

**Гладкий Я.М.,
Маковкін О.М.**

Хмельницький національний університет,
м. Хмельницький, Україна
E-mail: gladkiy@dn.tup.km.ua

ТРИБОПОВЕДІНКА ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ У8А ТА ХВГ В ПРОЦЕСІ ТЕРТЯ ТА ЗНОШУВАННЯ

УДК 621.891

Встановлено закономірність та поведінку зношування інструментальних матеріалів У8А та ХВГ зі зносостійкими покриттями нанесеними різними способами від зміни режимів тертя. Встановлено фізичну величину трибологічних параметрів та їх зміну в процесі тертя. Показано, що зміна у декілька разів площі контакту не впливає на зміну коефіцієнту тертя. Зміна коефіцієнту тертя викликана як правило хімічним складом вторинних структур, які в свою чергу залежать від хімічного складу основи, покриття, навколишнього середовища та від температури у зоні тертя і залежить від режимів тертя. Встановлено хімічний склад вторинних структур, які утворилися під час тертя.

Ключові слова: знос, зносостійкі покриття, хімічний склад, вторинні структури.

Вступ

В загальному тертя є дуже складним процесом, який майже неможливо на даний момент описати математично абсолютно для будь-яких умов і тому трибоповедінка матеріалів досліджується експериментальним шляхом. Отримані характеристики можуть бути використані при створенні математичних моделей та в інженерних розрахунках. Підвищення зносостійкості деталей та інструментів може бути досягнуто на стадії проектування, технологічними методами та на стадії експлуатації. Найбільш розповсюдженими є технологічні методи підвищення опору зношування.

Одним із напрямків захисту вузла тертя від зношування є нанесення зносостійких покриттів різнорізними технологічними прийомами. Утворення композитних та багатошарових покриттів здійснюється різними способами: спіканням порошків, наплавленням, гальванічними методами і т.д.

Знаючи поведінку кожного з матеріалів, який застосовується в багатошаровому чи композиційному покритті, передбачити поведінку композиту неможливо, оскільки вона залежить від безлічі факторів – хімічного складу, пропорцій складових компонентів, технології нанесення та товщини самого покриття. Спільна робота різнорідних елементів дає ефект, рівносильний створенню нового матеріалу [1], властивості якого за кількісними та якісними показниками відрізняються від властивостей кожного із інгредієнтів. Різниця у властивостях матеріалів безпосередньо пов'язана з їх складом та структурою.

На думку А. В. Чичинадзе [2] головна проблема створення зносостійких покриттів полягає в тому, що до даного часу при конструюванні машин та механізмів не відпрацьована методика найефективнішого використання того чи іншого методу зміцнення вузлів тертя.

Верещака А. С. [3] для різального інструменту, який працює в дуже жорстких умовах експлуатації (високі контактні напруження, температура в зоні різання, великі швидкості взаємного переміщення стружки по поверхні інструменту та інш.), намагається з допомогою багатошарового композиційного покриття створити інструментальний матеріал з "ідеальними властивостями", що є не простою задачею, оскільки покращення, як правило, одних показників призводить до погіршення інших, що є основною причиною вузького діапазону технологічного застосування відомих інструментальних матеріалів.

Мета і постановка задачі

Метою даної роботи є встановлення впливу покриттів, що отримані різними методами, на характер зміни трибологічних характеристик інструментальних сталей У8А та ХВГ: коефіцієнта тертя, температури та зносостійкості.

Виклад матеріалів досліджень

Дослідження впливу режимів випробування на триботехнічні властивості вуглецевої У8А та легированої ХВГ інструментальних сталей (хімічний склад яких представлено в табл. 1) проводились на модернізованій машині тертя УМТ 2168 [4, 5], що дало можливість безперервно, не знімаючи зразок з установки, автоматично фіксувати та записувати у вигляді файлу трибологічні показники: величина лінійного зношування, момент тертя, середня температура в зоні тертя з частотою 0,5 Гц та точністю 0,5 мкм з наступною обробкою результатів на ПК.

Дослідження проводились за схемою сухого тертя диск-палець зі сферичною (рис.1) поверхнею, що має наступні переваги: немає потреби припрацювання, відсутні перекося та похибки базування, можливість досягання високих питомих тисків в зоні контакту.

Сталі підлягали термічній обробці, після якої зразки шліфували з метою зняття обезвуглеченого шару, досягаючи шорсткості Ra 1,25.

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваних сталей

Марка сталі	Хімічний склад, % (ваговий)									
	C	Si	Cu	Mn	Ni	P	Cr	S	W	Mo
У8А	0,75 - 0,84	0,17 - 0,33	< 0,20	0,17 - 0,33	< 0,20	< 0,03	< 0,20	< 0,01	-	-
ХВГ	0,90 - 1,05	0,10 - 0,40	< 0,30	0,80 - 1,10	< 0,35	< 0,03	0,90 - 1,20	< 0,030	1,20-1,60	<0,30

Відсутність стадії припрацювання та використання безперервної фіксації трибологічних параметрів дозволяє досліджувати трибологічні властивості як самих матеріалів, так і покриттів різної товщини починаючи з тонких плівок.

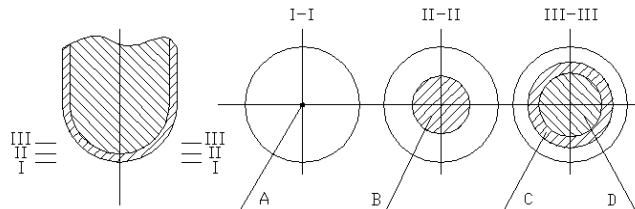


Рис. 1 – Стадії зношування зразка з покриттям

На зразки з інструментальних сталей У8 та ХВГ були нанесені наступні покриття:

- хімічне осадження хрому (технологія розроблена Я.М. Гладким "ЯНГ" [8]);
- комбіновані електролітичні покриття на основі нікелю, нікелево - корундне ($\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$) [6, 7].

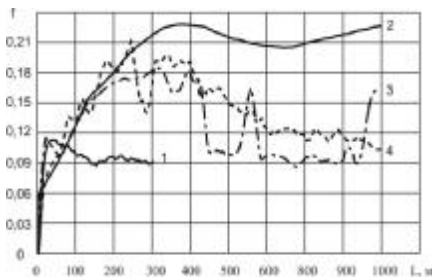


Рис. 2 – Залежність коефіцієнта тертя (f) сталі У8А від шляху тертя (L) і режимів тертя:
 1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;
 3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с

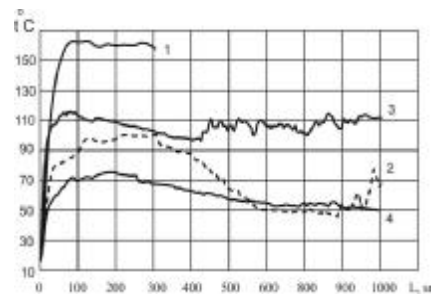


Рис. 3 – Залежність середньої температури в зоні тертя (t) сталі У8А від шляху тертя (L) і режимів тертя:
 1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;
 3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с

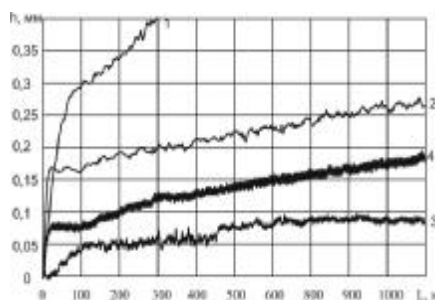


Рис. 4 – Залежність лінійного зношування (h) сталі У8А від шляху (L) і режимів тертя:
 1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;
 3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с

Трибологічні дослідження проводились у широкому діапазоні швидкостей ковзання ($V = 0,67 \dots 1,33$ м/с) та початкових питомих тисків ($\sigma = 1300 \dots 2000$ МПа) за наступними режимами:

режим 1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; режим 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;

режим 3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; режим 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с.

Результати досліджень триботехнічних характеристик сталі У8А представлені на рис. 2 - 4 свідчать, що середня температура у зоні тертя для третього режиму складала $100 \dots 110$ °С, для другого та

четвертого – 50 ... 100 °С, тоді як для першого ($\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с) – 160 °С. Першому режиму тертя притаманний також (рис. 3) надзвичайно низький коефіцієнт тертя ($f = 0,09$), тоді як у інших випадках значення коефіцієнту тертя відповідало значенням $f = 0,09 \dots 0,19$, а для режиму 2 ($\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с) коефіцієнт тертя склав $f = 0,22$. На нашу думку, такий низький коефіцієнт тертя в першому режимі є наслідком виникнення надзвичайно високих температур безпосередньо у самій зоні тертя, наслідком часткового оплавлення зерен сталі є малий коефіцієнт тертя.

Стабільність коефіцієнту тертя та температури (відсутня пилкоподібність на графіках) спостерігається на першому та другому режимах тертя рис. 2, 3, де добуток σ і V є найбільшим.

На першому режимі випробувань сталі У8А відзначається найменша стійкість до зношування (рис. 4), а найбільша стійкість – на другому режимі.

Результати трибологічних досліджень сталі ХВГ представлені на рис. 5 - 8, на яких відзначено те, що на 2, 3, 4 режимах випробування коефіцієнт тертя та температура кардинально не відрізняються. Лише при інтенсивному режимі (1) відбувається катастрофічне зношування та зростання температури більше аніж у два рази у порівнянні з іншими режимами. Характерною особливістю трибоповедінки сталі ХВГ на 1 і 3 режимах випробування є наростоутворення на поверхні зразків на початковій стадії. Причому на 3 режимі випробування величина наросту є максимальною і досягає 50 мкм. Тому при виборі експлуатаційних режимів для інструменту виготовленого із даної сталі слід підходити дуже уважно.

Оскільки інструментальна сталь ХВГ не схильна до короблення, що робить її унікальною у порівнянні з іншими матеріалами з одного боку, а з іншого – вона є дещо чутливою до робочих режимів, то, на нашу думку, проблему робочого діапазону контактних напружень та швидкостей можна вирішити з допомогою нанесення зносостійких покриттів на робочу поверхню інструменту.

Для цього на робочу поверхню зразків із сталі ХВГ було нанесено зносостійкі покриття $\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$, за технологією [6]. Результати досліджень представлені на рис. 8.

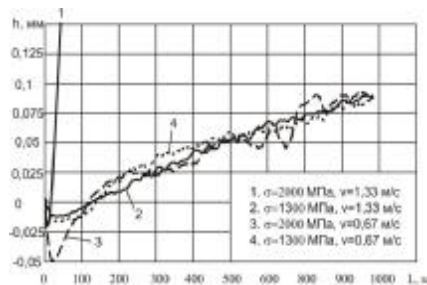


Рис. 5 – Залежність лінійного зношування (h) сталі ХВГ від шляху (L) і режимів тертя

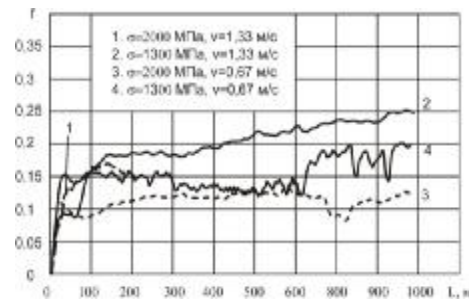


Рис. 6 – Залежність коефіцієнта тертя (f) сталі ХВГ від шляху (L) і режимів тертя

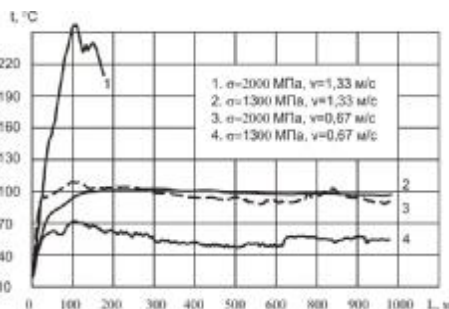


Рис. 7 – Залежність середньої температури в зоні тертя (t) сталі ХВГ від пройденого шляху тертя (L) і режимів тертя

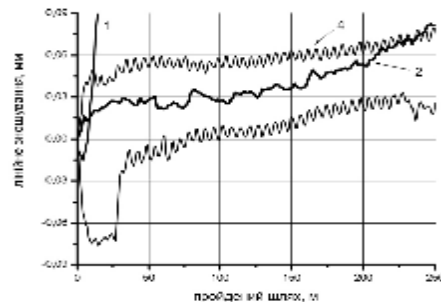


Рис. 8 – Лінійне зношування сталі ХВГ з композиційним нікель - корундовим ($\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$) покриттям в залежності від режимів тертя

1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;
3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с

Встановлено, що процес наростоутворення взагалі не відбувається з композиційним нікель-корундовим ($\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$) покриттям при терті за режимами 2, 4, але при цьому відзначається збільшення моменту тертя, температури, зростання інтенсивності зношування у порівнянні з вихідним матеріалом.

На нашу думку на першому режимі, дуже інтенсивно відбувається зношування за рахунок відсутності вторинних структур, або із-за їх недостатньої товщини та міцності.

На другому режимі, очевидно, найбільш сприятливі умови для утворення необхідної товщини та якості вторинних структур для даного матеріалу. Сприятливими умовами є режими тертя, які в свою чергу інтенсифікують теплові, хімічні магнітні і т.д. процеси. Також сприятливими умовами можуть бути і сповільнення деяких процесів, наприклад блокування росту та утворення тріщин на поверхні тертя.

Оскільки композиційне нікель - корундове покриття на сталі ХВГ є не досить ефективними проти наростування, було досліджено вплив хрому на процес наростування. Для цього використовували електрохімічні та хімічні хромові покриття (покриття ЯНГ, запропоноване авторами проф. Гладким Я.М.), що відрізняються між собою дефектністю поверхневого шару. При нанесенні на основу покриття ЯНГ (хімічне осадження хрому) та при подальшому дослідженні трибологічних характеристик на машині тертя наросту не було зафіксовано.

Для сталі ХВГ були проведені мікроструктурні дослідження поверхні з метою:

- встановити механізм зношування та наявність хімічних елементів, які утворилися під час тертя внаслідок високих питомих тисків, швидкостей та, як наслідок, високих локальних температур;
- дослідити утворення хімічних елементів (вторинних структур) на доріжках тертя.

Поверхня тертя зразка із сталі ХВГ без покриття характеризується рівномірним розподілом включень хрому, який входить до складу сталі. Мікроструктура зразка однорідна, без значних виступів, впадин і подряпин. Поодинокі включення (чорні цяточки) на мікроструктурі (рис. 9, а) можуть бути брудом (продуктом зношування), або дефектами, отриманими внаслідок мікросхоплювання, деформування, перегріву та інше. Можливе також утворення оксидних плівок на основі хрому, але ймовірність цього невисока і це в значній мірі може залежати від умов та режимів тертя.

Досліджувана ділянка має матричну структуру, в якій виявлені поодинокі включення світлої і темної фази. Склад матриці: основа – Fe, виявленні піки (невеликі ~1 мас.%) Cr, Mn, Si.

Склад включень темної фази: основа – Fe, але інтенсивність піків легуючих елементів у ~2 рази вища. В темній фазі також виявлені інтенсивні піки кремнію і кисню. Розмір таких включень становить 4 ... 7 мкм. Ймовірніше всього в процесі випробувань на локальних ділянках температури досягають 900 °С, а при яких утворюються оксидні плівки – ортосилікат FeSiO_4 , легований хромом. Для отримання більш точного результату необхідно проводити додаткові дослідження (очистити сталь ХВГ, а краще порошок і провести спектроскопічний аналіз при температурі 900 °С).

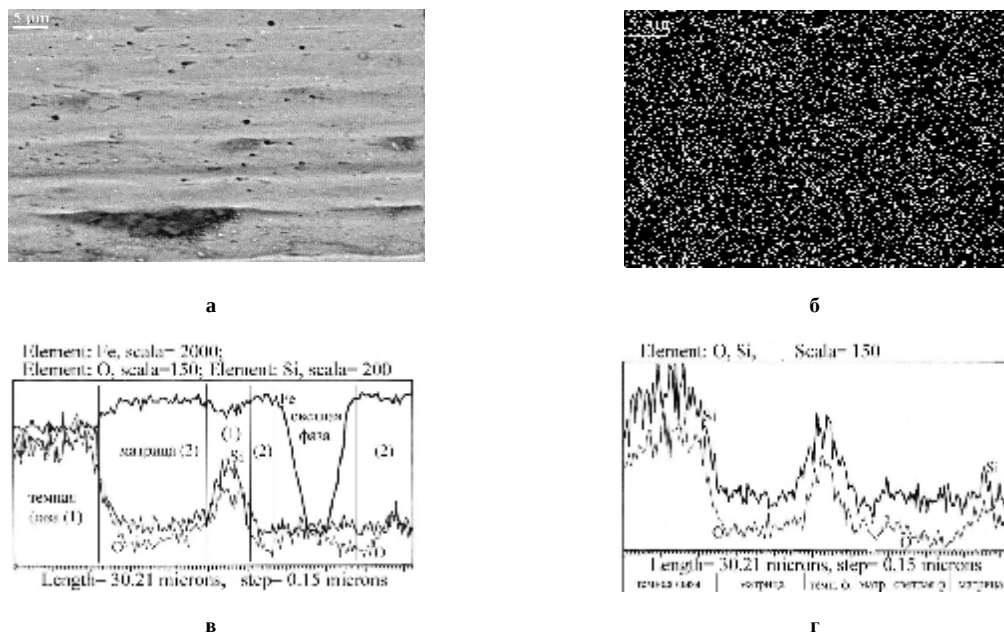


Рис. 9 – Мікроструктура доріжок тертя сталі ХВГ (х 2000):
а – без покриття; б – розподіл хрому (б);
в, г – розподіл хімічних елементів на доріжці тертя

Мікроструктура доріжок тертя сталі ХВГ з покриттям $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ni}$ представлена на рис. 12, з якого видно, що матриця після випробувань за якісним складом аналогічна зразку без покриття, тобто Fe - основа. Також виявлені сліди Cr, Si, C. Більш чітко виражені доріжки тертя, при цьому виявлені світлі і темні фази. Розміри світлої фази більші, ніж у зразка без покриття. В основному це окремі зерна розміром ~5 ... 7 мкм, які знаходяться на великих відстанях одне від одного, але вони є характерними для даної структури.

Поверхня тертя зразків з покриттям $\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$ має досить шорстку поверхню з чітко вираженими доріжками тертя. Це можливо пов'язано з відривом часток покриття і потрапляння їх в зону тертя.

За рахунок утворення вторинних структур (плівок) на поверхні тертя коефіцієнт тертя f рис. 10 з покриттям $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ni}$ у зменшився в середньому майже у два рази у порівнянні із зразком без покриття на усіх режимах тертя (рис. 5). Середня температура в зоні тертя майже не змінилася для зразків з покриттям та без нього рис. 7, 11.

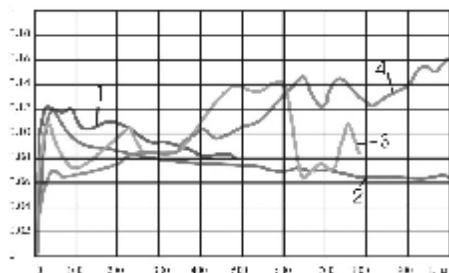


Рис. 10 – Залежність коефіцієнта тертя (f) сталі ХВГ з покриттям $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ni}$ від шляху (L) і режимів тертя.

Режими тертя:

- 1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;
3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с

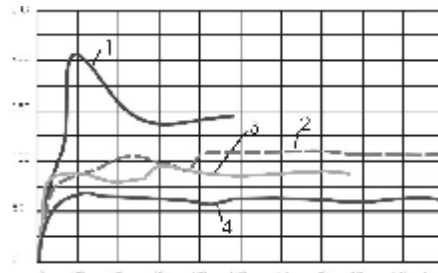
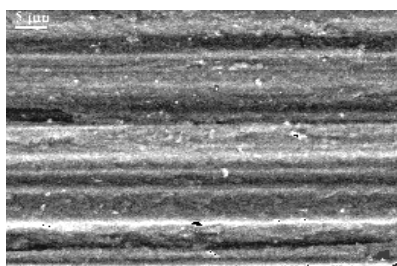


Рис. 11 – Залежність середньої температури в зоні тертя (t) сталі ХВГ з покриттям $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ni}$ від пройденого шляху тертя (L) і режимів тертя.

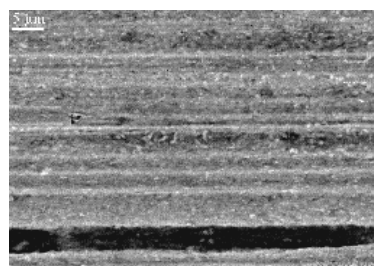
Режими тертя:

- 1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;
3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с

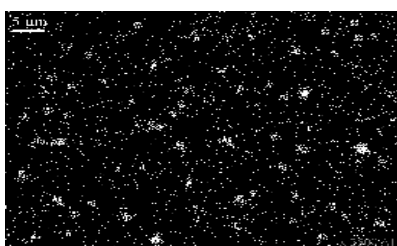
По всій поверхні тертя (рис. 12, а, б) рівномірно розподілені включення Al, і ймовірно всього це оксидні плівки Al_2O_3 , які носять острівковий характер розподілу.



а



б



в



г

Рис. 12 – Мікроструктура доріжок тертя сталі ХВГ з покриттям $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ni}$ (а, б) і розподіл елементів: в – Al, г – Ni (x 2500); а – зображення від вторинних електронів; б – зображення від відбитих електронів

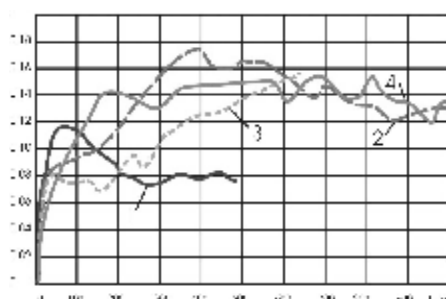


Рис. 13 – Залежність коефіцієнта тертя (f) сталі ХВГ з покриттям ЯНГ від шляху (L) і режимів тертя.

Режими тертя:

- 1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;
3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с

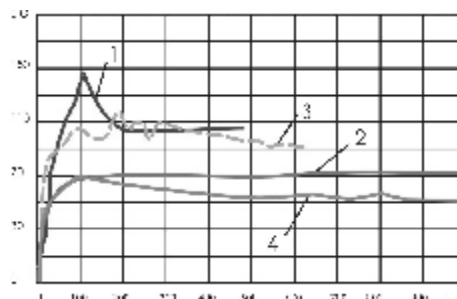


Рис. 14 – Залежність середньої температури в зоні тертя (t) сталі ХВГ з покриттям ЯНГ від пройденого шляху тертя (L) і режимів тертя.

Режими тертя:

- 1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;
3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с

Враховуючи високу щільність включень Al (рис. 12, в), оксидні плівки повинні охоплювати всю поверхню тертя зразка. Поодинокі включення нікелю (рис. 12, г), які співпадають із піками алюмінію, свідчать про утворення вторинних структур Ni-Al-O (нікеліни, алюмініди). Наявність в зоні тертя вторинних структур на основі оксиду алюмінію може суттєво підвищувати зносостійкість зразків. При дуже інтенсивному терті (високі швидкості і навантаження) або при наростанні товщини плівки вони виносяться із зони тертя. При цьому на поверхні тертя миттєво утворюються нові плівки, які продовжують захищати поверхню.

Вміст вуглецю складає відповідно 55 і 54 імпульси, тобто по вуглецю відмінностей немає.

Зразок з покриттям "хром хімічний" (рис. 15, а) має "гладку" поверхню тертя без помітних мікронерівностей (виступів, впадин), що говорить про окислювальний знос зразка. Рівномірне розподілення хрому (рис. 15, б), яке проявляється в невисоких піках (біленькі маленькі цяточки), ймовірно всього фіксує хром, присутній в сталі ХВГ. Наявність на розподілі більш виражених піків, і співпадіння їх із поодинокими включеннями (рис. 15, а) свідчить про утворення на поверхні тертя вторинних структур на основі хрому. Це можуть бути сполуки систем Cr-O (Cr_2O_3) або Fe-Cr-O (хроміти заліза), які суттєво знижують втрати на знос в умовах сухого тертя.

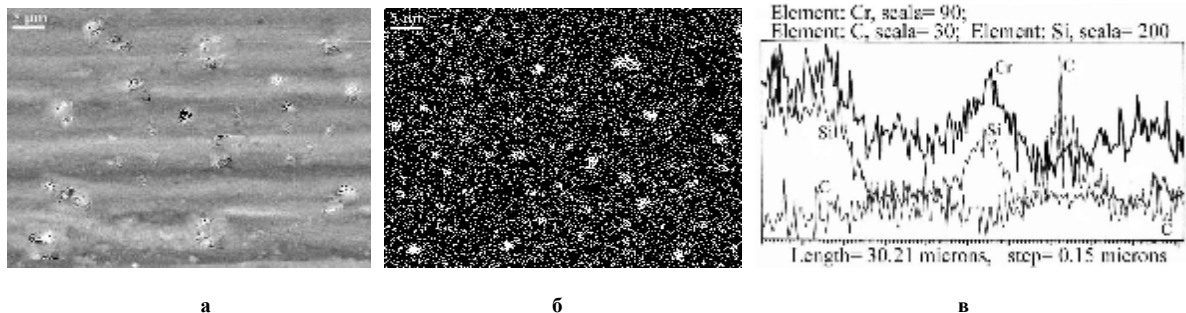


Рис. 15 – Мікроструктура доріжок тертя сталі ХВГ (х 2000) з Cr покриттям (а):
б – розподіл хрому; в – розподіл хімічних елементів

Внаслідок утворення вторинних структур на поверхні тертя під впливом температури, які виникають в свою чергу від інтенсивних режимів тертя змінюється характер зношування зразків. Якщо порівнювати процес зношування сталі ХВГ без покриття рис. 5 - 7 та з покриттям рис. 13, 14 хром хімічний (ЯНГ), спостерігається зменшення коефіцієнта тертя в середньому у два раз і температури на 30 ... 50 °C.

Найбільш суттєвими відмінностями зразків сталі ХВГ з Cr-покриттям від ХВГ без нього є наявність в світлій фазі значного вмісту хрому. Хром, порівняно із іншими хімічними елементами, має найбільш сильні піки в цій фазі.

Темна фаза за складом ідентична зразку ХВГ. В темній фазі виявлено багато хрому. Темна фаза зразка зі сталі ХВГ без покриття містить 8 мас. ч. Cr, а аналогічні фази зразка з Cr-покриттям відповідно 18 мас. % Cr. Крім того, тут виявлений підвищений вміст кисню і, скоріше всього, що спонукає утворенню складних оксидів $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$. Утворення цих складних оксидів стає можливим, починаючи з температури 650 °C.

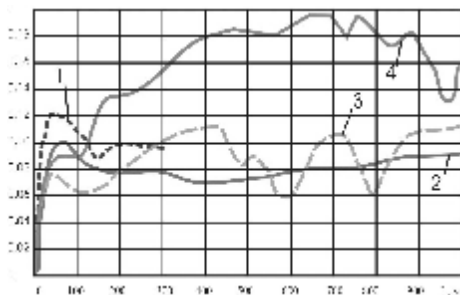


Рис. 16 – Залежність коефіцієнта тертя (f) сталі У8А з покриттям ЯНГ від шляху (L) і режимів тертя
Режими тертя:

1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;
3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с

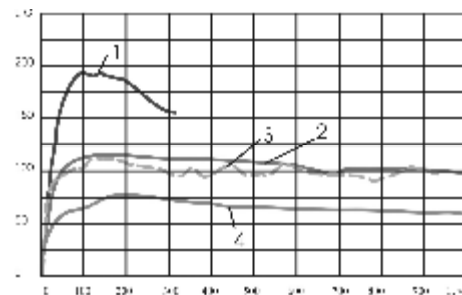


Рис. 17 – Залежність середньої температури в зоні тертя (t) сталі У8А з покриттям ЯНГ від пройденого шляху тертя (L) і режимів тертя
Режими тертя:

1 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 1,33$ м/с; 2 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 1,33$ м/с;
3 – $\sigma = 2000$ МПа, $V = 0,67$ м/с; 4 – $\sigma = 1300$ МПа, $V = 0,67$ м/с

В ході експериментальних досліджень (рис. 16, 17) було встановлено, що покриття ЯНГ сприяє зменшенню середньої температури у зоні тертя та коефіцієнта тертя. В залежності від особливостей трибологічних властивостей того чи іншого матеріалу коефіцієнт тертя зменшується для сталі ХВГ у два рази на першому та другому режимі тертя, а для сталі У8А – на другому та третьому режимі.

Висновки

На основі експериментальних триботехнічних та мікроструктурних досліджень встановлено:

1. Під впливом високих температур та високих питомих тисків на локальних ділянках утворюють вторинні структури відповідного хімічного складу, що суттєво впливають на процес тертя та зношування, зменшуючи коефіцієнт тертя, температуру та інтенсивність зношування.
2. Встановлено, що на зміну коефіцієнта тертя майже не впливає загальна площа контакту. Оскільки використовувався зразок зі сферичною поверхнею тертя, в процесі зношування площа контакту постійно збільшувалася. На початку випробувань контакт був у точці А рис.1, а в процесі зношування площа збільшувалась у десятки разів, що майже не викликало ніяких змін у поведінці коефіцієнту тертя.
3. Основний вплив на зміну коефіцієнту тертя мають вторинні структури, а зокрема їх хімічний склад. Режими тертя безпосередньо не впливають на коефіцієнт тертя, це видно на прикладі сталі ХВГ. Дана сталь на режимах 2, 3, 4 має однакові трибологічні характеристики і однаковий хімічний склад вторинних структур, що свідчить про ідентичність захисних плівок, які є бар'єром для зношування.
4. Нестабільність коефіцієнту тертя пояснюється наявністю окисних плівок, що періодично утворюється та руйнується внаслідок зношування. На таких ділянках спостерігається динамічна поведінка зміни коефіцієнту тертя, аналогічне відбувається і з температурою, але менш виражено, що, на нашу думку, є наслідком інертності термопар та теплопровідності матеріалу.
- Скупчення усіх позитивних або негативних процесів, які регулюються режимами тертя призводить до переходу від одного типу зношування до іншого (наприклад від адгезійного до втомного, або навпаки).
5. Покриття незначної товщини 10 ... 20 мкм (хром хімічний (ЯНГ) та комбіноване покриття $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ni}$) суттєво впливають на процеси тертя та зношування інструментальних сталей, приймаючи кардинально відмінний характер порівняно зі зразками без покриття. Незважаючи на незначну товщину покриття (десятьки мкм) та його миттєве зношування на перших хвилинах випробування, часточки останнього розмащуються на поверхні тертя і відіграють роль сухого змащувального матеріалу.

Література

1. Кузнецов В. Д. Фізико-хімічні основи створення покриттів : [навч. посібник] / В. Д. Кузнецов, В. М. Пашенко. – К. : НМЦ ВО, 1999. – 176 с.
2. Основы трибологии (трение, износ, смазка) / [под ред. А. В. Чичинадзе]. – М. : Машиностроение, 2001. – 664 с.
3. Верещака А. С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями / Верещака А. С. – М. : Машиностроение, 1993. – 336 с.
4. Гладкий Я. М., Таранчук А. А., Маковкін О. М., Лаба О. А. Автоматизація досліджень процесу тертя та зношування // Вісник Хмельницького національного університету, 2005. – №1. – С. 12-16.
5. Патент на корисну модель № 29595 G01B 21/06. Спосіб підвищення точності вимірювання лінійного зношування / Я. М. Гладкий, С. К. Підченко, А. А. Таранчук, О. М. Маковкін, О.А. Лаба. Заявлено 12.03.2007; Опубл. 25.01.2008, Бюл. №2. – 4 с.
6. Гладкий Я. М., Покришко Г. А., Заверач Є. М., Маковкін О. М. Вплив термічної обробки на зносостійкість покриттів // Вісник Хмельницького національного університету, 2005. – №5. – Ч.1, Т.1. – С. 27-30.
7. Гладкий Я. М., Милько В. В., Бись С. С., Маковкін О. М. Працездатність спеціальних покриттів на інструментальних матеріалах // Високі технології в машинобудуванні: Збірник наукових праць НТУ "ХПІ". – Харків, 2008. – Вип. 2 (17). – С. 77-87.
8. Пат. 22093 Україна. Спосіб підвищення тріщиностійкості інструментальних сталей / Я. М. Гладкий, Р. І. Сілін, В. І. Семенюк. 23.04.1998.

Поступила в редакцію 15.10.2013

Hladkyi Ya. M., Makovkin O. M. **Tribo-behaviour of instrumental steels "У8А" and "ХВГ" in the process of friction and wear.**

There has been established the regularity and wear behavior of instrumental materials «У8А» and «ХВГ» with wear-resistant coatings applied in different ways depending on friction modes changing. There has been established the physical value of tribological parameters and their change in the process of friction. It has been shown that a several times change of the contact area doesn't influence the change of the friction factor. The change of the friction factor is caused as a rule by a chemical composition of secondary structures, which in their turn depend on a chemical composition of a basis, coating, environment and the temperature in the friction area and depends on the friction modes. There has been established the chemical composition of the secondary structures formed during friction.

In general, friction is a very complex process, which can hardly be nowadays described mathematically, absolutely for any conditions, that is why the experimental research remains the main trend of defining tribo-behaviour of friction pairs.

On the basis of experimental tribo-technical and microstructural research it has been established that:

Under the influence of high temperatures and high specific pressures on the local areas there are formed secondary structures of a corresponding chemical composition, that significantly influence the process of friction and wear, lowering the friction factor, temperature and wear intensity.

The change of the friction factor almost is not influenced by the total area of the contact. As there was used the sample with a spherical friction surface, in the process of wear the contact area was constantly growing. At the beginning of the tests the contact was in the point, and in the process of wear the area was increasing dozens of times, the fact which was not causing any changes in the friction factor behavior.

The main influence on the change of the friction factor is made by secondary structures, and namely their chemical composition. The modes of friction aren't directly influencing the friction factor, which can be seen as exemplified by "ХВГ" steel. The given steel in modes 2, 3, 4 has the same tribological characteristics and the same chemical composition of the secondary structures, that proves that the protective films are identical, which serve as a barrier for wear.

The instability of friction factor is explained by the presence of oxidizing films, which periodically form and ruin due to wear. On such areas there is observed the dynamic behaviour of the friction factor change, the same thing happens with the temperature, but in a less manifested way, the fact, that to our mind, is the result of thermo-pair inertness and material thermal conductivity.

Accumulation of all positive or negative processes, which are regulated by the friction modes causes the transition from one type of wear to another one (for instance from the adhesive to the fatigue one, or vice versa).

The coating of an insignificant thickness 10...20 mcm (chemical chromium (ЯНГ) and the combined coating Al_2O_3-Ni) are essentially influencing the processes of instrumental steels wear, becoming totally different as compared with the samples without coating. Despite the insignificant thickness of the coating (tenth of mcm) and its instantaneous wear at the first minutes of testing, the particles of the latter are spread all over the friction surface and serve as a dry lubricating material.

Key words: wear, wear-resistant coatings, chemical composition, secondary structures.

References

1. Kuznecov V. D. Fiziko-himichni osnovi stvorennya pokryttiv [navch. posibnik], V. D. Kuznecov, V. M. Pashhenko, K. NMC VO, 1999, 176 p.
2. Osnovy tribologii (trenie, iznos, smazka), [pod red. A. V. Chichinadze], M., Mashinostroenie, 2001, 664 p.
3. Vereshhaka A. S. Rabotosposobnost' rezhushhego instrumenta s iznosostojkimi pokrytijami, M., Mashinostroenie, 1993, 336 p.
4. J. M. Gladkij, A. A. Taranchuk, O. M. Makovkin, O. A. Laba. Avtomatizacija doslidzen' procesu tertja ta znoshuvannja, Visnik Hmel'nic'kogo nacional'nogo universitetu, 2005, №1, 12-16p.
5. Patent na korisnu model' № 29595 G01B 21/06. Sposib pidvishhennja tochnosti vimirjuvannja liniynogo znoshuvannja, J. M. Gladkij, S. K. Pidchenko, A. A. Taranchuk, O. M. Makovkin, O. A. Laba. Zajavleno 12.03.2007, Opubl. 25.01.2008, Bjul. №2, 4 p.
6. J. M. Gladkij, G. A. Pokrishko, E. M. Zaverach, O. M. Makovkin, Vpliv termichnoї obrobki na znosostijkist' pokryttiv, Visnik Hmel'nic'kogo nacional'nogo universitetu, 2005, №5. Ch.1, T.1, 27-30 p.
7. J. M. Gladkij, V. V. Mil'ko, S. S. Bis', O. M. Makovkin Pracezdatnist' special'nih pokrit' na instrumental'nih materialah, Visoki tehnologii v mashinobuduvanni, Zbirnik naukovih prac' NTU "HPI", Harkiv, 2008, Vip.2 (17), 77-87p.
8. Pat. 22093 Ukraina. Sposib pidvishhennja trishhinostijkosti instrumental'nih stalej, J. M. Gladkij, R. I. Silin, V. I. Semenjuk. 23.04.1998.