

Тісов О.В.Національний авіаційний університет,
м. Київ, Україна
E-mail: tribosenator@gmail.com**НОВІ ОСОБЛИВОСТІ УТВОРЕННЯ
ТРИБОСТРУКТУР НА ПОВЕРХНІ ТЕРТЯ
СПЕЧЕНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Co-TiC**

УДК 621.891

У роботі розглянуто нові особливості перебігу трибологічних процесів на поверхні тертя сплаву системи Co-TiC в умовах високотемпературного фретингу. Встановлено послідовність утворення вторинної трибоструктури, будова якої відповідає правилу додатного градієнта механічних властивостей. Визначено причини зростання зношування матеріалу за температури понад 950 °С.

Ключові слова: високотемпературний фретинг, тертя та зношування, композиційний сплав, кобальт, карбід титану

Вступ

Сучасна авіаційна промисловість є одним з найбільших споживачем новітніх технологій і матеріалів. Розвиток цієї галузі суттєво стримується недостатньо швидким розвитком матеріалознавства. Якщо у сфері конструкційних матеріалів, що експлуатуються в атмосферних умовах, справжню революцію створили так звані «чорні» композити на основі вуглецевих нанотрубок, то для високих температур ситуація змінилася значно менше. Звичайно, покращуються властивості матеріалів, з яких виготовляють деталі гарячої частини газового тракту газотурбінних двигунів (ГТД), розробляються нові захисні покриття, термобар'єрні шари тощо, однак їх як і раніше виготовляють зі сплавів на основі металів групи заліза – власне заліза, кобальту і нікелю [1]. Вдалося досягти високих показників жаростійкості, жароміцності, спротиву високотемпературній повзучості за рахунок новітніх систем захисту основного матеріалу покриттями, технологій орієнтованого монокристалового лиття. Сучасні суперсплави працюють за температур, що досягають 90 % їхньої температури плавлення. Однак, як і раніше, гостро стоїть питання їх трибологічного захисту. Більшість цих матеріалів у однойменних парах тертя мають невисокі показники зносостійкості. Саме тому розроблено велику кількість технологій їх поверхневого зміцнення, що забезпечили значне підвищення ресурсу деталей гарячої частини ГТД.

Особлива увага завжди приділялася робочим лопаткам турбіни ГТД – бандажному з'єднанню, так як зношування саме контактних поверхонь бандажних полиць є найчастішою причиною виходу лопатки з ладу. Зважаючи на можливість комбінувати різні матеріали, високих результатів удалося досягти використавши метод напаявання на контактну поверхню високотемпературним припоєм пластинки, що виготовляється із зносостійкого матеріалу [2 - 3]. Застосування евтектичних сплавів ХТН-61 і ХТН-62 на основі кобальту для виготовлення зносостійких накладок забезпечує ресурс лопаток до 12 тис. годин [4]. Подальшим розвитком даної технології була розробка порошкових сплавів системи Co-TiC, у тому числі [5 - 6], у яких вдалося підвищити вміст зміцнювальної фази – карбиду титану – до 50 % за об'ємом, що є оптимальним з точки зору рівня внутрішніх напружень значенням [7]. Дослідження зносостійкості. Трибологічними дослідженнями в умовах високотемпературного фретингу було встановлено його високу зносостійкість, що пояснюється армуванням матеріалу порошками TiC різної дисперсності і стійким в умовах високотемпературного фретингу оксидним шаром, термодинамічною закономірності формування якого встановлено в роботі [8]. Результати попередніх досліджень однозначно вказують, що найкращими властивостями володіє сплав, із вмістом карбідного наповнювача TiC близько 50 % об.

Велика кількість отриманих даних, тим не менше, не дозволяє отримати цілісну картину процесу контактної взаємодії і формування трибоструктур на поверхнях тертя цих матеріалів.

Завданням даного дослідження було встановлення послідовності процесів механічної та хімічної взаємодії на поверхні тертя композиційного порошкового сплаву системи Co-TiC в умовах високотемпературного фретингу.

Матеріали і методика дослідження

Для дослідження було обрано розроблений спільно з Інститутом металофізики НАНУ сплав на основі кобальту, який легований алюмінієм і залізом. Їх вміст в сплаві по 2 - 2,5 % мас, вміст хрому – 15 - 16 % мас. У якості зміцнювальної фази використано карбід титану у кількості 36 % мас./50 % об. Дисперсність порошків – 1 - 10 мкм. Також, для збільшення опору високотемпературній повзучості матриця додатково зміцнена порошками TiC субмікронного розміру. Порошкові складники подрібнювались і перемішувались у планетарному млині. Сплав виготовлено з використанням методу ізостатичного гарячого

пресування у вакуумі за температури 1300 °С, тиску 5 МПа; час витримування під навантаженням – 15 хв [5]. Мікроструктура сплаву показана на рис. 1.

Трибологічні випробування виконували на стандартній машині тертя МФК-1, що додатково обладнана кільцевою електричною піччю, яка дозволяє отримати в зоні розміщення зразків температуру 1150 °С. З цією метою використано зразки видовженої конструкції із напаяними на їх торці зразками із досліджуваного матеріалу (циліндром і втулкою, зразки). Для припаявання використано припій ВПр-24 [4], який використовується для напаявання пластин із промислових сплавів ХТН-61 і ХТН-62 на контактні поверхні бандажних полиць робочих лопаток турбіни ГТД. Температура контролюється у ручному режимі за допомогою термопари і мілівольтметра. З метою утримання температури в печі її торці закриваються азбестовими накладками. Вузол тертя установки із піччю показано на рис. 2.

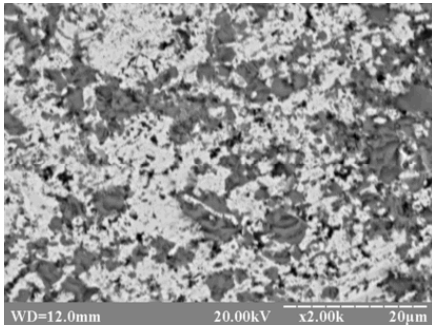


Рис. 1 – Мікроструктура порошкового композиційного сплаву системи Co-TiC із умістом карбідної фази 50% об.

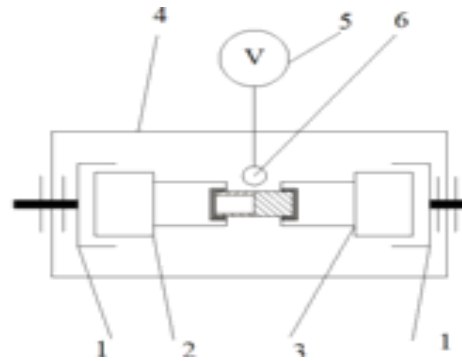


Рис. 2 – Схема вузла тертя установки МФК-1, що додатково обладнаний електричною піччю:
1 – тримачі зразків;
2, 3 – рухомий і нерухомий зразок відповідно;
4 – камера електропечі; 5 – мілівольтметр;
6 – термопара П-Пр10

Питоме навантаження в контактні зразків – 30 МПа, амплітуда циклічних переміщень при фретингу – 120 мкм, частота переміщень – 30 Гц. Температура, за якої проводилось дослідження – 450 - 1050 °С із кроком у 200 °С. Час випробувань – 46,5 год, що відповідає 5×10^6 циклів вібропереміщень.

Для мікроаналізу матеріалу під доріжкою тертя і визначення хімічного складу трибоструктур використовувався растровий електронний мікроскоп-мікроаналізатор РЕМ-106И та світловий мікроскоп ММ-7. Дослідження мікроструктури матеріалу після випробувань виконували на поперечних шліфах, що готувалися за стандартною методикою. Також проводився аналіз топографії поверхні тертя. Схема дослідження зразків показана на рис. 3. Зношування вимірювали лінійним методом.

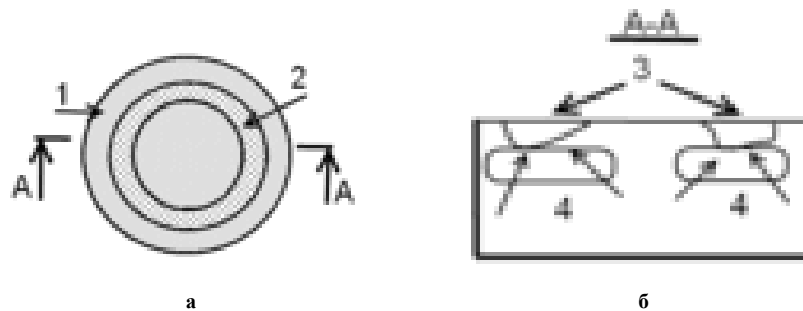


Рис. 3 – Зразок матеріалу після трибологічних випробувань:

а – вигляд зверху;

б – поперечний переріз;

1 – торцева поверхня, на якій розміщена кільцева доріжка тертя;

2, 3 – доріжка тертя;

4 – зона під доріжкою тертя, яка досліджувалася на предмет пластичного деформування

Результати досліджень та їх обговорення

Випробування в умовах високотемпературного фретингу підтвердили високу зносостійкість композиційного порошкового сплаву на основі кобальту. Так, після випробувань за температури 1050 °С середнє лінійне зношування не перевищило 150 мкм. Сплав рівномірно зношується в широкому діапазоні температур, і тільки за найвищих її значень спостерігається значна інтенсифікація зношування, яка, од-

нак, є невеликою, якщо порівнювати її з отриманими рядом авторів раніше [4, 9] показниками зносостійкості широкої номенклатури матеріалів, що використовуються для нанесення на контактні поверхні бандажних полиць лопаток турбін ГТД різними способами.

Попередні дослідження композиційного сплаву системи Co-TiC в умовах високотемпературного фретингу наголошують про можливість появи пластичного деформування [10, 11], з чим попередньо і пов'язувався стрибок зношування за температури понад 950 °С, тому саме для цих зразків і виконували аналіз матеріалу під поверхнею тертя.

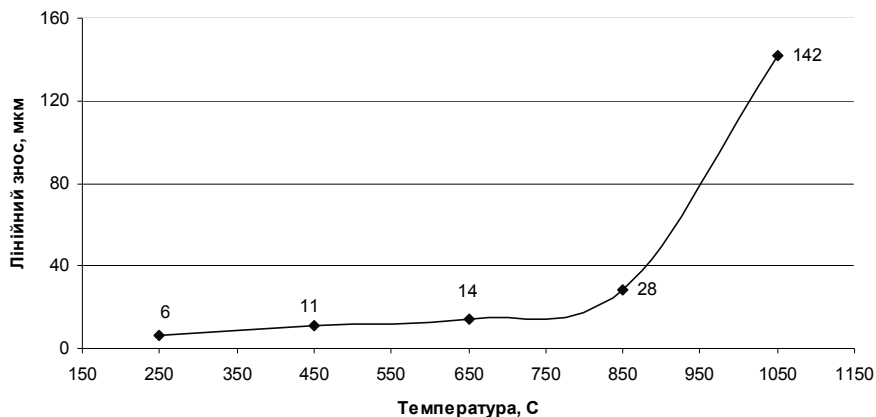
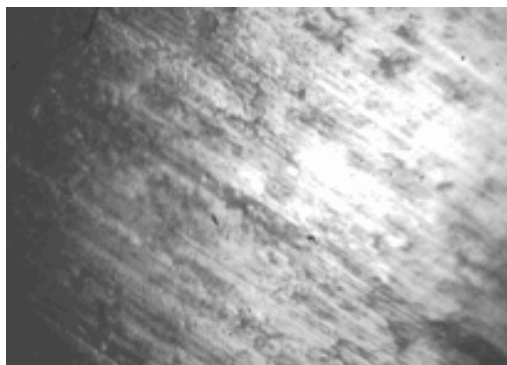


Рис. 4 – Середній лінійний знос дослідженого сплаву в широкому діапазоні температур

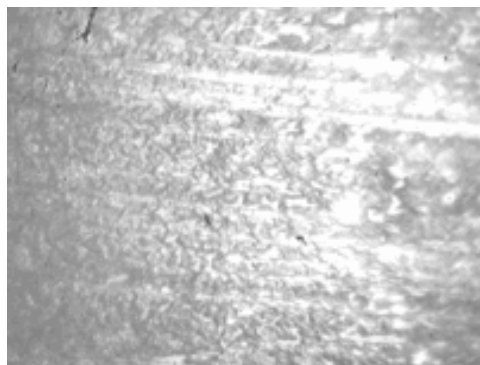
За низьких температур, що нижчі за температуру початку окиснення компонентів сплаву (матриці і наповнювача), а також у початковий період тертя оксидний шар утворюється на поверхні, що займає близько 0,2 - 0,3 (рис. 5, а) від площі зразка, що приблизно дорівнює площі фактичного контакту [12]. Тут можна стверджувати, що окисна структура виникає внаслідок трибоактивації поверхні тертя.

Спечені порошкові сплави на основі карбідів тугоплавких сполук за кімнатних і підвищених температур можуть працювати практично без окиснення поверхні тертя, і мають в таких умовах високу зносостійкість. Час припрацювання може перевищувати 200 год, а час роботи до появи критичного рівня зношування – до 50 - 60 тис. годин [13]. Власне, це і підтверджується значеннями середнього лінійного зносу за температури 250 °С.

За температури 450 °С укривання поверхні оксидами значно зростає, і досягає значень 85 - 90 % (рис. 5, б). Можна стверджувати, що за таких умов поверхня тертя повністю покривається оксидним шаром. Деяке зростання зносу порівняно із попереднім значенням пояснюється інтенсифікацією окиснення матеріалу.



а



б

Рис. 5 – Поверхня тертя сплаву:
а – за температури 250 °С, $\times 200$;
б – за температури 450 °С, $\times 200$

За температур 650 і 850 °С на поверхні тертя спостерігається зміна характеру рельєфу доріжки тертя (рис. 6). На поверхні помітні риски, що спрямовані у напрямку тертя; частинки зносу, а також місця, де ці частинки нагромаджуються, особливо добре це видно на рис. 6, а. Слід також відмітити наявність різнобарвлених ділянок на поверхні, що може свідчити про їх різний хімічний склад. Поверхня тертя на обох мікрофотографіях мало пошкоджена, відсутні місця випадання карбідів з матричного мате-

ріалу, продавлювання поверхні, відшарування захисного оксидного шару. Продукти зношування мають невеликий розмір і виділяються у вигляді дрібних порошоків.

Згідно з рис. 4, середнє лінійне зношування сплаву у цьому діапазоні температур залишається невеликим, що свідчить про стабільність процесу тертя, відсутність катастрофічного руйнування поверхні досліджуваного матеріалу.

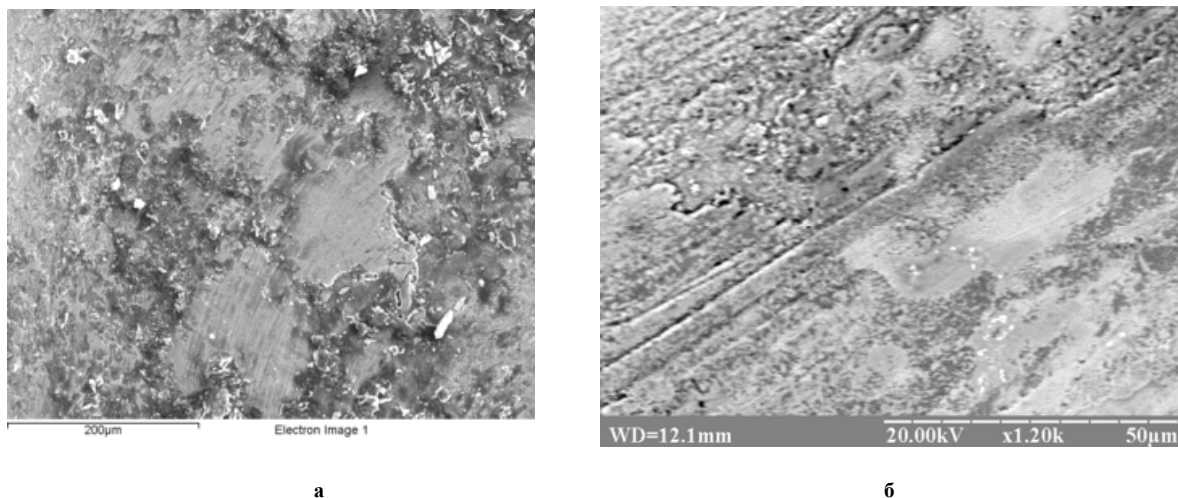


Рис. 6 – Топографія поверхні тертя сплаву:

а – 650 °С, ×200;

б – 850 °С, ×1200

Зростання температури до максимального в межах дослідження значення 1050 °С призводить до суттєвого зростання лінійного зносу матеріалу. На рис. 7, а добре помітно, що зберігається умовний поділ поверхні тертя на світлі і темні ділянки. В центрі знімка і внизу справа добре помітні великі частинки, з розмірами близько 50 мкм. Такі частинки не є характерними для продуктів зношування сплаву за нижчих температур, і разом із високим значенням лінійного зносу можуть свідчити про руйнування захисного поверхневого шару оксидів.

На рис. 7, б видно, що продукти зношування, що переважно нагромаджуються на поверхні, мають у своїй більшості розмір близько 1 мкм.

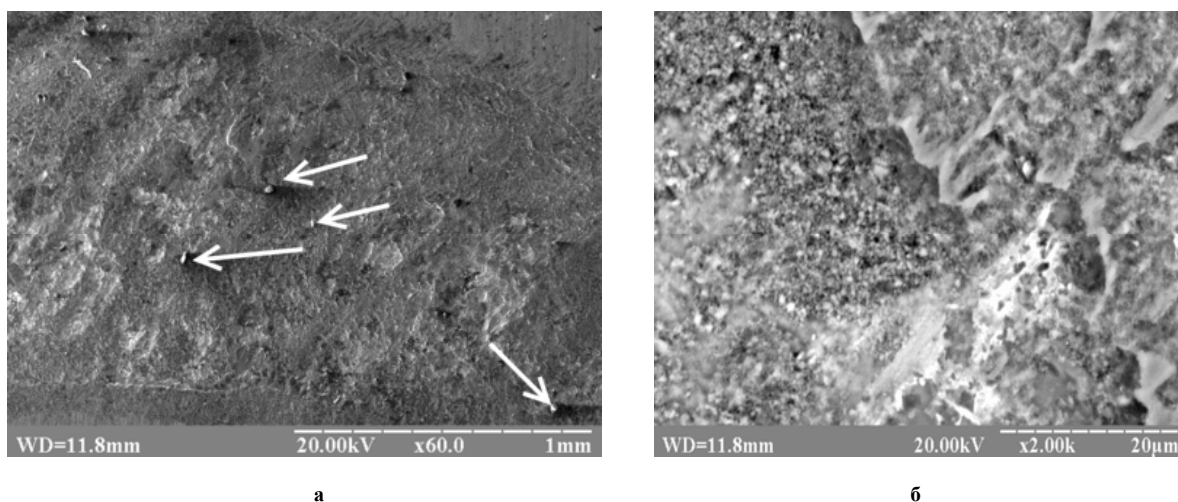


Рис. 7 – Топографія поверхні тертя дослідженого сплаву за температури 1050 °С:

а – доріжка тертя, загальний вигляд, ×60;

б – дрібнодисперсні продукти зношування, ×2000

Результати рентгеноспектрального аналізу світлих і темних ділянок подано на рис. (рис. 8). Вони підтверджують різний хімічний склад темних і світлих ділянок, що утворюються на поверхні тертя порошкового композиційного сплаву системи Co-TiC в умовах фретингу за температури 1050 °С. Зокрема, на світлих ділянках спостерігається підвищений вміст хрому, що перевищує його початкове значення у сплаві, в той час як вміст кобальту значно нижчий. Разом із наявністю значної кількості кисню, заліза,

кобальту і алюмінію можна стверджувати, що біла ділянка утворюється переважно із хімічних елементів, що входять до складу матричного сплаву. На темних ділянках навпаки, концентрація елементів матричного сплаву знижується, тоді як суттєво зростає частка титану. Вміст кисню також високий, що пояснюється окисненням карбіду титану, що є армувальною фазою порошкового композиційного сплаву, а також окисненням інших хімічних елементів, що присутні.

Вимірювання лінійних розмірів темніших частин доріжки тертя показали, що їх розмір коливається від 200 до 300 мкм. Порівнявши це значення із величиною амплітуди, за якої відбувалося дослідження трибологічних властивостей (120 мкм), стає зрозуміло, що вони є контурними ділянками контакту спряжених поверхонь. В процесі тертя саме тут скупчення карбідних зерен утворюють безпосередній контакт спряжених поверхонь. За таких умов більша частка навантаження припадає на карбідну фазу. Внаслідок цього утворюються продукти зношування у вигляді дрібнодисперсних порошоків (рис. 7, б), хімічний склад яких відповідає оксидам титану.

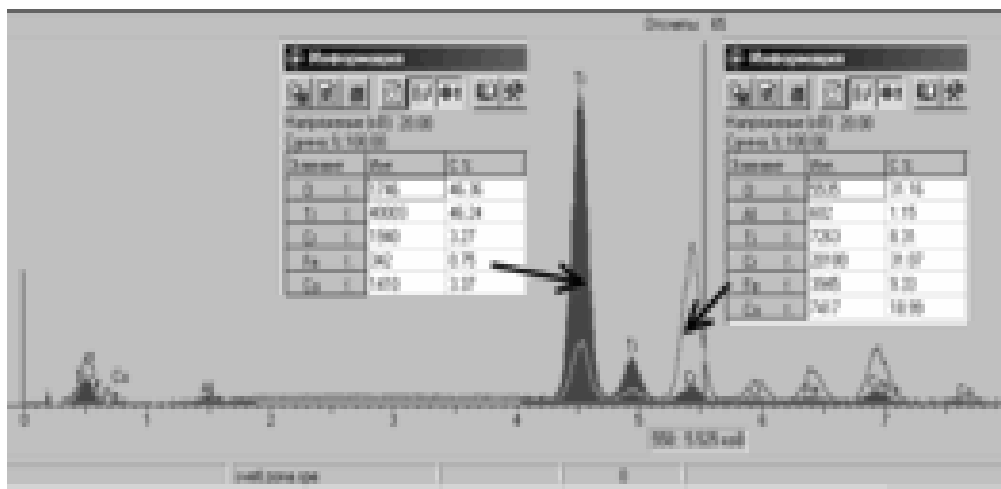
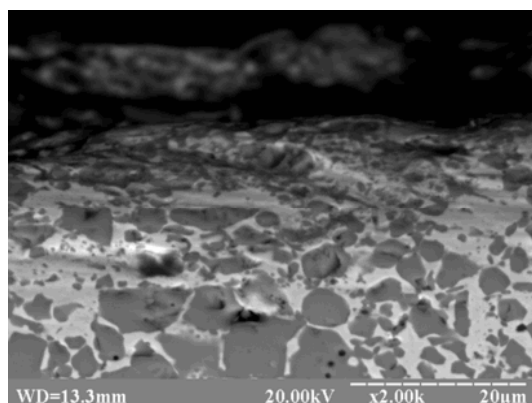


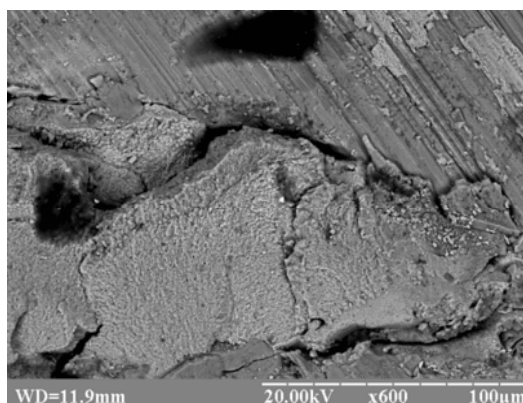
Рис. 8 – Результати рентгеноспектрального аналізу оксидного шару, що утворюється в умовах фретингу за температури 1050 °С.
Контурний спектр – світла ділянка

Слід також зазначити, що авторами роботи [8] встановлено, що окиснення матеріалів системи Co-TiC з ідентичними досліджуваному матеріалу хімічним складом розпочинається із утворення на поверхні шару оксидів матричного матеріалу.

Карбідні зерна, оскільки вони твердіші, вже на етапі підготовки поверхні до випробування “виходять” на ділянки фактичного контакту. Вони знаходяться над матеріалом матриці, і частинки зношування карбіду титану (переважно оксиди) нагромаджуються на підшар оксидів матриці, у яких переважає сполука Cr_2O_3 .



а



б

Рис. 9. Мікроструктура сплаву:
а – під доріжкою тертя;
б – місце локального руйнування оксидів матриці і його “заквітлення”.
Температура випробувань $T = 1050$ °С

Суттєве зростання зношування в діапазоні температур 850 - 1050 °C можна було б пояснити інтенсифікацією процесів поверхневого деформування матеріалу. На рис. 9, а, зображено структуру під доріжкою тертя за схемою (рис. 2, б). Видно, що взаємне розташування зміцнювальної фази мало відрізняється від вихідної мікроструктури, що може свідчити про відсутність пластичного деформування поверхневого шару. Матрична фаза щільно прилягає до зерен TiC, відсутні тріщини і викришування карбідної фази з поверхні тертя, що з одного боку говорить про її міцне зчеплення з матричною фазою, оптимальну передачу напружень від сил тертя всередину матеріалу, з іншого про переважно механохімічний характер зношування.

На рис. 9, б показано місце локального руйнування оксидного шару. Терасоподібна форма сколювання (добре помітно в нижньому лівому куті), свідчить про втомну причину цього процесу. Аналіз хімічного складу оксидного шару навколо місця руйнування показав, що переважає у ньому хром і кисень, що свідчить про його утворення оксидами матриці. До складу порошкового продукту, яким заповнене місце руйнування, входять всі компоненти сплаву і кисень, причому кількість титану і хрому вища ніж у сплаві (24 і 62 % мас. відповідно), тоді як кобальту – значно менше (близько 7 % мас). Це свідчить, що він є зношеним на інших ділянках оксидним шаром, що утворюється як матеріалом матриці, так і матеріалом наповнювача.

В усьому діапазоні температур випробувань структура поверхні є однорідною, зі слабо вираженими слідами руйнування. Характерним для нього є формування стійкого шару оксидів хрому, які зверху покриті оксидами титану. Утворення оксидів титану і їх нагромадження на більш твердий підшар можна вважати ще одним підтвердженням того, що карбідні зерна розміщуються на ділянках безпосереднього контакту двох спряжених поверхонь. Утворені на поверхні карбідних зерен шари твердого розчину TiC+TiO за температури 650 - 1050 °C [14] менш тверді за основу і в процесі тертя зношуються. Їх порівняно низька твердість і невелика товщина приводять до утворення дрібнодисперсних порошоків. Спільна дія високих температур і тиску, дрібний мікронний і субмікронний розмір порошку TiO₂ (рис. 7, б) приводять до активізації зернограничної дифузії. Унаслідок цього, вони спікаються між собою, і припікаються до основи, якою є шар оксидів матричного матеріалу, утворюючи темні ділянки на поверхні тертя. Утворений шар відповідає правилу додатного градієнта механічних властивостей, оскільки твердість оксидів титану значно менша за твердість оксиду хрому. Крім того, частинки порошку оксиду титану можуть відігравати роль твердого мастила в зоні тертя, пом'якшуючи режим контактної взаємодії спряжених поверхонь.

Зростання ж інтенсивності зношування за максимальних температур випробувань відбувається внаслідок локального руйнування оксидів матричного матеріалу, що, очевидно, спричинюється високою концентрацією оксиду хрому, і достатньо великим градієнтом механічних властивостей між оксидами матриці і самою матрицею сплаву. Нагромадження ж порошкового продукту зношування в місцях локального руйнування захисного оксидного шару, очевидно, запобігає схоплюванню спряжених поверхонь, оскільки вузлів мікрозварювання під час топографічного аналізу доріжки тертя виявлено не було.

Розмір зруйнованих ділянок коливаються в межах 50 - 200 мкм, що корелює з розмірами контурних ділянок контакту. Терасоподібний характер тріщини по периметру місця пошкодження також свідчить про нагромадження втомних напружень як в оксидному шарі.

Висновки

Досліджений матеріал має рівномірний характер зношування в усьому діапазоні температур дослідження. Структура матеріалу сприяє утворення дрібних продуктів зношування, що компактуються і утворюють вторинну трибоструктуру, механічні властивості якої відповідають правилу додатного градієнта. Утворювані порошки оксидів титану також можуть відігравати роль твердого мастила.

Карбідна фаза ефективно зміцнює матричний матеріал, яким є легований кобальт. Аналіз матеріалу під доріжкою тертя засвідчив відсутність руйнування зерен TiC і пластичного деформування матриці. Частинки розміром близько 10 мкм виходять на ділянки фактичного контакту і забезпечують порошковому сплаву високу зносостійкість, а частинки субмікронного розміру обмежують її текучість і пластичне деформування.

За температур до 850 °C зношування матеріалу є незначним і руйнування захисного оксидного шару не спостерігається. Характер зростання кривої лінійного зносу носить характер, близький до лінійного. Очевидно, у цьому проміжку температур процес зношування є нормальним і відбувається за механохімічним механізмом. Можна також стверджувати, що у цьому діапазоні температур сплав володіє рівнозношувальністю, що особливо важливо для деталей гарячої частини ГТД, які працюють у нестационарному температурному полі.

Внаслідок трибологічної взаємодії на поверхні тертя утворюються дрібнодисперсні продукти зношування мікронного і субмікронного розмірів, що внаслідок дії високих температур і контактних тисків спікаються і припікаються до основи (шару оксидів матричного матеріалу), утворюючи таким чином вторинну структуру, що відповідає додатному градієнту механічних властивостей.

Локальне руйнування захисного оксидного шару спричинюється нагромадженням втомних напружень, що викликане великою тривалістю випробувань, різницею механічних властивостей матричного сплаву на основі кобальту і трибоструктури з переважанням у ній оксиду хрому. Очевидним також є необхідність деякої пластифікації оксидного шару, сформованого компонентами матриці за температур понад 950 °С. Вирішити у майбутньому цю проблему можна шляхом легування матеріалу стабілізаторами – рідкоземельними металами, які здатні покращити зчеплення вторинних структур з основою, досягти їх вищої дисперсності і покращити працездатність матеріалу за умов високотемпературного фретингу.

Важливо також відмітити відсутність схоплювання ювенільних поверхонь спряжених поверхонь у місця руйнування оксидного шару та здатність продуктів зношування “заліковувати” такі місця.

В цілому, досліджений композиційний сплав має високі трибологічні властивості, його подальше вдосконалення і дослідження з метою визначення можливості використання для виготовлення пластин, що напаюються на контактні поверхні бандажних полиць робочих лопаток турбін ГТД є перспективним і доцільним.

Література

1. Пейчев Г.И. ЗМКБ «Прогресс»: Новые материалы в авиадвигателестроении / Г.И. Пейчев, В.Е. Замковой, Н.В. Ахрамеев // Технологические системы. – 2000. – № 2 (4). – С. 5-15.
2. Ивченко Л.И. Изнашивание жаропрочных материалов при вибрациях / Л.И. Ивченко, А.Я. Качан // Вестник двигателестроения. – № 2. – 2008. – С. 160-163.
3. Cherepova T. Wear resistant protective materials for rotor blades of aircraft gasturbine engines / T. Cherepova, G.Dmitrieva, A.Duchota, M.Kindrachuk, O.Tisov // The sixth world congress "Aviation in the XXI – st century", September 23 – 25, 2014. – Kyiv. - Volume 1. – S. 1.1.26 – 1.1.30.
4. Богуслаев В.А. Контактное взаимодействие сопряженных деталей ГТД / [В.А. Богуслаев, Л.И. Ивченко, А.Я. Качан, В.Ф. Мозговой] –Запорожье: издат. комплекс ОАО «Мотор Сич». –2009. – 328 с.
5. Кіндрачук М.В. Дослідження властивостей композиційних сплавів на основі кобальту / М.В. Кіндрачук, О.І. Духота, О.В. Тісов // Металознавство і обробка металів. – 2011. - №3. С. 17-19.
5. Кіндрачук М.В. Формування зносостійкості бандажних полиць лопаток турбін ГТД композиційними сплавами системи (Co-Cr-Fe-Al)+TiC / М.В. Кіндрачук, О.В. Тісов, О.І. Духота // Технологічні системи. – 2011. - №4(57). С. 61-64.
7. Духота О.І. Композиційні сплави для зміцнення контактних поверхонь бандажних полиць газотурбінних двигунів. / О.І. Духота, М.В. Кіндрачук, О.В. Тісов, Т.С. Черепова // Проблеми трибології. – 2010. – № 4. – С. 101-104.
8. Тісов О.В. Прогнозування високотемпературного окиснення жароміцних сплавів на основі кобальту / Тісов О.В., Духота О.І., Черепова Т.С., Литвиненко В.Ф., Медведєва Н.А. // Проблеми тертя та зношування: зб. наук. праць. – К.: НАУ, 2012. – №57. – С. 163-169.
9. Пейчев Г.И. Сравнительные характеристики износостойких сплавов для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток газотурбинных двигателей/ Г.И. Пейчев, В.Е. Замковой, Н.В. Андрейченко // Вестник двигателестроения. – 2009. – №2. – С. 123-125.
10. Дослідження зносостійкості композиційних сплавів на основі кобальту [10-й міжнар. симпозиум українських інженерів-механіків у Львові], (м. Львів, 25–27 травня 2011р) Нац. ун-т «Львівська політехніка», М-во освіти і науки, молоді та спорту України.– 2011. – С. 297-298.
11. Тісов О.В. Дослідження зносостійкості композиційних сплавів на основі кобальту / О.В. Тісов // Вісник двигунобудування. – 2012. – №1. – С. 191-195.
12. Л.В. Заболотный, А.С. Климанов. Аналитическое исследование зависимости параметров контактирования и трибометрических характеристик от структуры и состава композиций матрично-наполненного типа. – 1979. – № 14. С. 20-26.
13. Современные спечённые твёрдые сплавы // Сб. научн. тр. под. общ. ред. М.В. Новикова. – К.: ИВЦ «АЛКОН». – 2002. – 343 с.
14. Войтович Р.Ф. Окисление карбидов и нитридов / Р.Ф. Войтович. – К.: Наук. думка,–1981. – 191 с.

Поступила в редакцію 26.06.2015

Tisov O.V. New peculiarities of generation of friction-induced layers on the wear surface of Co-TiC cemented carbides.

The work focuses the new peculiarities of tribological processes running on the friction surface of Co-TiC cemented carbides. It was found that the formed friction-induced oxide layer corresponds to the rule of positive gradient of mechanical properties; the stages of its formation were established. The reason of wear increment at temperature above 950 °C was pointed.

Key words: high temperature fretting-wear, friction and wear, composite alloy, Cobalt, Titanium Carbide.

References

1. Pejchev G.I., Zamkovej V.E., Ahrameev N.V. ZMKB «Progress»: Novye materialy v aviadvigatellestroenii. Tehnologicheskie sistemy. 2000. № 2 (4). S. 5-15.
2. Ivshenko L.I., Kachan A.Ja. Iznashivanie zharoprochnykh materialov pri vibracijah // Vestnik dvigatellestroenija. № 2. 2008. S. 160-163.
3. Cherepova T., Dmitrieva G., Duchota A., Kindrachuk M., Tisov O. Wear resistant protective materials for rotor blades of aircraft gas turbine engines. The sixth world congress "Aviation in the XXI – st century", September 23. 25, 2014. Kyiv.- Volume 1. S. 1.1.26 – 1.1.30.
4. Boguslaev V.A., Ivshenko L.I., Kachan A.Ja., Mozgovoj V.F. Kontaknoe vzaimodejstvie sopryazhennykh detalej GTD. Zaporozh#e: izdat. kompleks OAO «Motor Sich». 2009. 328 s.
5. Kindrachuk M.V., Duhota O.I., Tisov O.V. Doslidzhennja vlastivostej kompozicijnih splaviv na osnovi kobal'tu. Metaloznavstvo i obrobka metaliv. 2011. №3. S. 17-19.
5. Kindrachuk M.V., Duhota O.I., Tisov O.V. Formuvannja znosostijkosti bandazhnih polie' lopatok turbin GTD kompozicijnimi splavami sistemi (So-Cr-Fe-Al)+TiC. Tehnologichni sistemi. 2011. №4(57). S. 61-64.
7. Duhota O.I., Kindrachuk M.V., Tisov O.V., Cherepova T.S. Kompozicijni splavi dlja zmicennja kontaktnih poverhon' bandazhnih polie' ga-zoturbinnih dviguniv. Problemi tribologii. 2010. № 4. S. 101-104.
8. Tisov O.V., Duhota O.I., Cherepova T.S., Litvinenko V.F., Medvedeva N.A. Prognozuvannja visokotemperaturnogo okisnennja zharomicnih splaviv na osnovi ko-bal'tu. Problemi tertja ta znoshuvannja: zb. nauk. prac'. K.: NAU, 2012. №57. S. 163-169.
9. Pejchev G.I., Zamkovej V.E., Andrejchenko N.V. Sravnitel'nye harakteristiki iznosostojkikh splavov dlja uprochnenija bandazh-nih polok robochih lopatok gazoturbinnih dvigatalej. Vestnik dvigatellestroenija. 2009. №2. S. 123-125.
10. Doslidzhennja znosostijkosti kompozicijnih splaviv na osnovi kobal'tu [10-j mizhnar. simpozium ukraïns'kih inzheneriv-mehaniikov u L'vovi], (m. L'viv, 25–27 travnja 2011r) Nac. un-t «L'vivs'ka politehnika», M-vo osviti i nauki, molodi ta sportu Ukraïni. 2011. S. 297-298.
11. Tisov O.V. Doslidzhennja znosostijkosti kompozicijnih splaviv na osnovi kobal'tu. Visnik dvigunobuduvannja. 2012. №1. S. 191-195.
12. L.V. Zabolotnyj, A.S. Klimanov. Analiticheskoe issledovanie zavisimosti parametrov kontaktirovanija i tribometricheskikh harakteristik ot struktury i sostava kompozicij matrichno-napolnennogo tipa. 1979. № 14. S. 20-26.
13. Sovremennye spechjonnye tvjordye splavy. Sb. nauchn. tr. pod. obshh. red. M.V. Novikova. K.: IVC «ALKON». 2002. 343 s.
14. Vojtovich R.F. Okislenie karbidov i nitridov. K.: Nauk. dumka, 1981. 191 s.