнічної поведінки покриттів в умовах дії мінімальних навантажень

При дослідженні трибологічних характеристик покриттів необхідно було враховувати також, що в технологію виготовлення сплавів закладається прогнозований ефект структурно-фазових перетворень у результаті високотемпературного впливу, який реалізується під час роботи двигуна внаслідок дії розігрітого газового потоку. Для забезпечення задовільних фрикційних властивостей, поверхнево-об'ємних структур, що формуються під впливом розігрітого агресивного газового середовища уже для сформованого ущільнювального контуру трибологічний стан контакту повинен забезпечувати:

- сталість площі контакту, яка повинна бути максимальною;
- енергетичну інтенсивність зношування, що практично не повинна проявлятися, або мати мінімальні значення, зважаючи на те що на цьому етапі поверхня вже є сформованою;

- значний опір фрикційній втомі, що в даному випадку обумовлюється мінімальними значеннями сил когезійної взаємодії між частинками покриття як на початку тертя, так і у подальшому, як складової результуючого коефіцієнта тертя, та виражається мінімальним значенням коефіцієнта тертя спокою μ_0 ;

- максимальний усталений коефіцієнт тертя μ , оскільки повинна проявлятися фрикційність контакту (опір входженню контртіла без виражених руйнувань) без накопичення поверхневих напружень, що призводять до втрати маси покриття.

Триботехнічні випробування покриттів на другому етапі проводилися двостадійно. На першій стадії здійснювалось врізання виступів рухомого диска на мінімальну глибину 1,2...1,5 мм у покриття, сформованого на опорній пластині товщиною 3 мм із метою імітування початкової стадії навантаження його поверхнево-об'ємних структур і наступного формування напямної контактної взаємодії в ущільнювальному контурі. Триботехнічна оцінка характеру взаємодії ущільнювального контуру покриття пластини на другій стадії передбачала проведення термічної обробки при температурі 1100 °С впродовж 50 і 100 годин із подальшим визначенням опору руйнуванню.

На першому етапі триботехнічних випробувань моделювали сухий контакт без попереднього температурного впливу за наступними режимами:

- частота обертання диска $n=300 \text{ хв}^{-1}$;
- нормальне навантаження $N=9,6 \text{ Н}$;
- час силового контакту $t=30 \text{ с}$.

При цьому реєстрували наступні параметри:

- μ_0 - максимальний коефіцієнт тертя, при початковому зрушенні – найбільший коефіцієнт тертя спокою, розглядається як параметр молекулярної складової;

- μ_i - коефіцієнт тертя, що встановився протягом дослідження;
- Δm - масове зношування зразка-пластини, мг;

Також визначались розрахункові параметри оцінки впливу матеріалу покриття на формування ущільнювального контуру, такі як:

- I_m - енергетична інтенсивність зношування матеріалу покриття, $\text{мг} \cdot \text{Дж}^{-1}$;
 - S_y - умовна площа сформованого ущільнювального контуру модельного трибоз'єднання, од.

При цьому, оскільки, на першому етапі загальну поведінку матеріалів і основні тенденції характеру руйнувань за запропонованими триботехнічними та геометричними параметрами вже було визначено, то запропоновані вище параметри є достатніми для визначення характеру прояву властивостей матеріалів.

Енергетична інтенсивність зношування матеріалу покриття визначалася відповідно до виразу (4.1). Для цього визначали шлях тертя по режимах випробування, м:

$$L = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot n \cdot t = 2 \cdot 3.14 \cdot 300 \cdot 0.025 \cdot 0.5 = 23.55 \text{ м} \quad (4.6)$$

де r - радіус тертя по дискові, м.

Умовна площа сформованого ущільнювального контуру визначалася виходячи з відомого виразу для сили тертя T , яка обумовлена механічною й молекулярною взаємодією поверхонь – біноміальний закон тертя:

$$T = \alpha \cdot S_{\phi} + bP \quad (4.7)$$

де α - середня інтенсивність молекулярної складової сили тертя;

S_{ϕ} – фактична площа контакту;

b - коефіцієнт, що характеризує механічну складову сили тертя;

P - сила тиску, Н.

Коефіцієнт тертя μ являє собою відношення сили тертя до сили тиску:

$$\mu = \frac{\alpha \cdot S_{\phi}}{P} + b \quad (4.8)$$

Тоді перетворення виразу (4.8) дозволяє визначити площу контакту, що дорівнює $S_{\phi} = \frac{P(\mu-b)}{a}$.

Однак одержати значення середньої інтенсивності молекулярної складової сили тертя на даному етапі не представляється можливим. У зв'язку, із чим було запропоновано використовувати параметр молекулярної складової μ_0 , і прийняти до розгляду умовну площу контакту, що виражається наявними параметрами триботехнічних випробувань:

$$S_y = \frac{P_{\mu}}{\mu_0} \quad 4.9$$

При розрахунках параметра S_y під молекулярною складовою сили тертя при усталеному терті номінально вважалася деяка похідна від сили тертя спокою (коефіцієнт μ_0) чисельне значення якої визначити під час випробувань не було можливим. Але це враховувалось у підсумковому коефіцієнті тертя μ у відповідності з біномінальним законом тертя (4.7).

У результаті обробки трибограм, оцінки втрати маси зразків, розрахунків позначених параметрів отримано їх середньостатистичні значення (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 – Зведена таблиця параметрів оцінки

Матеріал	Параметри оцінки				
	μ_0	μ	Δm , мг	I_m , мг·Дж ⁻¹ ;	S_y , од
Склад №1	1,85	1,14	0,0467	181	5,9
Склад №2	1,28	0,8	0,0586	324	6,0
Склад №3	1,96	1,33	0,0461	153	6,5
Склад №4	1,91	1,1	0,0422	169	5,5

З табл. 4.2 видно, що найбільш повно зазначеним вище вимогам надійності фрикційного контакту відповідає сплав №3. Оскільки, для нього є характерним збереження фрикційності контакту, що підтверджується відносно

великим коефіцієнтом тертя μ , що впливає, в свою чергу, на кількість фактичних площин контакту поверхонь контуру. Крім того, вихід на сталий режим взаємодії поверхонь для сформованого контуру повинен супроводжуватись меншою втратою маси матеріалу, оскільки поява додаткових фазових складових в структурі матеріалу під час термічного впливу сприяє збільшенню опору матеріалу до руйнувань. Таке явище і має місце для складу №3, який характеризується значно меншим значенням енергетичної інтенсивності зношування на рівні $153 \text{ мг} \cdot \text{Дж}^{-1}$ порівняно з іншими складами покриттів. В свою чергу забезпечення максимальної щільності фрикційних зв'язків контакту представляється можливим за умови забезпечення максимальної умовної площі контакту, що знов позитивно відзначає склад №3, який має найбільше значення площі контакту на рівні 6,5 од.

Виходячи з викладеного, параметри молекулярної складової контакту, що розглядаються, під час формування ущільнювального контуру з прогнозованими властивостями є основними. Проте, незважаючи на неможливість визначення їх у процесі тертя під час випробувань, вони суттєво не впливають на обґрунтування отриманого результату, оскільки математичні закономірності співвідношень параметрів, що розглядались, за опосередкованою складовою тертя не суперечать закону тертя. Однак у цьому напрямку доцільним буде проводити подальші дослідження.

За результатами другої стадії випробувань після термічного оброблення при 1100°C протягом 50 та 100 годин встановлено, що в процесі подальших триботехнічних досліджень зразки складів №1 і №4 руйнувались переважно по площинах зон адгезійної взаємодії. Також мало місце об'ємне руйнування матеріалів в зонах когезійних зв'язків. Тому подальший аналіз та інтерпретація результатів триботехнічних випробувань проводились тільки для другого та третього складів. Основні дані параметрів, що оцінювались, наведені у таблиці 4.3.

Таблиця 4.3 – Зведені дані другої стадії другого етапу випробувань

Склад	Витримка 50 годин			Витримка 100 годин		
	μ_0	μ	S_y	μ_0	μ	S_y
№1	-	-	-	-	-	-
№2	1.5	0.83	5.31	1.6	1.2	7.2
№3	1.5	1.31	8.34	1.3	0.97	7.16
№4	-	-	-	-	-	-

Відповідно до наведених результатів дослідження слід відзначити, що покриття складу №2 має більшу схильність до об'ємних руйнувань, які обумовлені відносно низьким коефіцієнтом сталого внутрішнього тертя. Це також підтверджується меншою умовною площею сформованого контуру, ймовірно, внаслідок меншої щільності фрикційних зв'язків контакту. Більш високе значення умовної площі контуру в покритті складу №3 свідчить скоріше про більш міцні когезійні зв'язки між частинками матеріалу по всій глибині покриття і більшим опором до руйнування в цілому.

При порівнянні фрикційної стійкості сплавів за результатами дослідження змін триботехнічних параметрів при різних значеннях температурної витримки 50 і 100 годин (див.табл. 4.3), встановлено, що частинка фрикційної стійкості для складу №3 зменшується, оскільки коефіцієнт сталого тертя стає меншим одиниці ($\mu=0,97$) та система переходить з внутрішнього характеру тертя, яке супроводжується порушенням когезійних зв'язків між частинками і фрагментарним руйнуванням покриття на зовнішнє, при якому відбувається тертя зовнішніх поверхонь елементів трибоз'єднання. Це підтверджувалось меншими втратами маси та більш високою дисперсністю продуктів зношування. Також мали місце акустичні ефекти із розповсюдженням звукових хвиль високої частоти (писк). Тенденція забезпечення відповідної геометрії контакту за умовною площиною зберігалась.

Для сплаву №2 спостерігали зворотну картину збільшення фрикційної стійкості при зростанні часу витримки до 100 годин із ростом коефіцієнта тертя до рівня 1,2. Мав місце більший опір до поверхнево-об'ємних руйнувань за проявом більшої молекулярної складової миттєвих фрикційних зв'язків – коефіцієнт тертя спокою складу №2 є більшим порівняно зі складом №3.

4.2.3 Узагальнення результатів триботехнічних випробувань

За результатами проведення триботехнічних випробувань слід зазначити, що перший етап триботехнічних випробувань передбачав отримання даних про загальний характер поведінки гетерогенної структури ущільнювального жаростійкого матеріалу в умовах моделювання попереднього навантаження із критично більшим нормальним навантаженням, ніж це можливо за експлуатаційними режимами взаємодії натурних деталей ущільнювального контуру. При цьому основний акцент ставився на одержанні порівняльних оцінок по зазначених параметрах тертя й зношування досліджуваних покриттів.

Особливість поведінки матеріалу під час тертя із стрімким крихким руйнуванням, яке супроводжувалось формуванням контуру контакту і відокремлюванням дисперсних частинок, передумовила необхідність введення нестандартизованих параметрів оцінки триботехнічного й геометричного стану досліджуваного з'єднання. Це в цілому дало можливість дати об'єктивну порівняльну оцінку покриттів складів №1-№4, і виділити з них, ті які найбільш повно відповідають вимогам забезпечення сталості фрикційного контакту.

Оцінка протікання процесу зношування на першому етапі випробувань, дозволила встановити, що мав місце прояв миттєвої втрати опору накопиченню фрикційної втоми в період розвантаження з максимального нормального навантаження $P_{max} \approx 95$ Н до $P_{min} = 12 \pm 0,5$ Н. Тобто фрикційній втомі не було можливості проявитись з розвитком часу. При цьому опір обертовому руху

просто обумовлювався миттєвою втратою когезійних і механічних зв'язків між частинками в об'ємі матеріалу й фрагментами матеріалу, що відділяються в процесі тертя. Причому, саме такий характер руйнувань задало поле напружень, що поширюється в об'ємі матеріалу. Воно, в свою чергу, визначалося властивостями гетерогенної структури сплавів, початковим статичним навантаженням максимального попереднього навантаження, і збільшувалося динамікою зниження нормального навантаження й тангенціальних сил в умовах їх циклічних проявів. При цьому, усталений коефіцієнт тертя був обумовлений нормальним навантаженням $P_{min}=12\pm0,5$ Н і відображав опір обертанню в умовах, коли вже більша частина продуктів руйнування об'ємів матеріалу пішла з контакту й сформувалася певна топографія взаємодії поверхонь. Більшою мірою такий контур до кінця часу дослідження вже був сформований, і коефіцієнт тертя визначався не механічною складовою, а адгезійною (молекулярною) взаємодією з наданням опору, але без миттєвих руйнувань. Тобто можна говорити про те, що мала місце фрикційна втома покриття, але менш виражена - тільки в зонах контакту. Тому коефіцієнт тертя знаходився у межах значень 0,2...0,8 характерних для сухого тертя.

Умови та режими другого етапу випробувань відрізнялися за часом і величиною нормального навантаження. Нормальне навантаження становило $N\approx9,6$ Н, що в 10 раз менше, чим на першому етапі. У відповідності з цим, поле напружень, що викликає деформацію структури матеріалів при контактному циклічному навантаженні, було іншим – менш напруженим. Це дало можливість проявитись властивостям опору фрикційній втомі кожного зі сплавів. Зниження навантаження дозволило зареєструвати впродовж 30 с опір досліджуваних структур мікроамплітудному циклічному фрикційному навантаженню.

На другому етапі основну роль у характері протікання процесу зношування при формуванні топографії взаємодії також відіграють когезійні зв'язки між частинками досліджуваних складів. Зрозуміло, що триботехнічні

параметри оцінювання, які використані на другому етапі випробувань, є частково специфічними і не стандартизованими, проте оцінити фрикційну поведінку таких крихких матеріалів в інший спосіб не представляється можливим. Ці показники дозволили провести порівняльну оцінку розглянутих складів відносно прояву схильності матеріалу покриття формувати топографію поверхні контакту у відповідності до запропонованих вимог. Найбільше повно ним відповідав склад №3, інші не відповідали зовсім.

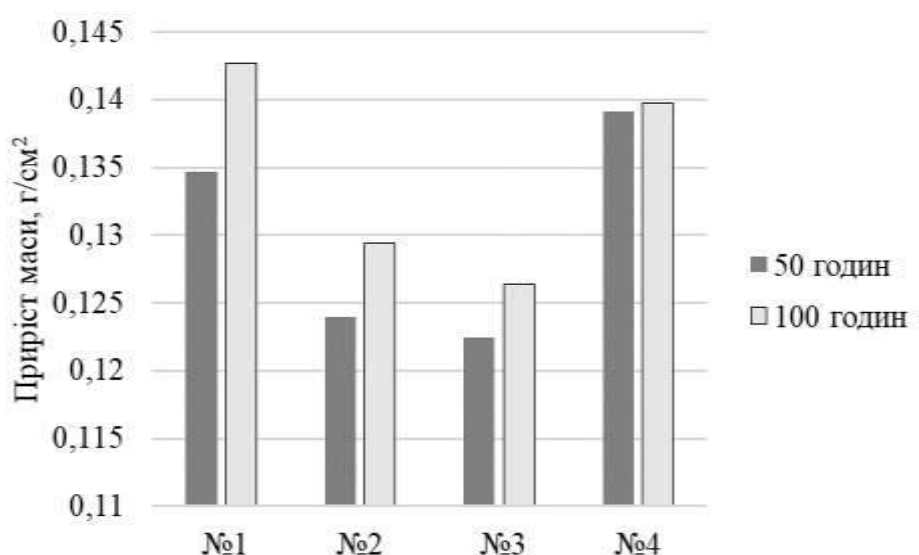
Таким чином, можна стверджувати, що при різних режимах триботехнічних випробувань найбільшою відтворюваністю властивостей трибологічного й геометричного аспекту по непрямим оціночних параметрах має склад №3, який слід рекомендувати для заміни серійних ущільнювальних покриттів, що працюють в умовах високотемпературного впливу, що супроводжується об'ємними змінами виробів і покриттів у результаті структурно-фазових перетворень у багатокомпонентному складі покриття №3.

4.3 Оцінка експлуатаційної надійності розроблених покриттів за результатами дослідження жаростійкості

Однією з характеристик, що значно впливають на експлуатаційну надійність покриття, є його жаростійкість, оскільки в гарячому тракті двигуна можливий інтенсивний розвиток високотемпературної газової корозії [95, 121]. В свою чергу, ініціювання процесів формування оксидних фаз для підвищення жаростійкості повинна бути контрольованою, оскільки зміна геометрії покриття в процесі експлуатації двигуна може призвести до зміни радіального зазору й, відповідно, зниження коефіцієнта корисної дії авіаційного двигуна, а також зношування роторної частини двигуна внаслідок тертя по частинках включень, що сформувалися.

Тому необхідно було встановити характер впливу легування комбінованими лігатурами, що містять ітрій, а також підвищений вміст Cr, Co і Al, на жаростійкість ущільнювальних покриттів як одного з визначальних факторів експлуатаційної надійності деталей і техніко-економічних показників двигуна в міжремонтний період в цілому.

Отримані дані показали, що найбільш стійкими до газової корозії виявилися покриття, у які була введена комплексна лігатура Co-Ni-Cr-Al-Y і чистий ітрій (рис. 4.11).



№1 – КНА-82+Ni-Y; №2 – КНА-82+Y; №3 – КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y;
 №4 – КНА-82

Рисунок 4.11 – Питома зміна маси зразків після 50 та 100 годин витримки при температурі 1100 °C

Як видно з рис. 4.11, опір газовій корозії покриттів складів №2 і №3 більш високий в порівнянні з базовим складом. Встановлено, що процеси окислення, імовірно, досить активно проходять у перші 50 годин випробувань, далі швидкість утворення продуктів корозії значно знижується. Для виявлення особливостей структуроутворення в окисному середовищі був проведений фазовий аналіз поверхневого шару покриттів, з метою визначення впливу

легувальних елементів на інтенсивність формування продуктів високотемпературної корозії.

Встановлено, що в процесі витримки 50 і 100 годин у покриттях суттєво змінюється фазовий склад у кількісному і якісному співвідношенні. У порівнянні з вихідним станом, зменшується кількість нікелю й нітриду бору. Відбувається окислення нікелю з утворенням оксиду нікелю. Нітрид бору інтенсивно окислюється вже при температурі 700 °C із утворенням оксиду B_2O_3 [110]. Кількість оксиду ітрію Y_2O_3 значно перевищує вміст цієї фази у вихідному стані. При цьому, лінії ітрію слабшають вже при витримці 50 годин, тобто окислення ітрію відбувається більш прискорено, ніж окислення нікелю й нітриду бору. При збільшенні вмісту хрому (склад №3) збільшується кількість подвійного оксиду $NiCr_2O_4$ і зменшується кількість фази NiO . Після високотемпературних випробувань фази Ni_2Si , $NiAl$ і Ni_5Y зберігаються в покритті в невеликій кількості, як і у вихідному стані.

У процесі окислення на поверхні зразків формувалася плівка з оксиду NiO , який є досить щільним та стабільним, і тому забезпечує деякі захисні властивості. Ця плівка найімовірніше є верхнім шаром покриття, а під нею формуються інші оксиди.

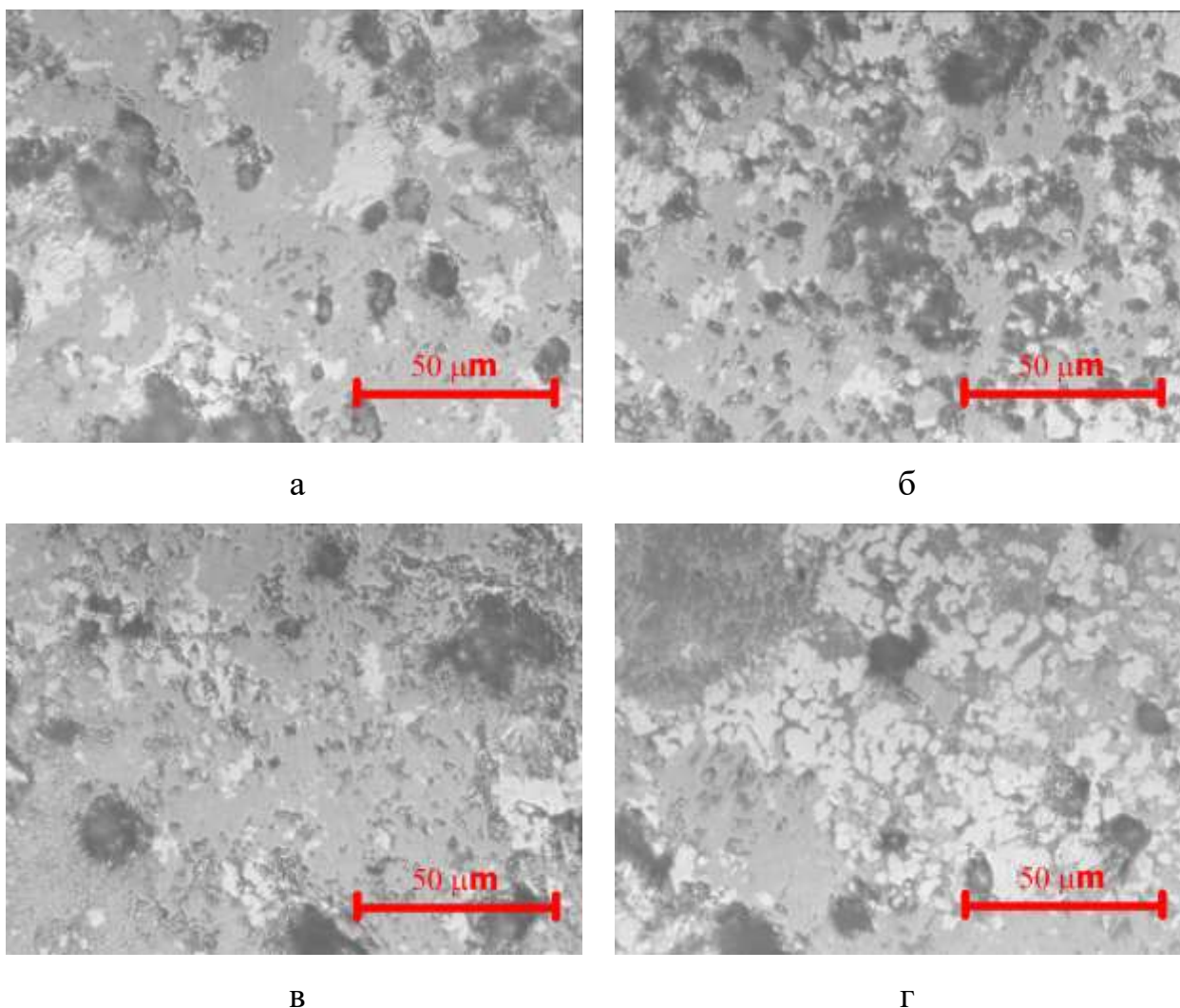
Шпінель $NiCr_2O_4$ є досить стійкою оксидною фазою і її формування на поверхні покриття має приводити до зниження швидкості газової корозії. Однак автори [95] вважають, що вони знижують адгезію оксидів з металевим шаром, що може призводити до прискорення руйнування покриття. Отримані нами дані свідчать про те, що дана шпінель у комплексі сприяє збільшенню опору покриття високотемпературній газовій корозії. Плівка оксиду Al_2O_3 , яка формується в процесі окислення, має високу щільність (швидкість дифузії катіонів через неї досить низька) і, тим самим, добре захищає поверхню покриття від подальшого негативного впливу корозійного середовища при високій температурі. Причому формування оксидної плівки такого типу запобігає схоплюванню між покриттям і контртілом [108]. Однак, після тривалого впливу агресивного високотемпературного середовища адгезія

оксидних плівок і основного матеріалу покриття значно знижується, що приводить до їхнього руйнування й активізації процесу газової корозії. Введення в покриття ітрію дозволяє підвищити адгезію з покриттям і пластичність плівки, тим самим, знизити швидкість руйнування покриття. Формування оксидів Y_2O_3 поліпшує захисні властивості оксидної плівки й забезпечує її адгезію з основним матеріалом покриття. У роботі [95] автори показали, що наявність оксиду Y_2O_3 значно підвищує опір газовій корозії. Введення ітрію в покриття приводить до зниження активності кисню в поверхневому шарі й формування оксидної плівки Y_2O_3 , яка виконує роль бар'єра при окисленні.

В свою чергу, руйнування покриттів у процесі тривалого теплового впливу може бути наслідком відмінності температурних коефіцієнтів лінійного розширення фаз, які утворювалися в процесі окислення, що викликає появу напружень на поверхні та розтріскування сформованої оксидної плівки. У роботі [35] автори відзначають позитивну роль оксидів Y_2O_3 і Al_2O_3 , що мають плавну зміну значення ТКЛР по товщині, від значень для оксидів на поверхні до значень для матриці, що запобігає розтріскуванню.

Дослідження поверхні покриттів після високотемпературного випробування дозволило встановити, що в процесі окислення на поверхні формуються частинки різної морфології і хімічного складу (рис. 4.12). Покриття складів №2, 3 і КНА-82 мають різну морфологію й ступінь дисперсності включень твердої фази. У покритті КНА-82 частинки мають велику гострокутову форму з хаотичним некомпактним розподілом у напиленому шарі (рис. 4.12).

Така морфологія й характер розподілу частинок негативно позначається на працездатності покриття, у зв'язку з підвищеною ймовірністю утворення тріщин при наявності активних концентраторів напружень і порушення суцільності оксидної плівки через нещільне прилягання частинок оксидної фази.



а – склад №1, б – склад №2; в – склад №3; г – склад №4

Рисунок 4.12 – Зовнішній вигляд покриттів після витримки 1100 °С впродовж 100 годин

Застосування лігатури складів №2 і №3, ймовірно, сприяє формуванню в шарі в процесі нанесення покриття великої кількості центрів, які є підкладкою для утворення більш дисперсних оксидних включень уже в процесі тривалої витримки при температурі 1100 °С з компактим розташуванням у шарі.

Таким чином, для підвищення жаростійкості необхідно використовувати покриття складу №3, яке сприяє формуванню дисперсних включень оксидних фаз Y_2O_3 , Al_2O_3 і шпінелей $NiCr_2O_4$ та $CoCr_2O_4$, що має приводити до підвищення експлуатаційної надійності деталей ГТД у зв'язку із забезпеченням

більш високої жаростійкості й адгезійної міцності зчеплення покриття з матрицею.

4.4 Висновки

1. Визначено, що легування лігатурами, що містять ітрій, має позитивний вплив на експлуатаційні властивості ущільнювальних покриттів на нікелевій основі. Неоднозначні вимоги до властивостей матеріалу ущільнювального покриття, щодо його припрацьовуваності і зносостійкості забезпечуються двома етапами – на першому покриття має низьку твердість і в процесі прироблювання деталей статора і ротору ризик зносу деталей ротору є мінімальним, а подальша дія високої температури приводить до формування твердих інтерметалідних та оксидних фаз і, відповідно, до зростання твердості і зносостійкості покриттів.

2. Встановлено, що легування ущільнювального покриття на основі нікелю комплексною лігатурою Co-Ni-Cr-Al-Y (склад №3) дозволяє забезпечити задовільний рівень адгезійної взаємодії покриття із різними матеріалами основи.

3. В процесі дослідження впливу легування на опір ерозії встановлено, що покриття складів №2 і №3 демонструють найкращі результати, отже, в подальшому, під час роботи у високотемпературному газовому середовищі ці покриття матимуть більш високу зносостійкість. Це пов'язано з формуванням на поверхні покриттів щільних монооксидних та шпінельних плівок, які підвищують його ерозійну стійкість та позитивно впливають на жаростійкість матеріалу покриття.

4. Зважаючи на особливості будови досліджуваних ущільнювальних покриттів, які визначаються достатньо високою пористістю та схильністю до крихкого руйнування внаслідок відокремлення частинок, в роботі використано

нестандартну методику визначення зносостійкості покриттів із використанням додаткових параметрів оцінки триботехнічного та геометричного стану контактних з'єднань елементів роторно-статорної частини турбіни ГТД.

На основі отриманих даних було встановлено, що при різних режимах триботехнічних випробувань найбільш задовільні показники триботехнічних властивостей даних матеріалів, за частотою відтворення оціночних параметрів, зафіксовано для покриття складу №3, який слід рекомендувати для заміни серійних ущільнювальних покриттів, що працюють в умовах впливу розігрітого газового потоку та контактної взаємодії роторно-статорних елементів авіаційного двигуна.

5. За результатами дослідження жаростійкості встановлено, що найбільш сприятливі результати щодо опору високотемпературній корозії демонструє покриття складу №3, ймовірно, завдяки формуванню дисперсних включень термостійких шпінелей NiCr_2O_4 , CoCr_2O_4 . Присутність цих сполук у фазовому складі запропонованих покриттів має приводити до підвищення експлуатаційної надійності деталей ГТД у зв'язку із забезпеченням більш високої жаростійкості й адгезійної міцності зчеплення покриття з матрицею.

РОЗДІЛ 5 МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЛАБІРИНТНИХ УЩІЛЬНЕНЬ ТА ОЦІНКА ЕКОНОМІЧНОЇ ЕФЕКТИВНОСТІ ВІД ЗАПРОВАДЖЕННЯ РОЗРОБЛЕНИХ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ

5.1 Умови роботи та експлуатаційні дефекти лабіринтних ущільнень турбін ГТД

При проектуванні нових авіаційних двигунів і модернізації вже існуючих моделей значна увага приділяється підвищенню їх ККД. У роботах [129, 130] наведені результати дослідження впливу величини радіальних зазорів у турбомашинах на ефективність їх роботи. Показано, що величина радіального зазору між ротором і статором значно впливає на ККД компресорів і турбін. Однак розроблювальні заходи щодо зменшення зазорів пов'язані з удосконаленням конструкції ГТД, у той час як питання удосконалення складу покриттів, що припрацьовуються, не розглядається. У роботі [131] встановлено, що для двигуна типу ПС-90А витік у проточну частину турбіни кожного відсотка охолоджувального повітря, що відбирається за компресором високого тиску, призводить до збільшення питомої витрати палива на 0,3 %. У цій же роботі показано, що сам витік охолоджувального повітря в основний потік, особливо в область високих швидкостей, здатний призвести до додаткових втрат ККД. Наприклад, витік в осьовий зазор між сопловим апаратом і робочим колесом може призвести до втрат ККД до 1,5 % на кожний відсоток витоку охолоджувального повітря ступені. Наведені в цих роботах результати досліджень вказують на необхідність підтримки радіальних зазорів на мінімально можливому рівні.

Для розв'язку даної проблеми в роботі [132] запропоновано знижувати величину радіального зазору між статором і ротором, що дозволяє розв'язати завдання підвищення ефективності ГТД найбільш раціонально.

Таким чином, зведення до можливого мінімуму витoku газу й охолоджувального повітря являє собою одну з найбільш важливих і значимих, за одержуванним ефектом, завдань при проектуванні ГТД. При цьому завдання мінімізації витоків газу часто вирішується шляхом зменшення залишкового дисбалансу ротора, а також застосуванням щіткових ущільнень і компенсаторів. Такі заходи дозволяють підвищити ККД двигунів, але вимагають для своєї реалізації нових конструкторських і технологічних рішень. Це призводить до зміни конструкції ГТД, підвищення його вартості та не може бути реалізоване на вже спроектованих двигунах, що перебувають в експлуатації. В свою чергу, вирішення відповідної проблеми може забезпечуватись при реалізації матеріалознавчого підходу шляхом удосконалення матеріалів лабіринтних ущільнювальних покриттів.

У конструкції турбін сучасних і перспективних ГТД лабіринтні ущільнення (ЛУ) широко застосовуються для зменшення витоків охолоджувального повітря (рис. 5.1). Їх використовують як для зменшення внутрішніх (міжступінчастих) і зовнішніх (кінцевих) витоків газу, так і в системах захисту газу від замаслювання.

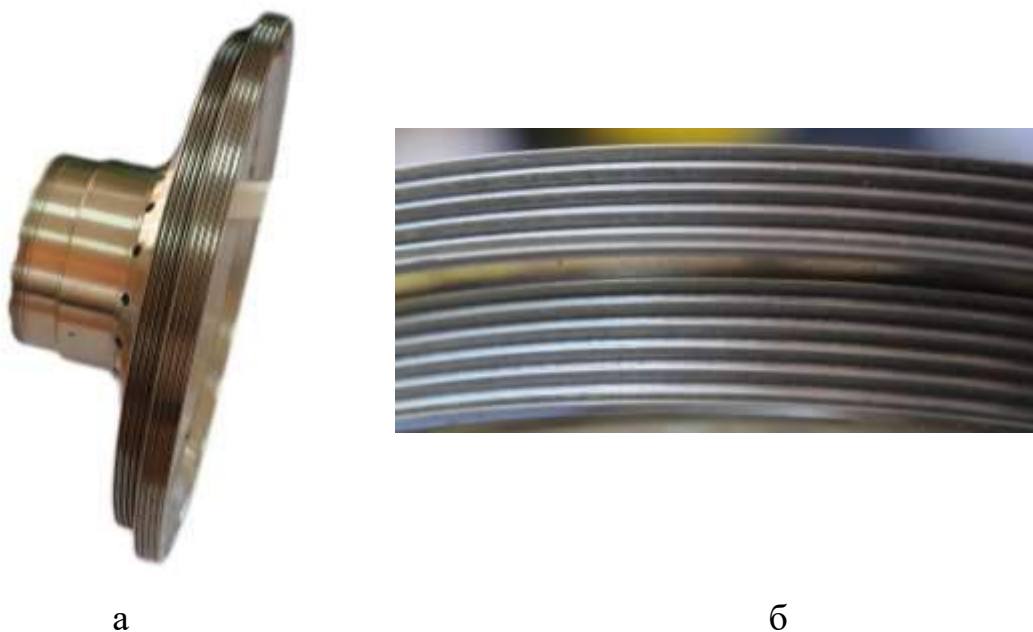


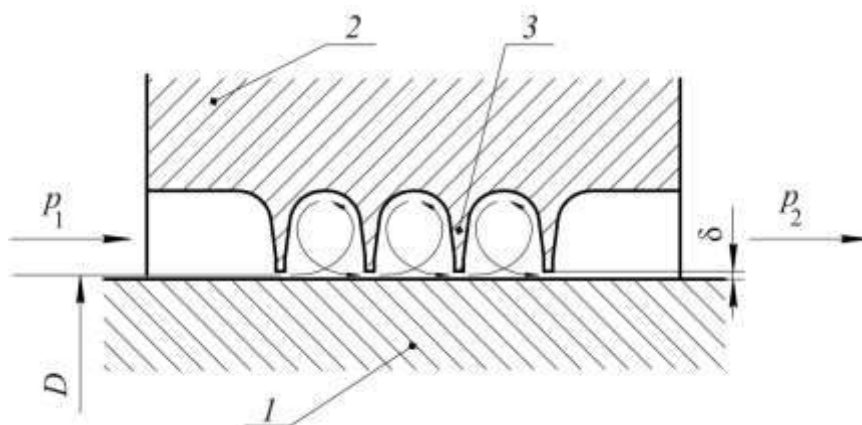
Рисунок 5.1 – Загальний вид диска ГТД (а) і гребінці лабіринтного ущільнення диска ГТД сімейства ТВ 3-117 (б)

Моделювання потоку в зазорі лабіринтного ущільнення турбіни компресора та вільної турбіни турбовальних ГТД сімейства ТВ3-117 виконували методом кінцевих елементів за аналогічною методикою, наведеною в роботі [133]. Використовували модуль CFX програмного комплексу ANSYS. Як модель турбулентності була обрана SST « $k - \omega$ » - модель Ментера, як більш точна й надійна для класу потоків із позитивним градієнтом тиску при обтіканні профілів [134].

Створення кінцево-елементної моделі з одного боку визначає якість розрахунків і адекватність розрахункової моделі, а з іншого - необхідну обчислювальну потужність і обсяг оперативної пам'яті, яка впливає на швидкість одержання результатів. Побудова сітки кінцевих елементів повітряного потоку компресора була виконана з використанням сіткового генератора Turbogrid, що дозволило одержати структуровану якісну сітку для повітряного потоку. При побудові розрахункової сітки були дотримані наступні параметри, що впливають на точність результатів: топологія – ATM Optimized, що забезпечило одержання високоякісної сітки з кінцевими елементами гексаедральної форми; параметр y^+ - розмір першої пристінкової комірки має значення в межах (50...150) од.; відношення сторін комірок не перевищувало 5.

Висоту й профіль гребінців лабіринтних ущільнень ГТД після наробки в експлуатації оцінювали за допомогою лазерного профілометра.

У лопаткових машинах ГТД (компресорах і турбінах) ущільнення розташовують над диском робочого колеса, що покриває, між окремими ступенями, по кінцях проточної частини машини, у підшипникових вузлах і в інших місцях. Робота лабіринтного ущільнення (рис. 5.2) заснована на використанні процесу дроселювання газу через групу послідовно розташованих елементів ущільнення [135]. Кожний елемент ущільнення складається із щілини, у якій статичний тиск газу частково перетворюється в динамічний напір, і камери, у якій динамічний натиск перетворюється в теплову енергію через втрати на вихроутворення й тертя.



1 – роторна частина; 2 – статорна частина; 3 – гребені лабіринтного ущільнення; D – середній діаметр зазору; δ – зазор в ущільненні; p_1 і p_2 – тиск газу відповідно перед лабіринтом, на стороні високого тиску, і за лабіринтом

Рисунок 5.2 – Схема плинугазу в лабіринтному ущільненні [128]

У конструкції турбіни компресора і вільної турбіни ГТД сімейства ТВ3-117 лабіринтні ущільнення застосовують як з метою мінімізації перетікання газу між ступенями, так і з метою ущільнення масляних порожнин (рис. 5.3).

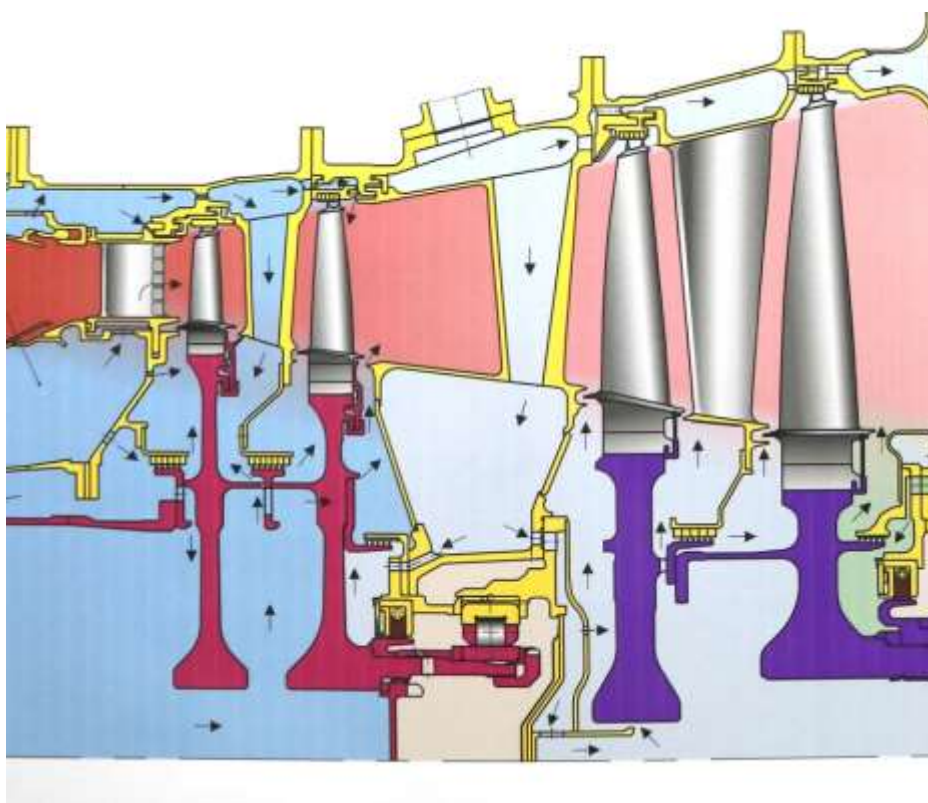
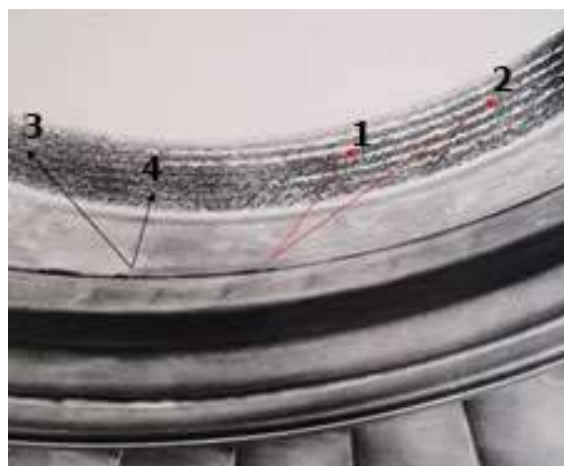


Рисунок 5.3 – Схема охолодження турбіни ГТД сімейства ТВ3–117 [128]

Забезпечення необхідного зазору в ЛУ реалізується на стадії виготовлення ГТД або його ремонту при механічній обробці різанням (рис. 5.4, а). У процесі наробки двигуна, особливо на стадії пропрацьовування, відбувається зношування як гребінців ЛУ, так і покриття. У процесі діагностики ГТД при поточному ремонті і візуальному огляді соплового апарату було встановлено, що по внутрішньому діаметру ущільнювального покриття КНА спостерігалися сліди інтенсивного врізання й торкання зі збереженням ущільнювального покриття у впадинах (рис. 5.4, б). Це пов'язано зі зсувом ротора ГТД викликаного як похибкою опор ротора, так і його дисбалансом.



а



б

1, 2 – сліди інтенсивного врізання, 3, 4 – сліди торкання

Рисунок 5.4 – Зовнішній вигляд покриття КНА після механічної обробки (а) і наробки в експлуатації (б)

У процесі створення покриття, що працює в конструкції безконтактних ЛУ ГТД, до його твердості висуваються суперечливі вимоги. З одного боку, матеріал покриття повинен мати мінімальну твердість і, відповідно, зносостійкість. Дана вимога визначається необхідністю забезпечення можливості припрацьовування покриття на етапі обкатки ГТД. Враховуючи биття ротора ГТД, а також його можливий дисбаланс, особливо на перехідних режимах роботи двигуна, на даному етапі можливий контакт гребінців ЛУ з

покриттям і, у такий спосіб його припрацьовування. Низька твердість покриття в цьому випадку дозволяє забезпечити припрацьовування матеріалу покриття без зміни геометрії гребінців. Беручи до уваги малі радіуси крайок і товщину гребінців ЛУ їх зношування на початковому етапі роботи ГТД може призводити до збільшення протікання газу через ЛУ і, як наслідок, викликати зниження ефективності роботи турбіни та ГТД в цілому. В процесі експлуатації двигунів сімейства ТВ3-117 спостерігалися випадки стирання гребінців ЛУ й істотна зміна їх геометрії.

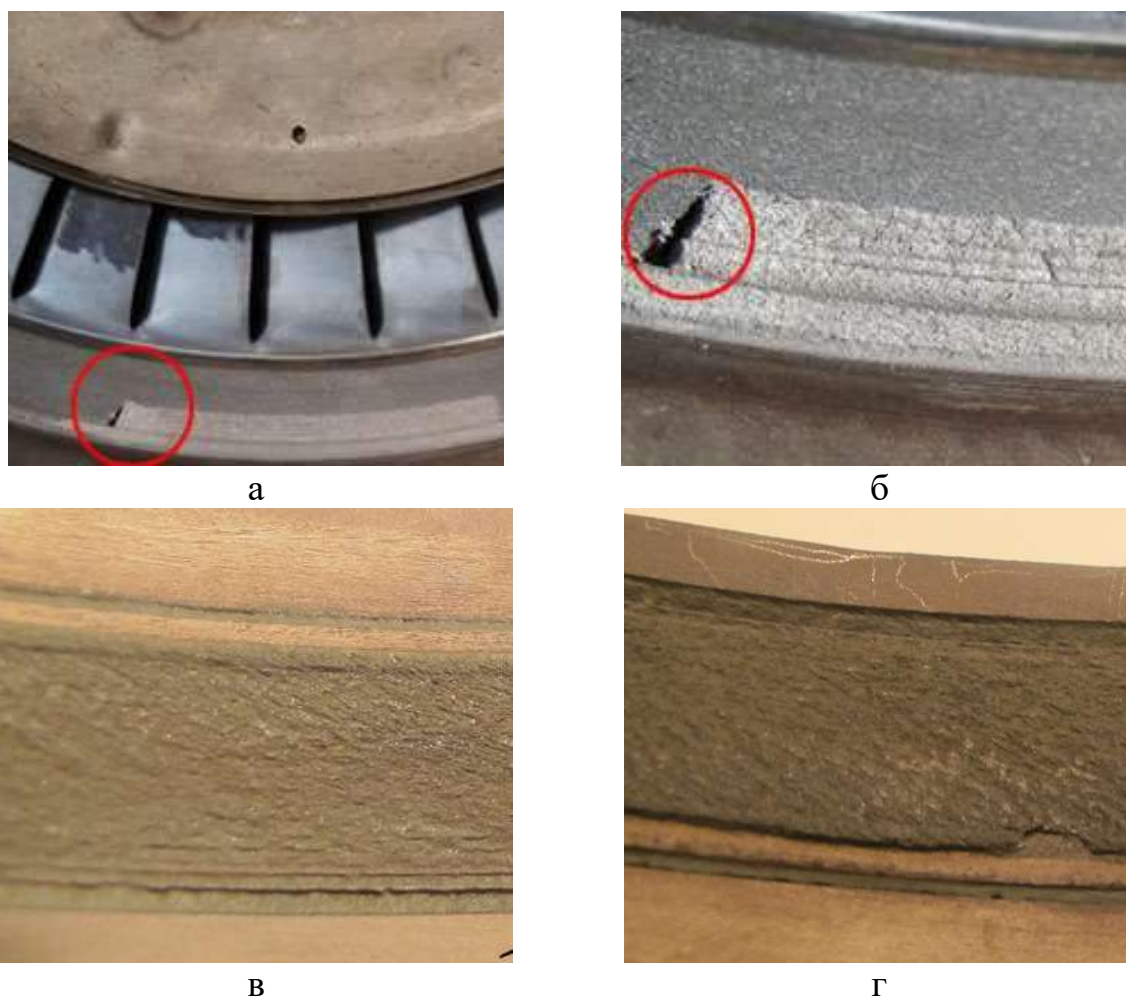
В свою чергу, в процесі експлуатації, мали випадки збільшення радіальних зазорів під час роботи ГТД внаслідок появи дефектів в покриттях типу КНА, які пов'язані з низькою зносостійкістю. Основними з них є тріщини, раковини, відколи; порушення суцільності. Також після експлуатації може проявлятися відшаровування покриття (рис. 5.5, а, б), ерозійне зношування (див. рис. 5.5, в) і відколи (рис 5.5, г). Причиною появи відколів може бути механічний вплив на етапі складання або експлуатації.

5.2 Моделювання витрат газу через лабіринтне ущільнення турбін ГТД

Досвід практичного застосування ущільнювальних покриттів у конструкції безконтактних ЛУ й аналіз вимог до них показують, що на першій стадії життєвого циклу ГТД (припрацьовування) їх зносостійкість повинна бути мінімальною. Це забезпечить припрацьовування покриття й гребінців лабіринтних ущільнень із урахуванням їх биття та дисбалансу ротору ГТД.

На стадії експлуатації двигуна зносостійкість покриття має збільшуватись, що дозволить забезпечити його тривалу й надійну експлуатацію, стабільність витоку газів і, як наслідок, питомих параметрів ГТД. Стабільність величини зазору в ЛУ дозволяє також знизити кількість холодного

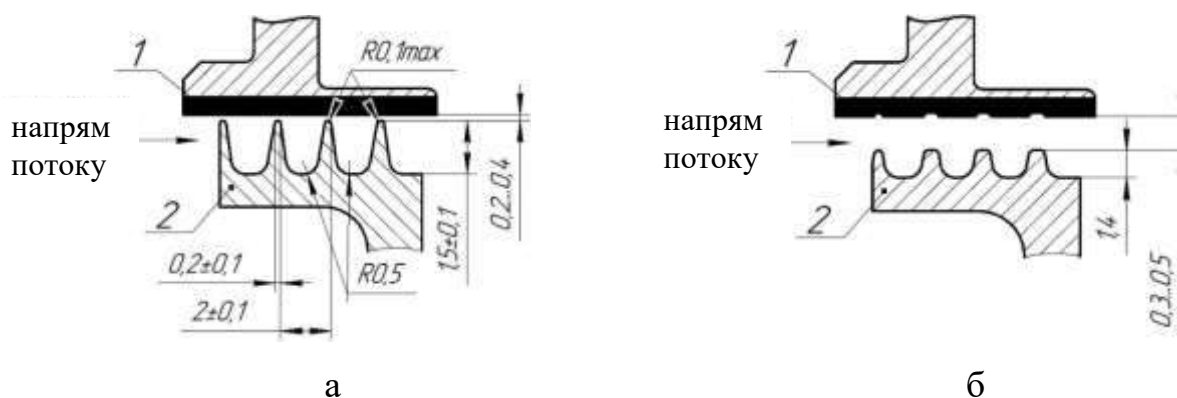
повітря, що потрапляє в проточну частину турбіни, і таким чином, підвищити її ККД і паливну ефективність двигуна в цілому.



а, б – відшаровування; в – ерозійне зношування; г – відкол

Рисунок 5.5 – Дефекти покриттів ЛУ

У роботі [114] було показано, що зазначеним умовам експлуатації може відповідати вдосконалене покриття типу КНА. Враховуючи, що в конструкції турбіни турбовальних ГТД сімейства ТВЗ-117 ущільнювальні покриття знаходять широке застосування, ефективність від застосування вдосконаленого складу покриття, що забезпечуватиме мінімальний і стабільний в часі радіальний зазор, і, тим самим, стабільне значення протікання газу, буде суттєво збільшена. Схема номінального і зношеного чотиригребінцевого лабіринтного ущільнення турбіни ГТД сімейства ТВЗ-117 показана на рис. 5.6.



1 – ущільнювальне покриття КНА-82+Co-Ni-Cr-Al; 2 – гребінці ротора турбіни ГТД

Рисунок 5.6 – Номінальне (а) і зношене (б) лабіринтне ущільнення турбіни ГТД сімейства ТВ3-117

Відомо, що основною характеристикою ЛУ, що визначає його ефективність, є масове протікання газу [135]. При плинні газу в ущільненні з докритичними (дозвуковими) швидкостями витрата визначається формулою А. Стодола [131, 136] заснованій на уявленнях про повне гасіння швидкості в камерах і про відсутність звуження потоку в зазорах, що подібнюються послідовному ряду сопел:

$$G = \mu \cdot \pi \cdot D \cdot \delta \sqrt{\frac{p_1^2 - p_2^2}{z \cdot R \cdot T_1}} \quad 5.1$$

де μ – коефіцієнт витрат, що враховує гідравлічний опір і конструктивні особливості ущільнення;

D – середній діаметр зазору;

δ – зазор в ущільненні;

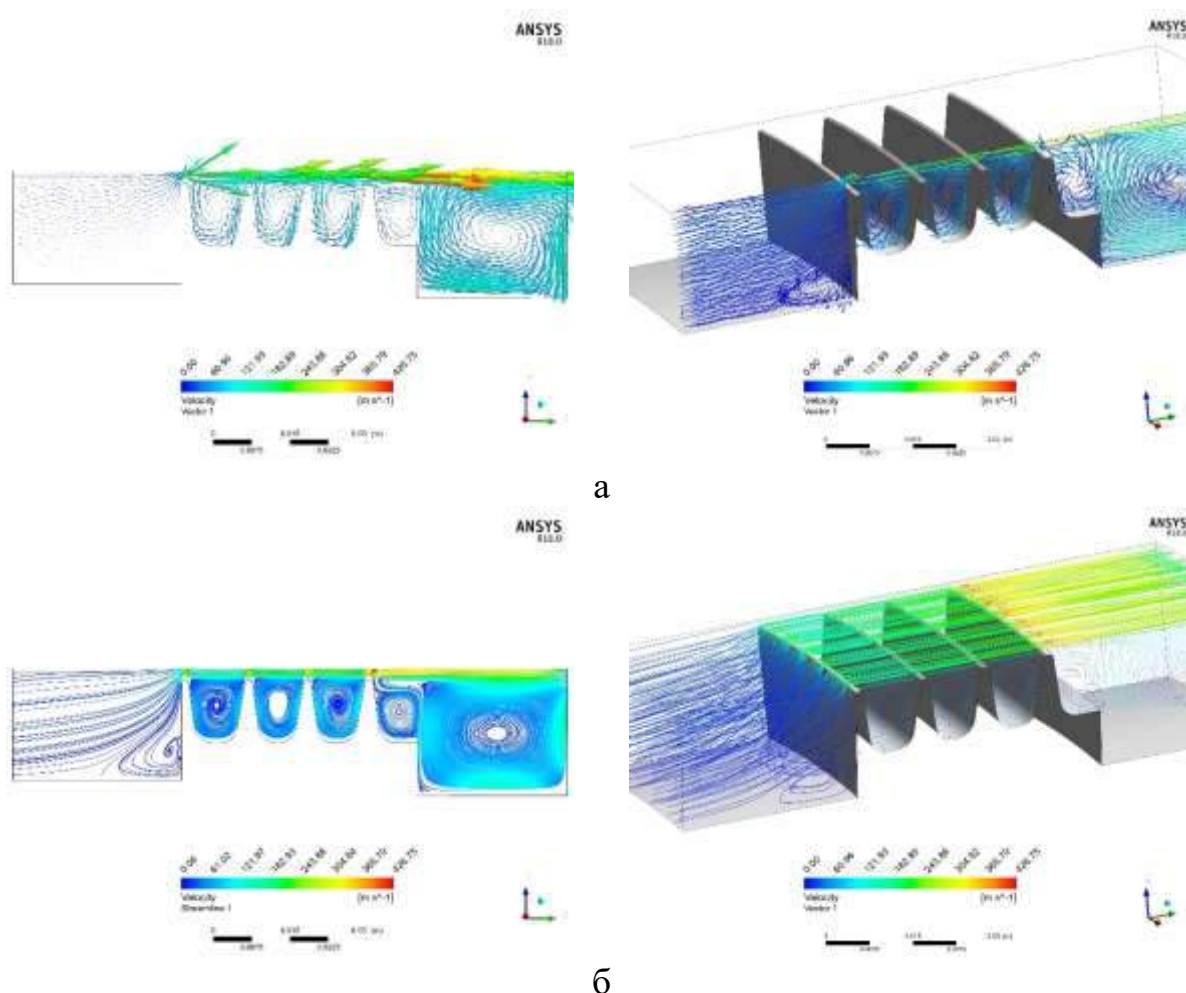
p_1 і p_2 – тиск газу відповідно перед лабіринтом, на стороні високого тиску, і за лабіринтом;

z – число гребенів лабіринтного ущільнення;

R – газова постійна;

T_1 – температура газу перед ущільненням.

Основний ефект при роботі досліджуваних ущільнень досягається за рахунок зменшення витрат повітря через зазор викликаних зливом потоку й виникненням вихрових явищ (рис. 5.7).



а – номінальний; б – збільшений

Рисунок 5.7 – Лінії потоку в проточній частині лабіринтного ущільнення турбіни компресора ГТД сімейства ТВ3-117 з різними зазорами в лабіринтному ущільненні (цифрова шкала визначає швидкість потоку)

Зміна режиму плинну потоку з ламінарного на турбулентний призводить до різкого зростання хвильового опору і, як наслідок, зниження витрат повітря. При цьому найбільш важливими факторами, що забезпечують ефективність його роботи є збереження номінального зазору й геометрії гребінців.

Вихідні дані для розрахунків величини витрат газу через ЛУ турбіни компресора (ТК) й вільної турбіни (ВТ) ГТД сімейства ТВ3-117 наведені в табл. 5.1.

Таблиця 5.1 – Вихідні дані для розрахунку витрат газу крізь лабіринтні ущільнення турбіни компресору і вільної турбіни ГТД ТВ3-117

№ п/п	Параметр	Лабіринтне ущільнення (ступень/турбіна)			
		I-ст. ТК	II- ст. ТК	I-II- ст. ВТ	II- ст. ВТ
1	Коефіцієнт витрат [137]	0,7	0,7	0,7	0,7
2	Середній діаметр зазору, мм	212	206	186	198
3	Тиск газу перед лабіринтним ущільненням, МПа;	0,95	0,48	0,16	0,10
4	Тиск газу за лабіринтним ущільненням, МПа;	0,57	0,26	0,1	0,09
5	Число гребінців лабіринтного ущільнення, шт	4	5	8	5
6	Температура газу перед лабіринтним ущільненням, К	623	573	523	523

У результаті оцінки розмірів гребінців ЛУ партії двигунів після наробки в експлуатації впродовж 790...1000 годин було встановлено, що зношування гребінців по висоті становило 0,10...0,12 мм. При цьому, з урахуванням

зношування ущільнювального покриття, середній радіальний зазор в ущільненні становив 0,30 мм.

Дослідження залежності витрат газу через ЛУ двигуна показують (рис. 5.8), що максимальний вплив на ККД турбіни забезпечують ЛУ першої і другої ступеней турбіни компресора. Це пов'язано з максимальною температурою і перепадом тисків на даних ступенях турбіни.

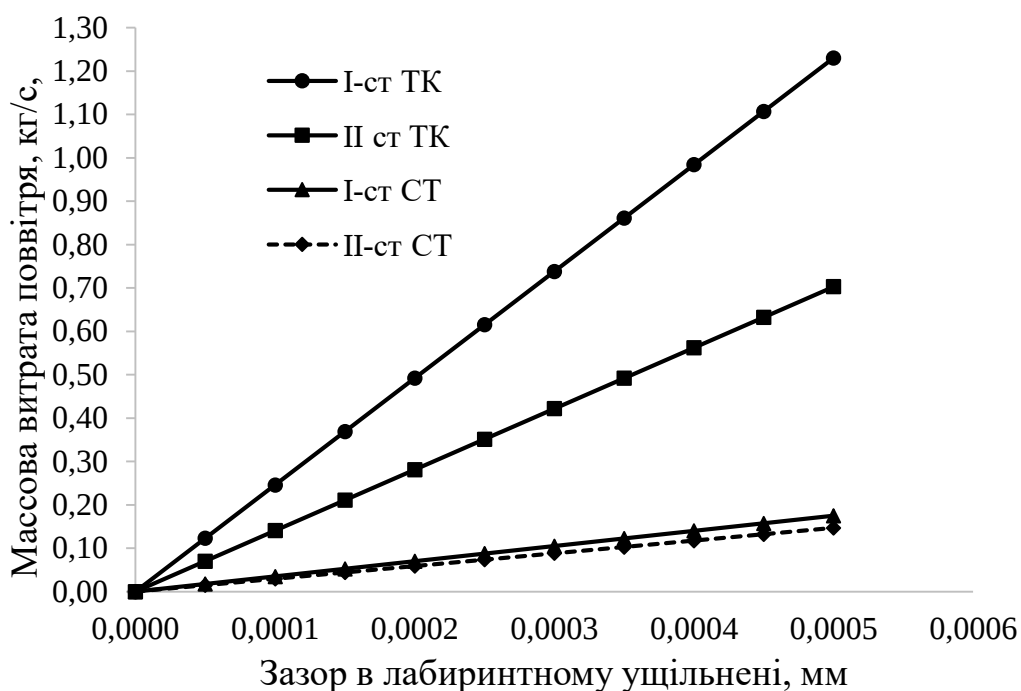


Рисунок 5.8 – Залежності витрати газу через ЛУ відносно величини зазору

Сумарні витрати газу через усі лабиринтні ущільнення турбіни компресора й вільної турбіни при номінальних зазорах складових 0,2 мм становить 0,9 кг/с. Зношування торців гребінців ЛУ сприяє збільшенню радіального зазору й, як наслідок, сумарної витрати газу до 1,35 кг/с. Враховуючи, що номінальна витрата повітря через компресор ГТД ТВ3-117ВМ становить 8,7 кг/с можна побачити, що при номінальних зазорах у ЛУ витік газу становить 10,3 %. Збільшення радіальних зазорів у ЛУ, викликане зношуванням торців гребінців, призводить до підвищення витоку газу до 15,5 %, що на 5,2 % більше витоку через ЛУ в проточну частину турбіни з

номінальними зазорами. Таким чином, ґрунтуючись на емпіричній залежності збільшення питомої витрати палива ГТД залежно від витоків повітря в проточну частину турбіни, можна припустити, що збільшення питомих витрат двигуна внаслідок зношування гребінців ЛУ складе 0,6 %. Для ГТД ТВ3-117ВМА, питомі витрати палива якого на крейсерському режимі роботи становлять порядку 0,255 кг/к.с.·год, збільшення витрат палива складатиме $1,53 \cdot 10^{-3}$ кг/к.с.·год. Таким чином, враховуючи, що потужність двигуна на крейсерському режимі роботи складає 1500 к.с. (1103 кВт), застосування розроблених покриттів в ЛУ турбіни компресора та вільної турбіни дозволить знизити витрати палива за годину на 2,3 кг (додаток А).

Враховуючи, що двигун ТВ3-117 є основою сімейства турбовальних двигунів різних модифікацій, котрі застосовуються на цивільних і військових вертольотах, а також як силові установки літаків, річна програма його випуску становить порядку 100 двигунів на рік. При середньому річному ресурсі порядку 800 годин, очікуваний економічний ефект від застосування вдосконаленого покриття КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y в конструкції турбін складе 184 т авіаційного палива.

Таким чином, для збереження оптимальних радіальних зазорів у лабіринтному ущільненні турбін ГТД було розроблено ущільнення, що припрацьовується і здатне працювати при температурах 1050...1100 °С. Його застосування дозволяє знизити питомі витрати палива, підвищити ККД турбіни; а також запобігти зношуванню торцевих поверхонь гребінців лабіринтного ущільнення дисків. Аналіз ефективності застосування вдосконалених покриттів КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y в конструкції лабіринтних ущільнень турбіни компресора та вільної турбіни довів, що даний захід дозволяє одержувати значну ефективність за рахунок зменшення зношування гребінців лабіринтних ущільнень на роторній частині, і, як наслідок, зниження величини витoku холодного повітря в проточну частину турбін.

5.3 Висновки

1. В процесі дослідження особливостей умов експлуатації газотермічних покриттів, які наносять на лабіринтні ущільнення, було встановлено, що в процесі наробки двигуна, особливо на стадії припрацьовування відбувається зношування як гребінців ЛУ, так і покриттів, що пов'язано зі зсувом ротора ГТД, викликаного можливою похибкою опор ротора або його дизбалансом. В подальшому, при експлуатації, величина зазору змінюється внаслідок стирання гребінців лабіринтного ущільнення (зношування гребінців по висоті становило 0,10...0,12 мм) та появи дефектів в покриттях.

2. Використання методу кінцевих елементів дозволило визначити особливості плинну газового потоку в лабіринтному ущільненні турбіни компресора і вільної турбіни ГТД сімейства ТВЗ-117 та встановити залежності витрат газу через ЛУ від величини зазору. Визначено, що застосування удосконалених покриттів КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y в конструкції лабіринтних ущільнень турбіни, при середньому річному наробітку 800 годин, забезпечить загальне зниження витрат авіаційного палива на 184 т.

ВИСНОВКИ

1. В роботі була вирішена задача удосконалення складу ущільнювальних покриттів, які можуть тривалий час експлуатуватись в умовах дії агресивного розігрітого газового потоку. Введення трьох комбінацій запропонованих ітрійвмісних лігатур - з монокомпонентом ітрієм (Y), подвійною композицією Ni-Y та зі складною системою Co-Ni-Cr-Al-Y дозволило підвищити термічну стійкість покриттів та забезпечити реалізацію поетапних фазових перетворень, з утворенням різних за природою оксидних та інтерметалідних сполук.

2. Під час досліджень встановлено, що додавання ітрійвмісних лігатур приводить до подрібнення напилених частинок і зумовлює більш рівномірний розподіл пор. Причому найбільш сприятливу структуру після газополуменевого напилення мали покриття складу №2 та №3, які в подальшому характеризувались задовільними показниками триботехнічних характеристик та опору дії високотемпературного газового середовища.

3. Рентгеноструктурні дослідження дозволили встановити особливості формування фазового складу ущільнювальних покриттів, як під час нанесення, так і в процесі довготривалої високотемпературної витримки. Встановлено, що після газополуменевого напилення формується певна кількість інтерметалідних фаз (NiAl, Ni₃Al, Ni₅Y, CoCr₂, Co₂Al₅, Ni₂Si) та оксид ітрію Y₂O₃. На етапі припрацьовування роторно-статорних елементів двигуна це є позитивним фактором для запобігання інтенсивному зношуванню деталей ротору на початкових етапах експлуатації двигуна. Після проведення подальшої високотемпературної обробки залишаються інтерметалідні фази та з'являються нові оксидні фази (B₂O₃, NiO, Al₂O₃), збільшується кількість оксиду Y₂O₃, а також шпінельні сполуки (NiCr₂O₄, CoAl₂O₄), що позитивно впливає на жаро- і зносостійкість покриттів, а також їх ерозійну стійкість. Оскільки збільшення кількості цих фаз відбувається після припрацьовуванні покриттів, зношування деталей ротору на початковому етапі буде мінімальним, а в подальшому на

етапі усталених режимів роботи газотурбінного двигуна відповідні структурні зміни сприятимуть підвищенню зносо- та жаростійкості покриттів.

4. Визначення теплофізичних характеристик експериментальних покриттів дозволило встановити неявно виражений максимум теплоємності у покритті складу №2, який відповідає температурі 625 °С, що, ймовірно, свідчить про розвиток перетворення в окремій фазі (утворення оксиду ітрію), що відбувається в діапазоні 550...700 °С, яке в подальшому може призводити до зниження експлуатаційної стійкості покриття. При цьому визначення температурного коефіцієнта лінійного розширення підтвердило можливість розвитку процесів окислення, і зміну пористості покриттів при термоциклюванні, оскільки була виявлена зміна траєкторії дилатометричної кривої після повторного нагрівання. Найменша різниця в ході дилатометричних кривих спостерігається в покритті складу №3, що, ймовірно, пов'язано з тим, що в структурі отриманого матеріалу під час нагрівання формуються подвійні шпінелі, які мають більш компактну будову.

5. Формування в об'ємі експериментальних ущільнювальних покриттів, легованих лігатурами, що містять ітрій, додаткових фаз приводить до зниження показників тепло- та температуропровідності. Підвищення теплозахисних властивостей розроблених покриттів в подальшому сприятиме покращенню жароміцності та експлуатаційної стійкості деталей статору в цілому.

6. Легування ущільнювального покриття на основі нікелю комплексною лігатурою Co-Ni-Cr-Al-Y (склад №3) дозволяє забезпечити задовільний рівень таких експлуатаційних властивостей, як міцність адгезійної взаємодії покриття із різними матеріалами основи та опір ерозії, що, ймовірно, пов'язано з формуванням на поверхні розробленого матеріалу щільних монооксидних та шпінельних плівок, які не тільки підвищують ерозійну стійкість, але і позитивно впливають на жаростійкість покриття.

7. Для визначення зносостійкості ущільнювальних покриттів була застосована нестандартна методика визначення їх фрикційних характеристик із використанням додаткових параметрів оцінки триботехнічного та

геометричного стану контактних з'єднань елементів роторно-статорної частини турбіни ГТД. Ці характеристики дозволили виявити особливості фрикційної взаємодії покриттів з матеріалом ротору та встановити, що найбільш задовільні показники триботехнічних властивостей за частотою відтворення оціночних параметрів виявляють покриття складу №3, який слід рекомендувати для заміни серійних ущільнювальних покриттів, що працюють в умовах впливу розігрітого газового потоку та контактної взаємодії роторно-статорних деталей турбіни.

8. Встановлено, що формування дисперсних включень термостійких шпінелей NiCr_2O_4 , CoAl_2O_4 в покриттях складу №3, ймовірно, дозволяє підвищити опір високотемпературній корозії і, в подальшому, експлуатаційну надійність деталей ГТД.

9. В процесі дослідження особливостей умов експлуатації газотермічних покриттів, які наносять на лабіринтні ущільнення, було встановлено, що в процесі наробки двигуна, величина радіального зазору змінюється внаслідок стирання гребінців лабіринтного ущільнення (зношування гребінців по висоті становило 0,10...0,12 мм) та появи дефектів покриттів. Застосування удосконалених покриттів КНА-82+Co-Ni-Cr-Al-Y в конструкції лабіринтних ущільнень турбіни, дозволяє зберегти величину радіального зазору, що при середньому річному наробітку 800 годин забезпечить загальне зниження витрат авіаційного палива на 184 т.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Гецов Л. Б. Детали газовых турбин. Материалы и прочность : учеб. пособие. Москва : Машиностроение, 1988. 296 с.
2. Иноземцев А. А., Нихамкин М. А., Сандрацкий В.Л., Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок: учеб. пособие. Москва: Машиностроение, 2007. 208 с.
3. Смирнов Н. Н., Владимиров Н. И., Черненко Ж. С., Техническая эксплуатация летательных аппаратов: учеб. пособие. Москва: Транспорт, 1990. 423 с.
4. Рудаченко А.В., Чухарева Н.В. Газотурбинные установки: учеб. пособие. Издательство Томского политехнического университета, 2008. 139 с.
5. Демин Ф.И., Проничев Н. Д., Шитарев И.Л. Технология изготовления основных деталей газотурбинных двигателей. учеб. пособие: Москва: Машиностроение, 2002. 328 с.
6. Бондарчук П.В. Проектирование управления радиальными зазорами в турбокомпрессоре ГТД [Электронное издание]: учеб. пособие. Самара, 2011. 326 с.
7. Демин Ф. И., Шитарев И. Л., Проничев И. Д. Технология изготовления основных деталей газотурбинных двигателей: учеб. пособие: Самара: СГАУ, 2012. 324 с.
8. Шаблий Л. С. Проблемы оптимизации многоступенчатых компрессоров при создании перспективных ГТД. *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика СП Королёва (национального исследовательского университета)*. 2012. №3-4(34).
9. Базылева О. А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Высокотемпературные интерметаллидные сплавы для деталей ГТД. *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №28. С. 36–39.

10. Павлова Т. В., Кашапов О.С., Ночовная Н.А., Титановые сплавы для газотурбинных двигателей. *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2012. №5. С. 8–14.
11. Каблов Е. Н. Авиационное материаловедение: итоги и перспективы. *Вестник Российской академии наук*. 2002. №1. С. 3–12.
12. Маткова А. В., Матвійчук А.В. Металеві сплави для виготовлення авіаційної техніки. *Наукові нотатки*. 2010. №29. С. 121–122.
13. Моляков В. Д., Осипов М. И., Тумашев Р. З. Повышение эффективности режимов работы газотурбинного двигателя. *Вестник Московского государственного технического университета им. НЭ Баумана. Серия «Машиностроение»*. 2006. №3.
14. Кофман В. М. Определение показателей эффективности работы компрессора и вентилятора ГТД по параметрам неравномерных воздушных потоков. *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2010. Т. 14. №. 5 (40).
15. Ловинский С. И. Теория авиационных двигателей: учеб.пособие. Москва: Машиностроение, 1982. 223 с.
16. Абианц В. Х. Теория авиационных газовых турбин: учеб.пособие. Москва: Машиностроение, 1979. 215 с.
17. Моляков В. Д., Осипов М. И., Сыромятникова Л. И., Тумашев Р.З. Метод расчета и анализ режимов работы многовальных газотурбинных двигателей усовершенствованных циклов. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение*. 2008. №4. С. 3–24.
18. Сравнительный анализ щеточного и лабиринтного уплотнений / Г. Т. Пейчев та ін. *Вестник двигателестроения*. 2009. №1. С. 66–70.
19. Мубояджян С. А. Защитные покрытия для деталей горячего тракта ГТД. *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2011. №3. С. 26–30.
20. Beaupain O., Jeunechamps P. P., Ponthot J. P. Numerical simulation of blade/casing rub interaction. *European Workshop on New Aero Engine Concepts, Munich*. 2010. Т. 30.

21. Хориков А. А. Особенности изменения радиального зазора и износа прирабатываемого покрытия в осевом компрессоре при флаттере лопаток. *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2015. Т. 19. №. 3 (69).

22. Кофман В. М. Определение коэффициента полезного действия турбины ГТД по параметрам неравномерных газовых потоков. *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2012. т. 16. №. 5 (50).

23. Matthias Neef, Eric Sulda, Norbert Surken, Jan Walkenhorst. Design features and performance details of brush seals for turbine applications. *ASME Paper No. GT2006-90404. Proceedings of Rower for Land, Sea and Air, Barcelona, Spain, May 8-11, 2006*. P. 1—8.

24. Заричный А. Ф., Ильичев В.Ю., Сотовые уплотнения турбоустановок и направления их совершенствования. *Наукоемкие технологии в приборо- и машиностроении и развитие инновационной деятельности в вузе: материалы Всероссийской научно-технической конференции, (24–26ноября2015 г)*. Калуга: Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2015. т 1. 232 с.

25. Буглаев В.Т., Перевезенцев В.Т., Карташов А.Л. Сотовые уплотнения в турбомашинах: монография 2-е изд., перераб. и доп. Брянск: БГТУ, 2006. 192с.

26. Lattime S. B., Steinetz B. M. High-pressure-turbine clearance control systems: current practices and future directions. *Journal of propulsion and power*. – 2004. №. 2. P. 302-311.

27. Патент РФ № 1540389, Турбина газотурбинного двигателя и способ регулирования радиального зазора в турбине; Н.Б.Болотин, дата подачи заявки 24.04.2014, опубликовано: 10.06.2014 Бюл. № 16.

28. Поварова К. Б. Изучение влияния редкоземельных металлов на жаропрочность сплавов на основе Ni_3Al . *Металлы*. 2011. №1. С. 55–63.

29. Бутонов В. В., Чёрный М.С, Шевченко И.В. Расчётное обоснование способов регулирования радиального зазора на турбине высокого давления

двигателя РД1700. *Материалы Всероссийской научно-технической конференции «Аэрокосмическая техника и высокие технологии»*. Москва: Труды МАТИ. 2003. №2003. С. 168–173

30. Коростелев Ю. А., Макаркина Т.В., Щербаков В.Ф. Измерение радиального зазора ёмкостными датчиками. Метрологическое обеспечение испытаний авиационных двигателей. Москва: Труды ЦИАМ, № 1090, 1984 г.

31. Murzin S. P. Exposure to laser radiation for creation of metal materials nanoporous structures. *Optics & Laser Technology*. 2013. P. 509-512.

32. Патент РФ 2013158492/06, Способ регулирования радиального зазора в турбине газотурбинного двигателя / Н.С. Мельникова, Г.В. Добрянский; патентообладатель: Федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-производственный центр газотурбиностроения»; Дата подачи заявки: 30.12.2013 /Опубликовано: 10.01.2015 Бюл. № 1, 2015.

33. РФ № 2012118142, Газотурбинный двигатель, способ регулирования радиального зазора в турбине и турбина газотурбинного двигателя, F03H 99/00, 2013 г.

34. Мубояджян С. А. Защитные покрытия для деталей горячего тракта ГТД. *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2011. №3. С. 26–30.

35. Барвинок В. А. Срабатываемые, износостойкие и теплозащитные покрытия для деталей газового тракта турбины, компрессора и камеры сгорания ГТД. *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика СП Королёва (национального исследовательского университета)*. 2009. №3.

36. Балдаев Л. Х. Реновация и упрочнение деталей машин методами газотермического напыления: монография. Москва: КХТ, 2004. 134 с.

37. Мубояджян С. А., Лесников В. П., Кузнецов В. П. Комплексные защитные покрытия турбинных лопаток авиационных ГТД. Екатеринбург: Изд-во «Квист», 2008. 208 с

38. Патон Б. Е., Строганов Г.Б., Кишкин С.Т. Жаропрочность никелевых сплавов и защита их от окисления. Киев: Наукова Думка, 1987. 256 с.

39. Гречанюк Н. И. Современные теплозащитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей и оборудование для их получения. *Наукові нотатки*. 2011. №31. С. 92–99.

40. Ножницкий Ю. А. Новые технологические процессы и надежность ГТД / Ю. А. Ножницкий. // ЦИАМ. – 2008. – №7. – С. 144–158.

41. Мубояджян С. А. Промышленное ионно-плазменное оборудование для нанесения защитных покрытий. *Энциклопедия инженера-химика*. 2012. №5. С. 34–41.

42. Мубояджян С. А., Будиновский С.А. Промышленная установка МАП-1 для нанесения защитных покрытий различного назначения. *Авиационная промышленность*. 1995. №7-8. С. 44–48.

43. Мубояджян С. А. Современные вакуумные процессы ионной обработки поверхности. *Конверсия в машиностроении*. 2004. №. 4. С. 69-77.

44. Блинов И. Г. Вакуумные сильноточные плазменные устройства и их применение в технологическом оборудовании микроэлектроники. *Микроэлектроника*. 1974. №8. С. 269.

45. Способ получения жаростойкого покрытия /А. М. Смыслов [и др.] // Заявка РФ № 2009116343 МПК C23C14/00, положительное решение от 30.08.2011 г

46. Ионно-плазменная технология формирования покрытий на лопатках турбины ГТД из жаростойких никелевых сплавов/ А. М. Смыслов и др. // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2012. Т. 16. №. 1 (46).

47. Мубояджян С. А., Каблов Е. Н., Будиновский С.А. Вакуумно-плазменная технология получения защитных покрытий из сложнолегированных сплавов. *МиТОМ*. 1995. №2. С. 15.

48. Пыриков П. Г. Разработка научных основ повышения работоспособности рабочих органов и инструментов машин и оборудования лесного комплекса: дис. канд. техн. наук. Брянск, 2009.

49. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита от их окисления. Под ред. Б.Е. Патона. К.: Наукова думка, 1987, 256 с.
50. Осокин В. А., Шпак П. А., Пилюк Е. Л. Перспективы совершенствования конструкций теплозащитных покрытий для лопаток газотурбинных установок. *Перспективные материалы*. 2008. №. 2. С. 19-27.
51. Сравнительные исследования износостойких материалов для плазменного напыления. Большаков В. И. и др. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2010. №. 1. С. 10-22..
52. Каблов Е. Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники. *Вестник Российской академии наук*. 2012. Т. 82. №. 6. С. 520.
53. d'Oliveira A., Vilar R., Feder C. G. High temperature behaviour of plasma transferred arc and laser Co-based alloy coatings. *Applied Surface Science*. 2002. №. 1-4. P. 154-160.
54. Исследование структуры и свойств газотермических покрытий системы WC–Co–Cr, полученных высокоскоростными методами напыления/ Ю. С. Борисов и др. *Автоматическая сварка*. 2015. №10. С. 26–29.
55. Борисов Ю. С., Петров С. В. Использование сверхзвуковых струй в технологии газотермического напыления. *Автоматическая сварка*. 1995. №. 1. С. 41-44..
56. Chivavibul P., Watanabe M., Kuroda S. Development of WC–Co Coatings Deposited by Warm Spray Process. *J. of Thermal Spray Technology*. 2008. V. 17, Issue 5-6. P. 750–756.
57. Murthy J.K.N., Venkataraman B. Abrasive wear behaviour of WC–Co–Cr and Cr₃C₂–20(NiCr) deposited by HVOF and detonation spray processes. *Surface and Coatings Technology*. 2006. V. 200. Issue 8. P. 2642–2652.
58. Вашкевич Ф. Ф., Спільник А. Я., Рижков Ю. В. Розробка технології захисту деталей авіаційних двигунів від високотемпературної ерозії. *Строительство. Материаловедение. Машиностроение. Серия: Стародубовские чтения*. 2012. №. 64. С. 145-148.

59. Мурзин С. П. Формирование структур материалов лазерным воздействием для повышения эксплуатационных свойств деталей авиадвигателестроения. *Компьютерная оптика*. 2016. №3. С. 353–359.
60. Murzin, S.P. Local laser annealing for aluminium alloy parts. *Lasers in Engineering*. 2016. Vol. 33(1-3). P. 67-76.
61. Будиновский С. А. Ионно-плазменные жаростойкие покрытия с композиционным барьерным слоем для защиты от окисления сплава ЖС36-ВИ. *MuTOM*. 2011. №. 1. С. 34-39
62. Мурзин С. П. Разработка технологического метода повышения эксплуатационных характеристик деталей лазерной обработкой и определение требований к применению фокусаторов излучения. *Компьютерная оптика*. 2006. Т. 30. С. 44-48.
63. Барвинок, В.А. Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий: монография. Москва: Машиностроение, 1990. 384 с.
64. Мигунов В. П. Уплотнительные материалы для проточного тракта ГТД. *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №. S. С. 94.
65. Irissou E., Dadouche A., Lima R. S. Tribological Characterization of plasma-sprayed Co-Ni-Cr-Al-Y-BN abradable coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2014. Т. 23. №. 1-2. P. 252-261.
66. Gao S. et al. Tribological behaviors of turbofan seal couples from friction heat perspective under high-speed rubbing condition. *Friction*. 2016. Т. 4. №. 2. P. 176-190.
67. Beghini M., Bertini L., Frendo F. Thermal expansion coefficient of a NiCoCrAlY-ZrO₂ (Y₂O₃) coating by a digital image processing based dilatometer. *International Journal of Materials and Product Technology*. 2000. Т. 15. №. 1-2. P. 78-90.
68. Johnston R. E. Mechanical characterisation of AlSi-hBN, NiCrAl-Bentonite, and NiCrAl-Bentonite-hBN freestanding abradable coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2011. Т. 205. №. 10. P. 3268-3273.

69. Свойства элементов / Под ред. Г.В. Самсонова. Справочник. Ч. 2. Физические свойства. 2-е изд. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
70. Stringer J., Marshall M. B. High speed wear testing of an abradable coating. *Wear*. 2012. Т. 294. Р. 257-263.
71. Beghini M., Bertini L., Frenzo F. Thermal expansion coefficient of a NiCoCrAlY-ZrO₂ (Y₂O₃) coating by a digital image processing based dilatometer. *International Journal of Materials and Product Technology*. 2000. Т. 15. №. 1-2. Р. 78-90.
72. Тугоплавкие сплавы в изделиях авиационной и космической техники / Г. М. Воронин и др. *Авиационные материалы на рубеже XX-XXI веков*. 1994. С. 264–273.
73. Коржов В. П., Карпов М. И., Прохоров Д. В. Многослойная структура и высокотемпературная прочность жаропрочных материалов на основе соединений ниобия с алюминием и кремнием, полученных из композитов Nb-Al и Nb-Si. *Физика и техника высоких давлений*. 2013. №. 23. С. 99-107.
74. Новые материалы в технике/ Под ред. Е.Б. Тростянской и др. М.: 1962.С. 354–365.
75. Юм-Розери В., Рейнор Г. В., Бородкина М. М. Структура металлов и сплавов: Пер. с англ. Металлургиздат, 1959.
76. Бунтушкин В. П. Влияние структуры на механические свойства легированного интерметаллида Ni₃Al. *Металлы*. 1995. №. 3. С. 74-80.
77. Афанасьев Н. И. и др. Структура и свойства жаростойких покрытий из сплава Ni-Cr-Al-Y. *Изв. вузов. Физика*. 1986. №. 12. С. 22-25
78. Каблов Е. Н., Оспенникова О. Г., Вершков А. В. Редкие металлы и редкоземельные элементы–материалы современных и будущих высоких технологий. *Труды ВИАМ*. 2013. №. 2. С. 58-59
79. Михайличенко А. И., Михлин Е. Б., Патрикеев Ю. Б. Редкоземельные металлы. Москва: Металлургия, 1987. Т. 232. 228с

80. Влияние микролегирования РЗМ на свойства и структурно-фазовые превращения в интерметаллидном сплаве ВКНА-25-ВИ/ Сидоров В. В. и др. *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №. 4. С. 8-13.

81. Смыслов А. М. Особенности высокотемпературной газовой коррозии жаростойкого ионно-плазменного покрытия ВСДП-11, модифицированного ионами иттербия. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2009. №10. С. 137–141.

82. Каблов Е. Н. Авиационное материаловедение: итоги и перспективы. *Вестник Российской академии наук*. 2002. №1. С. 3–12.

83. Козлов Э. В. Влияние легирования лантаном на фазовый состав суперсплава на основе Ni-Al-Cr. *Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. 2013. Т. 18. №. 4-2.

84. Крюков Ш. И., Масалева Е. Н., Рыбников А.И. Влияние малых добавок иттрия на структуру и фазовый состав сплава ЖС6К. *МиТОМ*. 1983. №3. С. 44–47.

85. О механизме влияния иттрия на жаростойкость никель-хромовых сплавов/ Агеев Н.В и др. *ДАН СССР*. 1975. т 221. №6 с 1348

86. Гемпел, К.А. Справочник по редким металлам. М.: Рипол Классик, 2013. 940 с

87. Томашов Н. Д., Чернова Г.П. Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы. М.: Металлургия, 1993.

88. Влияние лантана и иттрия на жаростойкость монокристаллов из жаропрочных высокорениевых никелевых сплавов. В. В. Сидоров др. *Авиационные материалы и технологии*. 2005. №1. С. 7–15.

89. Альтовский Р. М. Коррозионные свойства иттрия. М: Атомиздат, 1969. 354 с.

90. Wang Y. et al. Adhesion to Substrate and Friction and Wear Behavior of Ni Alloy-Based Self-Lubricating Composite Coatings Prepared by High Velocity Oxygen Fuel Spraying [J]. *Materials Protection*. 2009. Т. 10. С.22.

91. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др.; Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. 2-е изд., испр. и доп. М.: Машиностроение, 1986. 384 с., ил.

92. Гончаров В. С., Васильев Е.В., Жаростойкие покрытия на основе иттрия. *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2013. №. 3 (25).

93. Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы. Нью-Йорк–Лондон–Сидней–Торонто, Пер. с англ. М.: Металлургия. 1976.

94. Качанов Е. Б., Тамарин Ю.А. Покрытия для защиты лопаток турбин от сульфидной коррозии. *Технология легких сплавов*. 2005. №3. С. 171–180.

95. Абраимов Н.В. Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин. Москва: Машиностроение, 1993. 336 с.

96. Влияние жаростойкого покрытия на деградацию микроструктуры сплава ЖС6У/ Н.И. Афанасьев и др. *Изв. вузов. Сер. Физика*. 1986. № 12. С. 109-111

97. Hajmrle K., Fiala P , Chilkowich A.P. , Shiembob L.T. Abradable Seals for Gas Turbines and Other Rotary Equipment. *ASME Turbo Expo 2004: Power for Land, Sea, and Air*. Volume 4: Turbo Expo 2004. Vienna, Austria, June 14–17, 2004. pp. 673-682

98. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография: учебное пособие для вузов. Москва: Металлургия, 1976. 270 с.

99. Русаков А.А. Рентгенография материалов. Москва: Атомиздат, 1977. 480 с.

100. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. Москва: Гос. изд-во физ. мат. литературы, 1961. 863 с.

101. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов. Справочник. Москва: Машиностроение, 1979. 134 с.

102. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: в 3 т.: Т.1-3 / Под общ. ред. Н.П.Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. Т.1 992с., Т.2 .1024 с., Т.3. кн.1. 872 с., Т.3. кн.2. 448 с.

103. Обеспечение износостойкости изделий. Методы испытаний на износостойкость. Общие требования: ГОСТ 30480-97. [Дата введения в Украине 1999-07-01]. М.: Издательство стандартов, 1997. - 12 с

104. Кубич В.И. Безразмерный комплекс параметров оценки сближения поверхностей модельных трибосопряжений через смазочные слои. *Наука. Технологии. Производство*. С.Петербург. 2015. №3(7). С.75-79.

105. Кубич В.И. Критерий оценки функциональности смазочных слоев в модельных трибологических системах. *Хаос и структуры в нелинейных системах. Теория и эксперимент: Материалы 9-ой Междунар. науч. конф., 90-летию академика Е.А. Букетова*. Караганда: Изд-во КарГУ, 2015. С.86-89

106. Тушинский Л. И., Плохов А. В. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. Новосибирск: Наука, 1986. 218 с.

107. Степнов М.Н. Статистическая обработка результатов механических испытаний. Москва: Машиностроение, 1972. 231 с.

108. Влияние состава покрытий на основе интерметаллидов никеля на механизмы их изнашивания в условиях высокотемпературных трибоиспытаний/ Уманский А. П. и др. *Проблеми трибології*. 2012. №. 3. С. 123-127.

109. Химическая энциклопедия / ред. кол. Кнунянц И.Л. и др., Советская энциклопедия, 1990. Т.2. 671 с.

110. Войтович Р.Ф. Окисление нитридов и карбидов. К.: Наукова думка, 1981. 192 с.

111. Кудинов В.Е. Плазменные покрытия. М.: Наука, 1977. 184 с.

112. Исследование фазового состава жаростойких уплотнительных покрытий, применяемых в ГТД / В.Л. Грешта, Д.В. Ткач, А.В. Климов, Е.Г. Сотников, З.В. Леховицер, Л.П. Степанова. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2016. № 8. С. 113–121.

113. Разработка состава теплозащитного покрытия на детали газотурбинных двигателей, работающих в условиях высоких температур/

Е.Г. Сотников, З.В. Леховицер, В.Л. Грешта, А.В. Климов, Д.В. Ткач. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2015. № 10(127). С. 6-12.

114. Богуслаев В.А. Исследование жаростойкости теплозащитных уплотнительных покрытий при их легировании комбинированными лигатурами / В.А. Богуслаев, П.Д. Жеманюк, В.Л. Грешта, Е.Г. Сотников, З.В. Леховицер и др. *Авиационно-космическая техника и технология*. №8 (143). 2017. С.61-67.

115. Сотников Е.Г., Грешта В.Л., Ткач Д.В. Проблемы повышения эксплуатационных характеристик лопаток ГТД формированием многослойных покрытий. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів*: зб. матеріалів XIII міжн. наук.-техн. конф., 7-9 жовтня 2014 р. Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. С.193-194.

116. Беліков С.Б., Грешта В.Л., Ткач Д.В., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В., Климов О.В. Оцінка експлуатаційної надійності теплозахисних ущільнювальних покриттів деталей газотурбінних двигунів. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2017. №2. С.14-17.

117. Greshta V., Tkach D., Sotnikov Ye., Pavlenko D., Klymov O. Studying and designing improved coatings for labyrinth seals of gas-turbine engine turbines. *Estern-european jornal of enterprise technologies*. 2018. 4/12 (94). P. 56-63.

118. Грешта В.Л., Ткач Д.В., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В., Климов О.В., Фасоль Є.О. Особливості вибору лігатури для підвищення експлуатаційних властивостей ущільнювальних покриттів деталей турбіни газотурбінних двигунів. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2018. № 1. С.25-31.

119. Грешта В.Л., Ткач Д.В., Климов О.В., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В. Дослідження впливу легування на температурний коефіцієнт лінійного розширення покриттів. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2018. №7 (151). С. 81-87.

120. Металокерамічний ущільнювальний матеріал; пат. 128096 Україна МПК6 C22C 1/1, C22C 19/03. №201806910; заявл. 20.06.18. опубл. 27.08.18, Бюл. №16. 4 с.

121. Сотников Е.Г., Грешта В.Л., Ткач Д.В., Соломонов И.К. Повышение эксплуатационной надежности уплотнительных теплозащитных покрытий деталей ГТД. Тезисы докладов XI Международных молодежных научно-технических чтений им. А.Ф. Можайского. 14-17 травня 2018 р. Запорожье: АО «Мотор Сич». 2018. С. 214-216.

122. Обеспечение износостойкости изделий. Методы испытаний на износостойкость. Общие требования: ГОСТ 30480-97. [Дата введения в Украине 1999-07-01]. М.: Издательство стандартов, 1997. с.12.

123. Голубев Ю.А., Иваненко В.В. Метод определения зависимости энергетической интенсивности изнашивания тормозной накладки от температуры. *Трение и износ*. 2009. Т.30, №4. С.355-35.

124. Справочник по триботехнике. Под общ. ред. М. Хебды, А.В. Чичинадзе. В 3 т. Т.1. Теоретические основы. М.: Машиностроение, 1989. 400 с.

125. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ: учебное пособие. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.

126. Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения: ГОСТ 27674-88. - [Дата введения 1989-07-01]. -М.: Издательство стандартов, 1988. - с.19.

127. Изделия фрикционные из ретинакса. Технические условия: ГОСТ 10851-94. - [Дата введения 1996-01-01]. -М.: Издательство стандартов, 1995. - с.8.

128. Никитин В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин. Л.: Машиностроение. Ленинградское отделение, 1987. 272 с.

129. Бондарчук П. В., Тисарев А. Ю., Лаврушин М. В. Разработка методики расчёта системы управления радиальными зазорами в турбине ГТД. *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета*. 2012. № 3 (34). С. 272–278.

130. Иноземцев А. А., Бажин С. В., Снитко М. А. Вопросы оптимизации радиальных зазоров ТВД авиационного ГТД. *Вестник двигателестроения*. 2012. № 2. С. 149–154.

131. Иноземцев А. А., Сандрацкий В. Л. Газотурбинные двигатели. Москва, 2006. 1204 с.

132. Комаров О. А., Дмитриев С. Ю., Даутов Д. Р., Оссиала В. Б. А. Потери КПД в турбине высокого давления с бандажированной рабочей лопаткой. *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2017. Т. 21, № 2 (76). С. 70–75.

133. Двирнык Я.В., Павленко Д.В., Методика моделирования течения потока в осевом компрессоре ГТД численным методом. *Вестник двигателестроения*. 2014. №1. С. 34-40.

134. Численный анализ возможностей 2-d и 3-d методов проектирования осевых турбомашин / Ю.М. Ануров и др. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. 2009. №4/5 (40). С. 12-18.

135. Макаров А.А, Зайцев Н.Н. Инженерные и теоретические задачи применения лабиринтных уплотнений в высокоскоростных роторных машинах. *Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника*. 2015. № 42. С. 61- 81.

136. Абианц В.Х. Теория авиационных газовых турбин. М.: Машиностроение, 1979. 216 с.

137. Резник С.Б., Бандурко Е.А. Расчётно-экспериментальная оценка эффективности различных типов лабиринтных уплотнений. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2013. № 10. С. 189-193.

ДОДАТОК А

ЗАТВЕРДЖУЮ
 Технічний директор
 ВАТ «Мотор Січ»
 к.т.н. Жемайок І.Д.
 «12» 06 2018 р.
 АКТ



впровадження матеріалу кандидатської дисертації здобувача кафедри
 фізичного матеріалознавства Запорізького національного технічного університету у
 виробництво

Даним актом затверджується, що результати дисертаційної роботи Сотнікова Євгенія Георгійовича «Удосконалення складу газотермічних ущільнювальних покриттів деталей турбіни для підвищення ефективності газотурбінних двигунів», які представлені на здобуття наукового ступеня кандидата технічних планується впровадити у виробництво авіаційних двигунів на підприємстві «Мотор Січ».

Отримані результати дослідження впливу ітрієвміщуючих лігатур на експлуатаційні характеристики ущільнювальних покриттів на основі нікелю типу КНА та КНА-82 дозволяють зробити висновок про зростання експлуатаційної надійності покриттів додатково легованих лігатурою Co-Ni-Cr-Al-Y в порівнянні із серійним покриттям.

Для впровадження розробленого покриття на серійні двигуни підготовлено паспорт на проведення дослідних робіт ПЛАИ-9В.047.2018 для перевірки працездатності розробленого покриття КНА-82-Y і можливості заміни ним покриття КНА. За результатами даної дослідної роботи пропонується прийняти рішення про використання розробленого покриття на серійних двигунах.

Головний конструктор

К.М. Подгорський

Головний металург

В.В. Клочихін

Начальник бюро ущільнювальних
 покриттів та порошкової металургії

З.В. Леховіцер

ДОДАТОК Б



АКТ

Про використання результатів дисертаційної роботи Сотнікова Євгенія Георгійовича «Удосконалення складу газотермічних ущільнювальних покриттів деталей турбіни для підвищення ефективності газотурбінних двигунів» в освітньому процесі Запорізького національного технічного університету кафедри «Фізичне матеріалознавство»

Цей акт свідчить про те, що результати дисертаційної роботи пошукувача Сотнікова Є.Г. використовуються в освітньому процесі у Запорізькому національному технічному університеті на кафедрі фізичного матеріалознавства при виконанні магістрами дипломних проектів за спеціальністю 132 «Матеріалознавство» (освітньо-професійна програма «Прикладне матеріалознавство»), а також в курсі лекцій з дисциплін: «Функціональне призначення матеріалів газотурбінних установок в енергетиці», «Спеціальні сталі та сплави в газотурбобудуванні», «Високотемпературна корозія матеріалів газотурбінних установок», «Методи локальної поверхневої обробки». До складу курсів включені розділи: «Аналіз мікроструктури експериментальних газотермічних покриттів», «Дослідження фазового складу розроблених покриттів», «Оцінка теплофізичних характеристик матеріалів покриттів», «Оцінка експлуатаційної надійності розроблених покриттів за результатами дослідження жаростійкості».

Використання результатів дисертаційної роботи Сотнікова Є.Г. значно підвищує конкурентну здатність та ефективність при виконанні держбюджетних і госпдоговірних тематик за планами науково-дослідних робіт кафедри за рахунок зниження фінансових витрат на розробку нових жаростійких матеріалів для перспективної техніки у важливих галузях вітчизняної промисловості.

Декан інженерно-фізичного
факультету, к.т.н., доц.
Зав. кафедри фізичного
матеріалознавства, д-р техн. наук, проф.

A handwritten signature in blue ink, likely belonging to O.V. Klimov.

О.В. Климов

A handwritten signature in blue ink, likely belonging to V.Yu. Olyshanskyi.

В.Ю. Ольшевський

ДОДАТОК В

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Сотников Е.Г., Грешта В.Л., Ткач Д.В. Проблемы повышения эксплуатационных характеристик лопаток ГТД формированием многослойных покрытий. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів*: зб. матеріалів XIII міжн. наук.-техн. конф., 7-9 жовтня 2014 р. Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. С.193-194.

2. Сотников Е.Г., Леховицер З.В., Грешта В.Л., Климов А.В., Ткач Д.В. Разработка состава теплозащитного покрытия на детали газотурбинных двигателей, работающих в условиях высоких температур. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2015. №10 (127). С. 6-10.

3. Грешта В.Л., Ткач Д.В., Климов А.В., Сотников Е.Г., Леховицер З.В., Степанова Л.П. Исследование фазового состава жаростойких уплотнительных покрытий, применяемых в ГТД. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2016. № 8 (135). С. 113-121.

4. Беліков С.Б., Грешта В.Л., Ткач Д.В., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В., Климов О.В. Оцінка експлуатаційної надійності теплозахисних ущільнювальних покриттів деталей газотурбінних двигунів. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2017. №2. С.14-17.

5. Богуслаев В.А., Жеманюк П.Д., Грешта В.Л., Сотников Е.Г., Леховицер З.В., Ткач Д.В., Степанова Л.П., Климов А.В. Исследование жаростойкости теплозащитных уплотнительных покрытий при их легировании комбинированными лигатурами. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2017. №8 (143). С. 61-67.

6. Greshta V., Tkach D., Sotnikov Ye., Pavlenko D., Klymov O. Studying and designing improved coatings for labyrinth seals of gas-turbine engine turbines. *Estern-european jornal of enterprise technologies*. 2018. 4/12 (94). P. 56-63.

7. Грешта В.Л., Ткач Д.В., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В., Климов О.В., Фасоль Є.О. Особливості вибору лігатури для підвищення експлуатаційних

властивостей ущільнювальних покриттів деталей турбіни газотурбінних двигунів. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 1. С.25-31.

8. Грешта В.Л., Ткач Д.В., Климов О.В., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В. Дослідження впливу легування на температурний коефіцієнт лінійного розширення покриттів. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2018. №7 (151). С. 81-87.

9. Металокерамічний ущільнювальний матеріал; пат. 128096 Україна МПК6 С22С 1/1, С22С 19/03. №201806910; заявл. 20.06.18. опубл. 27.08.18, Бюл. №16. 4 с.

10. Сотников Е.Г., Грешта В.Л., Ткач Д.В., Соломонов И.К. Повышение эксплуатационной надежности уплотнительных теплозащитных покрытий деталей ГТД. *Тезисы докладов XI Международных молодежных научно-технических чтений им. А.Ф. Можайского*. 14-17 травня 2018 р. Запорожье: АО «Мотор Сич». 2018. С. 214-216.