

Кіндрачук М.В.,*
Міщук О.О.,**
Данілов А.П.,*
Хлєвна Ю.Л.*

*Національний авіаційний університет,
 ** Український НДІ нафтопереробної
 промисловості "МАСМА",
 м. Київ, Україна,

ОСОБЛИВОСТІ ВЗАЄМОДІЇ ТА СТАН ПОВЕРХОНЬ ТЕРТЯ ПАРИ БРОНЗА - СТАЛЬ

УДК 621

Методами електронної мікрозондової Оже-спектроскопії, рентгенівського енергодисперсійного мікроаналізу, растрової електронної та оптичної мікроскопії досліджено спряжені мікроділянки поверхонь тертя бронзи та сталі, які було вилучено з пар тертя за умов або безпосередніх, або близьких до перебігу відомого ефекту "вибірнього перенесення" елементів контактної зони тертя. Отримано нові дані щодо механізму утворення та властивостей поверхневої "сервовитної плівки" на бронзі.

Ключові слова: бронза, сталь, тертя, карбіди, науглецювання

Вступ

Дослідження перебігу процесів у трибологічному контакті, закономірностей утворення поверхневих мікроструктур та перенесення речовини в контактній зоні забезпечує визначення механізмів працювання пар тертя, стаціонарного періоду їх оптимального функціонування та стадії відмов, що в свою чергу надає повну інформацію, необхідну для підвищення ресурсу роботи вузлів тертя в цілому [1, 2]. Останнє ж є однією з головних вимог, що висуваються до сучасних машин та механізмів, як на стадії їх проектування, так і в умовах експлуатації.

В насосах та гідроприводах гідравлічних систем, інших агрегатах авіаційної техніки та машинобудування (наприклад, букс - шток амортизаційної стійки, втулка - шток силового циліндра тощо) працює трибологічна пара "бронза - сталь" за умов граничного змашування в середовищі гідрорідини АМГ-10 або її мастильних аналогів. Практична значущість вивчення процесів тертя та зношування цієї пари доповнюється актуальністю й донині нерозв'язаної, незважаючи на значний обсяг проведених у 80-х роках у Радянському Союзі науково - дослідних робіт, давньої наукової проблеми вибірного перенесення елементів бронзи в межах контактної зони тертя та утворення "мідної" ("сервовитної") зносостійкої плівки водночас на поверхнях тертя бронзи та сталі [2 - 6]. Головними й на сьогодні залишаються питання про причини вузького температурного діапазону, в якому ефект "вибірнього перенесення" достовірно спостерігається [5], та закономірності утворення компонентного складу "сервовитної плівки" [7], незнання яких обумовлює ймовірність псевдоідентифкації вказаного ефекту.

Метою даної роботи стало дослідження закономірностей механохімічних перетворень мікроструктури спряжених ділянок поверхонь тертя сталі та бронзи в умовах прояву "ефекту вибірного перенесення" [3] на прикладі класичної трибологічної пари "бронза - сталь" у гідрорідині АМГ-10".

1. Об'єкти та методи досліджень

Властивості трибологічної пари "бронза (зразок) - сталь (контртіло)" досліджували для випадку бронзи Бр.АЖМц10-3-1,5 та сталі ШХ15 за умов однобічно направленої ковзання в середовищі гідравлічної оливи АМГ-10 за кінематичною схемою "площина (торець рухомого бронзового кільця) - площина (торець стаціонарно закріпленого сталевго кільця)" на розробленому лабораторному пристрої торцевого тертя. Вибір елементів пари тертя обумовлено їх широким застосуванням у вузлах гідравлічних систем літаків. На торці бронзового кільця (зразок) виробляли відповідні прорізи, що зменшило його робочу площу поверхні та забезпечило коефіцієнт перекриття поверхонь зразка та контртіла в парі тертя 0,25. Поверхні тертя зразка та контртіла притискували одна до одної з осьовим навантаженням 200 Н, за якого питоме навантаження контактної зони тертя складало 5 МПа. Задавали сталу швидкість обертання бронзового кільця 2200 хв^{-1} , за якої лінійна швидкість ковзання в контактній зоні тертя була 2,9 м/с. Використовуючи спеціальну тензосистему, зв'язану з нерухомо закріпленим сталевим кільцем, вимірювали силу тертя пари "бронза - сталь". Оцінювали інтенсивність зношування пари.

З метою обмеження та стабілізації в діапазоні 50 - 125 °С температури максимального саморозігрівання пари тертя застосовували систему її регульованого охолодження потоком повітря.

Бронзове кільце (зразок) виготовляли з каліброваного прутка алюмінієво - залізо - марганцевої бронзи Бр.АЖМц10-3-1,5. В промисловості з неї виробляють різного типу відповідальні деталі (втулки, шестерні, підшипники). Як "контртіло" досліджуваної пари тертя використовували спеціально відібрані

підшипникові кільця зі сталі ШХ15 (HRC 58-60). На відміну від більшості конструкційних сталей, які піддають високому відпусканню після гартування, легована хромом підшипникова сталь експлуатується в високоміцному стані – після гартування на мартенсит та низькотемпературного відпускання.

Відомо, що авіаційна гідравлічна олива АМГ-10 застосовується в гідросистемах літаків у якості гідрорідини та сприяє "ефекту вибірного перенесення" в парах бронза - сталь [2]. Зразки оливи АМГ-10 виробляють на основі малов'язкої глибоко деароматизованої нафтової фракції. Після операцій гідрокрекінгу вуглеводнева база цієї оливи складається з нафтових та ізопарафінових вуглеводнів. Вона загущується високомолекулярним додатком "Вініпол", також до неї додається антиокиснювальний додаток та спеціальний хімічно інертний органічний фарбник. Для досягнення поставленої в роботі мети важливо, що гідрорідина АМГ-10 є органічним середовищем.

Після тертя елементи пари "бронза - сталь" відмивали від залишків оливи в ізопропиловому спирті з метою дослідження поверхонь тертя. Поверхні вивчали методами оптичної мікроскопії на приладі Неофот-21, растрової електронної мікроскопії (РЕМ) та рентгенівського енергодисперсійного мікроаналізу (РЕДА) на приладі SELMI PEM-106 I (Україна), електронної Оже - спектроскопії (ЕОС) на Оже - мікросонді JEOL JAMP-10S.

Оже - спектри записували в диференціальному режимі $dN(E)/dE$ за прискорювальної енергії 10 кеВ та амплітуди модуляції 4 еВ. За результатами реєстрації спектрів для вибраних ділянок поверхонь розраховували концентрації елементів з врахуванням коефіцієнтів відносної чутливості. Для випадку рентгенівських спектрів відносні концентрації елементів у поверхневому шарі розраховували за подібним принципом, оцінюючи як міру концентрації елементу амплітуду його характеристичної спектральної лінії.

Профілі розподілу концентрацій елементів у поверхневих шарах бронзи та сталі досліджували методом Оже - спектроскопії, розпорошуючи обезжирені попередньо третьові поверхні йонами аргону енергією 2 кеВ. Ефективна швидкість розпорошення поверхневого шару за товщиною складала 3 нм/хв.

2. Результати досліджень та їх обговорення

Дослідження закономірностей зміни трибологічних характеристик пари бронза - сталь у залежності від інтенсивності зовнішнього охолодження та відповідно різного її саморозігрівання виявили наявність трьох закономірних періодів припрацювання контактної зони тертя (рис. 1).

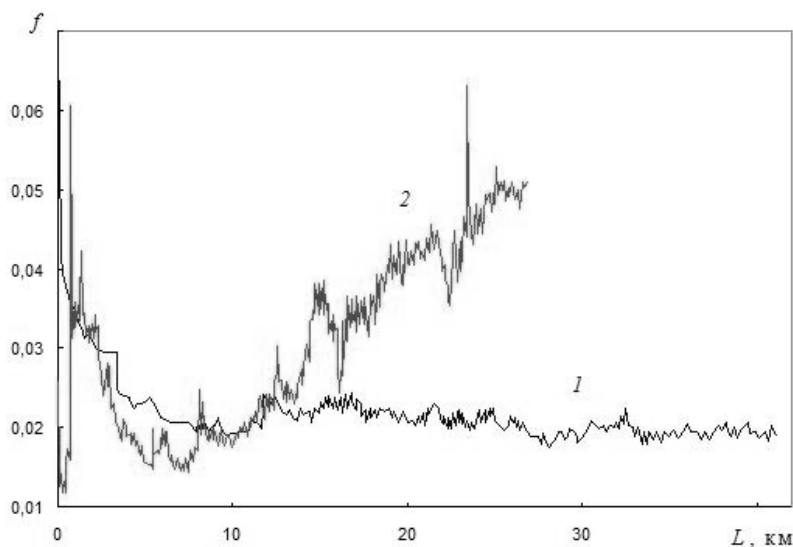


Рис. 1 – Закономірності зміни коефіцієнта тертя f з шляхом тертя L пари бронза - сталь у залежності від інтенсивності зовнішнього охолодження та, відповідно, максимального саморозігрівання пари до температури:
1 – 50 °С; 2 – 125 °С

Перший період, якому відповідав шлях тертя до 2,5 км, характеризувався практично однаковою тенденцією зміни коефіцієнта тертя від шляху в діапазоні значень 0,03 - 0,06 – початковим його зростанням та наступним зменшенням. Вказані значення коефіцієнту є нормальними для роботи пари тертя типу сталь - сталь у межах дослідженого температурного діапазону [8]. За наступний період (шлях тертя до 12 км) коефіцієнт тертя сягав мінімальної величини 0,015 - 0,022, властивої вже нормальному тертю пари бронза - сталь. Під час останнього третього періоду коефіцієнт тертя сильно залежав від температури саморозігрівання пари та відповідно залишався або незмінним (рис. 1, крива 1), або змінювався від вка-

заного мінімального до характерного для сталеві пари тертя значення (крива 2). Отримані значення коефіцієнта тертя (рис. 1) свідчать про відсутність макроскопічного схоплення спряжених поверхонь контактної зони досліджених пар бронза-сталь впродовж пройденого ними шляху тертя.

В усіх досліджуваних випадках після трьох періодів припрацювання обидві поверхні тертя пари бронза-сталь здобували характерний "мідний" відтінок (оптичні зображення мікроструктури на рис. 2), що в трибологічній практиці найчастіше використовується як підтвердження утворення в поверхневих шарах обох металів "сервоподібної" зносостійкої плівки на мідній основі [2, 4, 5]. Особливо наближеним до класичного прояву ефекту "вибірнього перенесення" є випадок температури об'ємного саморозігрівання пари 50 °С (рис. 1, крива 1; рис. 2). Середня інтенсивність зношування зразка бронзи в цьому разі була обумовлена, переважно, першим періодом припрацювання пари бронза - сталь та дорівнювала $2 \cdot 10^{-4}$ мг/мм² на 1 км шляху тертя. За описаними ознаками можна передбачати, загалом [2, 4, 6], утворення на обох поверхнях пари тертя "мідної" плівки товщиною 1 - 2 мкм.

Дослідження різних мікроділянок поверхонь тертя пари бронза - сталь, виконані з використанням Оже - мікросонду, виявили нові особливості утворених поверхневих мікроструктур, загалом суттєво відмінні від очікуваних. Несподіваним став висновок про відсутність достатньої концентрації міді на поверхнях тертя сталі в зонах її візуально "мідного" відтінку. В усіх випадках, що відповідали різним значенням температури саморозігрівання пари тертя, концентрація міді в поверхневих шарах мікроструктур тертьової поверхні сталі не перевищувала 4,7 ат. % (максимальне значення отримано для випадку 50 °С). Водночас, концентрація заліза та кисню у вказаних поверхневих шарах досягала значень 36 - 44 та 46 - 54 ат. % відповідно. Це засвідчило, що "мідний" відтінок поверхонь тертя сталі, утворених у досліджуваній парі бронза-сталь, зумовлено кольором поверхневих плівок оксидів заліза субмікронної товщини.

Спряжені до сталевих мікроділянки поверхонь тертя бронзи в усіх випадках були значно менш окисненими. Натомість, виявлено їх насичення вуглецем, концентрація якого залишалась значною в межах поверхневого шару мікронної товщини та в декілька разів вищою за концентрацію кисню. Суттєве насичення тертьового поверхневого шару мідних сплавів вуглецем, не зважаючи на відсутність чисто хімічної взаємодії між ним та міддю, раніше вже виявляли в [9 - 11]. Ця обставина й обумовлює відновлений хімічний стан міді в поверхневих шарах бронзи, властивий ефекту "вибірнього перенесення" в парі бронза - сталь згідно з класичними механізмами цього явища [2 - 6].

Неочікуваний також результат дав аналіз складу мікродомішок у поверхневих шарах бронзи. Дані, наведені в табл. 1, свідчать про наявність у всій мікронній товщині досліджуваних поверхневих шарів бронзи поряд з йонами вуглецю також карбідотвірних елементів хрому та титану, притаманних виключно сталі ШХ15. Водночас, у цих поверхневих шарах виявлено значно зменшені концентрації домішок, властивих бронзі БрАЖМц (алюмінію та марганцю). Натомість, концентрація домішки заліза суттєво збільшена. Причини присутності карбідотвірних елементів сталі та підвищеної концентрації заліза в доволі товстих поверхневих шарах бронзи потребують аналізу.

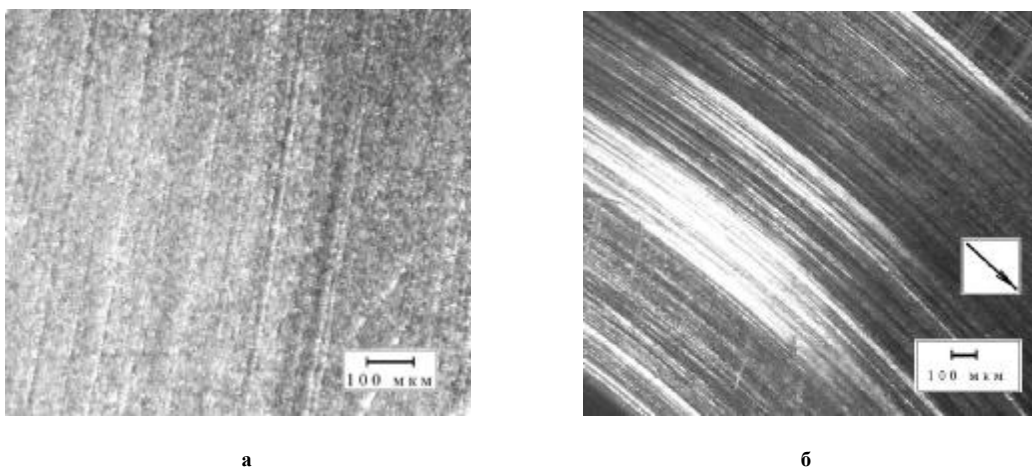


Рис. 2 – Мікроструктура поверхонь тертя пари "бронза (а) - сталь (б) ", що має візуально "мідний" відтінок для випадку саморозігрівання пари до температури 50 °С. Стрілка вказує напрямку дії сили тертя

На спряжених до бронзи мікроділянках поверхонь тертя сталі спостерігаємо збіднення на хром та вуглець (об'ємна концентрація останнього 4,3 - 4,7 ат. %). У випадку підвищення температури пари тертя реєструємо суттєве збільшення концентрації титану та хрому (табл. 1, мікрона зона 1). У межах мікрона зон, де не зафіксовано наявності хрому, спостерігаємо сегрегацію марганцю, який, однак, може бути перенесеним у поверхневий шар сталі також як мікродомішка бронзи.

Серед решти мікродомішок у третьових поверхневих шарах обох сплавів зареєстровано присутність мікродомішок олова (є легівною для бронзи), сірки, кальцію та хлору (табл. 1). Останні можуть надходити з зон неконтрольованих забруднень поверхонь пари тертя та оливи, а також від фарбника останньої. Сірка, однак, є в певних межах (до 0,03 ат. %) допустимою мікродомішкою сталі ШХ15, але в найбільших концентраціях зафіксована в поверхневих шарах бронзи (до 6,4 ат. % у випадку 50 °С). Азот, найшвидше, є наслідком впливу антиокиснювального додатку до оливи. Інші можливі легівні мікродомішки даної пари бронза-сталь (Zn, Pb, Ni, Si, P) в підвищених концентраціях не виявлені, хоча неявні сліди трьох останніх з них реєстрували на окремих границях різних фаз поверхонь тертя сталі (Ni, P) та бронзи (Si, P).

Розкритий мікроелементний склад поверхонь тертя пари бронза-сталь свідчить, що за найсприятливіших для ефекту "вибірною перенесення" умов (випадок 50 °С) навуглецьований поверхневий шар бронзи є збагаченим на карбідотвірні мікродомішки сталі (Cr, Ti, а також Fe) та збідненим на власні мікродомішки (Al, Mn), а окиснений поверхневий шар сталі, хоча й меншою мірою, збагачений на мікродомішки бронзи (Al, Sn, Mn, а також Cu) та збіднений на власні мікродомішки (Cr, C).

Таблиця 1

Мікроелементний склад поверхонь тертя пари бронза - сталь

Елементи	Відносна концентрація, ат. %					
	50 °С		125 °С			
	Бронза	Сталь	Мікрозона 1		Мікрозона 2	
Бронза			Сталь	Бронза	Сталь	
	На поверхні					
Fe	4,3	29,7	*	16,9	0,8	18,9
Cr	*	-	0,4	0,1	*	*
Ti	1,5	-	0,3	-	0,3	1,1
C	66,8	21,7	71,1	60,4	74,6	41,4
O	13,3	44,9	6,8	20,6	8,5	33,9
Cu	8,6	2,9	18,6	-	11,8	1,0
Al	-	-	-	*	-	1,3
Mn	1,0	-	-	-	-	0,7
Решта	4,5	0,8	2,8	2,0	4,0	1,7
	Після розпорощення поверхневого шару на глибину					
	<u>1370 нм</u>	<u>260 нм</u>	<u>750 нм</u>			
Fe	7,7	67,7	*	81,3	6,2	59,4
Cr	2,7	0,1	0,7	2,1	-	-
Ti	1,3	-	0,3	0,4	-	1,7
C	18,5	3,8	12,4	6,1	4,8	5,8
O	15,9	25,0	1,0	8,3	1,9	31,2
Cu	44,9	0,4	82,0	-	83,4	1,9
Al	-	2,4	1,8	1,1	-	-
Mn	-	-	-	-	1,1	*
Решта	9,0	0,6	1,8	0,7	2,6	-

*Примітка: характерні перегини лінії Оже - спектру свідчать про наявність "сліду" мікродомішки, концентрація якої може сягати 2,5 ат. %, але не може бути оцінена внаслідок сильного перекриття різних спектральних ліній елементу з відповідними сусідніми лініями інших елементів

Отже, передбачувані товсті поверхневі плівки міді на поверхнях тертя сталі, наявність яких означала б їх теоретично "беззношувальний" стан, за умов реалізації ефекту "вибірною перенесення" в контактній зоні даної пари бронза - сталь не утворюються. Натомість, має місце взаємне перенесення елементів спряжених поверхонь контактної зони з однієї на іншу без утворення на кожній з них плівок іншого металу. Швидше за все, слід стверджувати про утворення в контактній зоні тертя доволі товстої (мікронної та субмікронної товщини) та високо концентраційної поверхневої плівки вуглецю, що розчинює інші елементи, або, щонайменше, плівки сильно навуглецьованих поверхневих структур.

Профілі поперечного розподілу концентрацій головних елементів у межах третьових поверхневих шарів пари бронза - сталь проілюстровано на рис. 3 та 4. Ефективну локальну температуру контактної зони на якісному рівні характеризує, загалом, ступінь окиснення поверхневого шару сталі, яка зростає із співвідношенням концентрацій кисню та заліза (рис. 3, а - б - в). Відзначимо, що на мікроконтактах, яким відповідають мікрозони 1 та 2 з різним ступенем окиснення (випадок об'ємної температури пари тертя 125 °С), були досягнуті різні значення ефективних локальних температур. Згідно

з цим висновком концентраційні профілі розташовано в напрямку зростання температури (умовно, від мінімальної об'ємної 50 °С до максимальної 125 °С): рис. 3, а - б-в та 4, а - б - в.

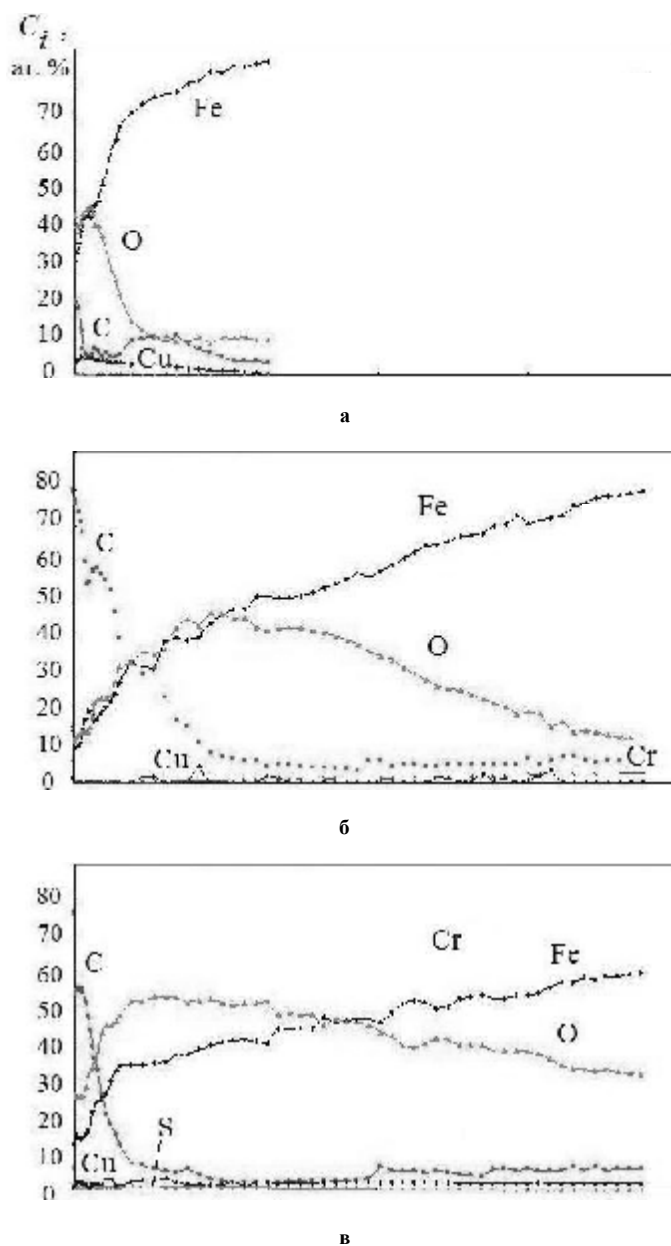


Рис. 3 – Концентраційні профілі елементів у третьових поверхневих шарах сталі для випадків саморозігрівання пари бронза-сталь до температури 50 °С (а) та 125 °С (мікрозони 1 (б) та 2 (в)). Позначення: h – відстань від поверхні

Підвищення об'ємної температури пари бронза - сталь на 75 градусів (від 50 до 125 °С) обумовлює зменшення товщини науглецьованих поверхневих шарів контактної зони (сумарної на сталі та на бронзі) майже в 5 разів (рис. 3 та 4). Відповідно зменшується (рис. 4) товщина модифікованого третьового шару на поверхні бронзи (зразка) та збільшується (рис. 3) товщина механохімічно утвореного оксидного третьового шару сталі (контргіла).

Характерне суттєве зменшення товщини механохімічно утвореного поверхневого шару "зразка" за умови відносно незначного підвищення об'ємної температури раніше спостерігали в межах приблизно того ж температурного інтервалу (75 - 110 °С) на зразках загартованої сталі ШХ15 для пар сталь - сталь [12]. Порівнюючи ці явища для пар бронза-сталь та сталь - сталь, можемо, принаймні, припустити, що вони не пов'язані з якимись особливими властивостями бронзи.

Наведені на рис. 3 та 4 розподіли для міді та вуглецю ілюструють наявність характерних, спрямованих на взаємну компенсацію, синхронних сплесків та зменшень їх концентрацій в механохімічно утворених поверхневих шарах бронзи та сталі. Ці сплески слабо залежать від наявності та концентрації

інших мікродомішок у межах одного й того ж модифікованого поверхневого шару. Аналіз засвідчив, що в поверхневих шарах бронзи сума атомарних концентрацій міді та вуглецю для значень концентрацій міді, вищих приблизно за 15 ат. % (рис. 4), характеризується сталою величиною (концентрацією мікроструктурної фази мідь - вуглець), значення якої змінюється нелінійно від зміни ефективної локальної температури на мікроконтактах зони тертя. Всі зміни концентрацій решти (за виключенням вуглецю) виявлених домішок бронзи (рис. 4) взаємно компенсуються в межах іншої приблизно сталої для відповідних поверхневих прошарків сумарної концентрації (концентрації другої мікроструктурної фази).

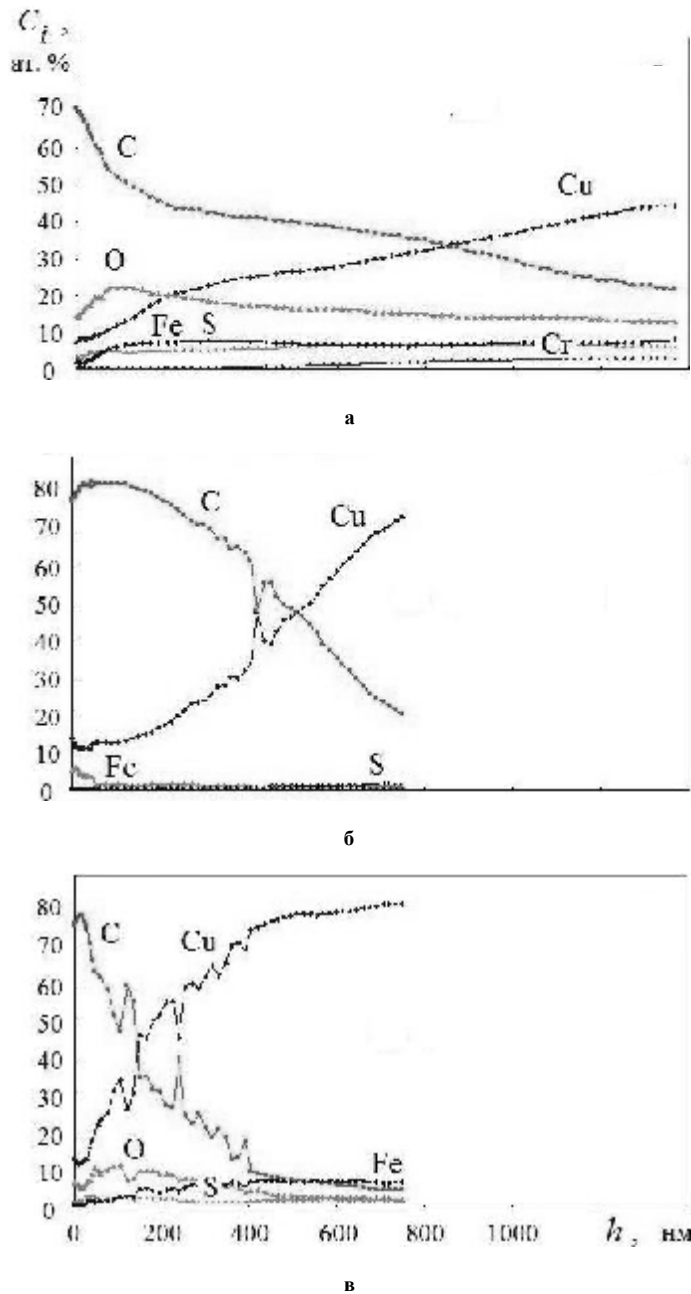


Рис. 4 – Концентраційні профілі елементів у третьових поверхневих шарах бронзи для випадків саморозігрівання пари бронза-сталь до температури 50 °С (а) та 125 °С (мікрозони 1 (б) та 2 (в)). Позначення: h – відстань від поверхні

Отже, в поверхневих шарах бронзи під час тертя в парі бронза - сталь утворена подібна до композиційної структура тонкого конгломерату фаз [13, 14], у якій одна з фаз утворюється, ймовірно, наноскопічною (можливо, ізоморфною) сумішшю міді та вуглецю, природа якої ще підлягає дослідженню, а друга – сумішшю сполук решти мікродомішок поверхневого шару. Співвідношення між цими мікроструктурними фазами змінюється в залежності від ефективної температури мікроконтакту зони тертя. Значення відносних концентрацій вказаних мікроструктурних фаз, розраховані за експериментальними результатами (рис. 3 та 4; табл. 1), наведено в табл. 2.

**Експериментально визначені відносні концентрації мікроструктурних фаз
тертьового шару бронзи пари бронза-сталь**

Тип контактної зони	Cu+C, ат. %	Решта, ат. %	Концентрація елементів в матеріалах, ат. %					
			Fe _{1,95} C		Me ₆ C (Me ₆ O)		Сталь ШХ15	
			Fe	C	Me	C, O	Fe+Cr	C
Рис. 3, а; 4, а	66,1	33,9	66,1	33,9				
Рис. 3, б; 4, б	95,5	4,5					95,5	4,5
Рис. 3, в; 4, в	85,7	14,3			85,7	14,3		

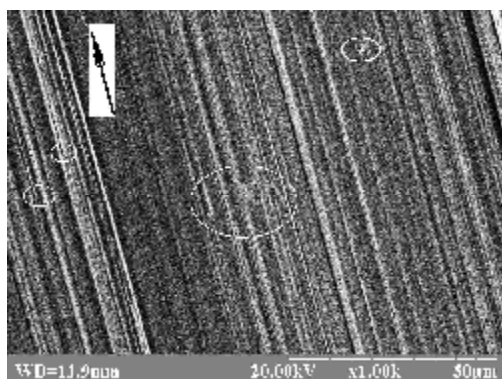
Відзначимо, що значення відносної концентрації мікроструктурної фази мідь-вуглець, отримане за умов перебігу ефекту "вибірною перенесення" (рис. 3, а та 4, а), характеризує найоптимальнішу концентрацію зміцнювальної фази з погляду на властивості композиційного матеріалу [15].

Аналіз даних, наведених у табл. 2, виявляє зовнішню аналогію між співвідношеннями мікроструктурних фаз у тертьовому шарі бронзи та співвідношеннями концентрацій металу та вуглецю в ϵ -карбіді сталі мартенситного класу, спеціальному карбіді (оксиді) типу Me₆C (Me₆O) та в базовому матеріалі контртіла – сталі ШХ15.

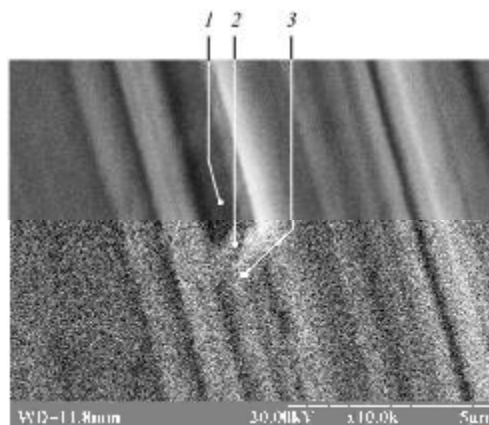
Подібна зовнішня аналогія обумовлюється внутрішніми механізмами та синхронним перебігом декількох процесів: передбачуваною теорією "вибірною легування" електрохімічного заміщення елементів у певних поверхневих мікроструктурах контактної зони тертя пари бронза - сталь [2 - 6]; механохімічного окиснення та утворення "вторинної структури" оксидно - подібного типу в поверхневому шарі сталі [1]; механохімічного утворення в поверхневому шарі сталі [16] та крихкого руйнування в контактній зоні тертя, подальшого перенесення зі сталі на бронзу мікроструктурних фрагментів карбідного типу. Останній з вказаних мікропроцесів може обумовлювати утворення в поверхневому шарі бронзи характерної для поверхні карбідних мікропластин структурної матриці двомірного типу [17], елементний склад якої далі видозмінюється під впливом першого з вказаних електрохімічного мікропроцесу. Зважаючи на дані табл. 2, а також на результати попередніх робіт [8, 12] з дослідження мікроструктури поверхонь тертя сталі ШХ15, можна гіпотетично уявити, що ефект "виділення" поверхнею цієї сталі карбідної мікроструктури в контактній зоні пари бронза - сталь синхронізує перебіг інших вказаних мікропроцесів.

З метою наступного дослідження структурних аспектів цього явища відібрані зразки поверхонь тертя пар бронза - сталь далі дослідили методом електронно - растрової мікроскопії та рентгенівського енергодисперсійного мікроаналізу. На рис. 5 проілюстровано мікроструктуру поверхонь тертя сталі та бронзи для випадку температури саморозігрівання пари до температури 50 °С (рис. 3, а та 4, а). Результати дослідження елементного складу поверхонь тертя, виконаного для пронумерованих мікроділянок, наведено в табл. 3. Нажаль, технічні характеристики аналізатора не дозволили дослідити в даному разі одну з головних домішок – вуглець.

Аналіз мікроструктури поверхонь тертя сталевого контртіла (рис. 5, а) виявляє наявність квазіперіодичних смуг ковзання різного масштабного рівня (мікроструктури А, Б, В [12]). Вважається [12], що мікроструктура В, яка характеризується субмікронною (0,2 - 0,7 мкм) періодичністю поперечного рельєфу, походить від тонкоплівкової структури плівок ϵ -карбиду заліза, який виділяється на поверхні мартенситного зерна сталі ШХ15 внаслідок кінетичного розкладу структури мартенситу [8]. Масові "обривання" мікросмуг В на фронті сил тертя (обведено колом на рис. 5, а) є наслідком крихкого руйнування поверхні сталі.



а



б

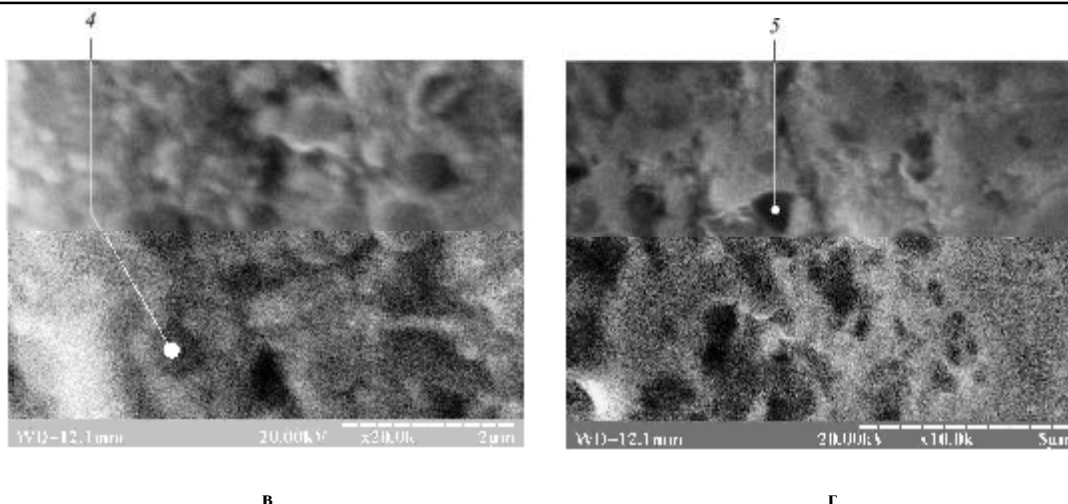


Рис. 5 – Мікроструктура поверхонь тертя сталі ШХ15 (а, б) та бронзи БрАЖМц 10-3-1,5 (в, г) для випадку саморозігрівання пари бронза-сталь до температури 50 °С.
Стрілки (а, в) – напрямок дії сили тертя. Мікроділянки 1 - 5 – зони мікроаналізу (табл. 3)

Результати дослідження зони обривання мікросмуги В (рис. 5, б, табл. 3, мікроділянки 1, 2, 3) засвідчують наявність підвищеної концентрації хрому, титану та кремнію, а також відсутність слідів міді. Відомо, що карбідотвірні елементи (наприклад, молібден [12]) стабілізують плівки мікроструктури В на поверхні тертя сталі. Особливо високу (в 3,5 рази вищу за об'ємну) концентрацію хрому спостерігали в торці обірваної мікросмуги В (рис. 5, б, мікроділянка 2), що може свідчити про вплив хром - умісних спеціальних карбідів сталі на крихке поперечне розтріскування мікросмуг такого типу. Переріз досліджуваної мікросмуги (рис. 5, б) має близьку до трикутної форму з шириною основи близько 1,1 мкм та висотою 0,7 мкм.

Таблиця 3

Елементний склад мікроділянок (рис. 5) тертьових поверхонь пари бронза - сталь

Номер мікро-ділянки	Відносна концентрація елементів, % мас.								
	Fe	Cr	Ti	C	Cu	Al	Mn	O	Решта
1	95,9	2,2	-		-	-	0,4	1,0	0,5
2	86,7	5,2	2,1		-	-	0,4	3,9	1,7
3	95,4	1,5	0,9		-	-	0,5	0,6	1,1
4	2,5	10,9	-		70,1	8,0	1,2	7,0	0,3
5	30,9	0,5	0,9		49,6	12,4	2,8	1,4	1,5
ШХ15 (ГОСТ 801-78)	95,9-97,4	1,30-1,65	до 0,01	0,95-1,05	до 0,25	-	0,2-0,4	до 0,0015	до 0,717 (Si, Ni, S, P)
БрАЖМц 10-3-1,5 (ГОСТ 18175-78)	2 - 4	-	-	-	82,7-88,0	9-11	1-2	-	до 0,29 (Si, Sn, Zn, Pb, P)

Мікроструктура поверхонь тертя бронзи також, загалом, характеризується наявністю квазіперіодичного рельєфу мікросмуг ковзання. Але аналіз її морфології засвідчив, що це наведена (відтиснута) структура [8] з періодичністю поперечного мікрорельєфу, характерного для мікросмуг В сталевій поверхні тертя [12]. Поряд з основними зернами поверхні тертя бронзи в субмікронному масштабі (рис. 5, в, г) виявляємо місцями упорядковані (рис. 5, в) сліди перенесення фрагментів крихкого руйнування характерної для сталі мікроструктури В (мікроділянки поверхні темніші за основні зерна бронзи, подібні до мікроділянок 4 та 5). Вважаємо, що причинно-наслідковий зв'язок вказаних фрагментів з карбідними мікроструктурами сталі підтверджує підвищена концентрація в них хрому та заліза (табл. 3).

Розмір перенесених фрагментів більший за розмір основних зерен бронзи та коливається в діапазоні 0,40 - 0,64 мкм (рис. 5, в), але також може сягати величини 1,1 мкм (рис. 5, г, мікроділянка 5). Зроблені оцінки корелюють з характеристиками рельєфу мікроструктури В [12] та геометрією обірваних мікросмуг ковзання сталі ШХ15 (рис. 5, б). Перенесені мікрофрагменти, загалом, орієнтовані в напрямку дії сил тертя (рис. 5, г).

Відзначимо, що перенесення карбідних фрагментів відбувається не внаслідок мікросхоплень між відображеними на рис. 5, а, б тертьовими мікроділянками сталеві поверхні та спряженими до них у контактній зоні мікроділянками поверхні бронзи (рис. 5, в, г), так як у зворотному разі спостерігали б значно масштабніше (на 1 - 2 порядки) руйнування мікросмуг ковзання сталі [1], і воно ініціювалось би не на фронті сил тертя, а на виході мікросмуг з зони мікроконтакту, що відповідало б області максимального локального розігрівання цієї мікрозони. Однак, детальніший аналіз мікроструктури поверхні бронзи виявляє, що перенесені фрагменти карбідних сполук міцно зчеплені з поверхнею бронзи та створюють зносостійкі мікроділянки, під захистом яких виникають конгломерати фаз основних зерен бронзи, витягнуті внаслідок деформації в напрямку дії сил тертя (рис. 5, в).

Отже, навуглицювання бронзи піднімає питання про механізми механохімічного окиснення-відновлення матеріалів контактної зони. Зокрема, зауважимо накопичення мікродомішки титану (табл. 1 та 3) в товстих поверхневих шарах бронзи, хоча його базова концентрація в сталі ШХ15 мінімальна (табл. 3). Ця обставина зумовлена не найвищою твердістю карбіду TiC серед решти сполук контактної зони, а найімовірніше, його стійкістю, пов'язаною, окрім спорідненості зі сталевією матрицею, також з ізоморфізмом атомів вуглецю, кисню та азоту в твердих розчинах цього карбіду [18]. Окрім того, вважається можливим відновлення титаном оксидів заліза з утворенням титанатів типу Fe_3Ti_3O , що мають структурний тип Fe_3W_3C [19]. Останнє є цікавим з погляду на кореляції, відображені в табл. 2 (для рис. 3, в та 4, в).

Як вже стає зрозумілим з експериментального дослідження пар тертя, виготовлених із загартованої на мартенсит сталі, нерівноважні процеси структурної перебудови, що характеризуються появою мікроструктури В, яка походить від тонкоплівкової структури плівок ϵ -карбіду заліза, відіграють суттєву роль [8, 12]. Мікроструктура В "виділяється" на поверхні мартенситного зерна під тиском у контактній зоні внаслідок кінетичного розкладу структури мартенситу. Підвищення ефективної температури зони тертя вище температури інтенсифікації розкладу мартенситу (80 - 100 °C) полегшує утворення поверхневих плівок ϵ -карбіду за межами мікроконтактів до такої міри, що внаслідок їх подальшого окиснення та перетворення [16, 20] мікроструктура В з поверхні тертя, практично, зникає [12]. Для випадку досліджуваної в роботі пари "бронза – загартована на мартенсит сталь" подібні процеси структурної перебудови поверхневого шару сталі обумовлюють зміну структури всієї контактної зони (рис. 3), включаючи мікроструктуру поверхневого шару бронзи (табл. 2). Аналіз свідчить, що утворення "сервовитної плівки" на поверхні тертя бронзи корелює з виділенням тонких плівок ϵ -карбіду на поверхні сталі і критична залежність останнього процесу від температури може бути причиною вузького температурного діапазону ефекту "вибірною перенесення" для даної пари тертя.

Особливим є питання про накопичення вуглецю в поверхневому шарі бронзи (рис. 4). Незважаючи на виявлене нами перенесення карбідних фрагментів з поверхні сталі, концентрацію вуглецю не можна пояснити їх нагромадженням, так як для основної зеренної структури бронзи за відносно малої концентрації міді в околі її поверхні залізо, хром та інші карбідотвірні елементи сталі зареєстровано тільки як мікродомішки (рис. 4). Згідно з результатами досліджень [11] активним джерелом атомізованого вуглецю в контактній зоні є вуглеводневе середовище, і цей вуглець нарівні з атмосферним киснем стає однією з головних легівних домішок, що обумовлюють зміни властивостей поверхонь металів різної природи внаслідок тертя, в тому числі поверхонь мідного сплаву. Кислі властивості вуглеводневого середовища посилюють процеси навуглицювання. Гідроолива АМГ-10 (кислотне число 0,02 мгКОН/г) також створює слабко кисле середовище, кислотність якого збільшується внаслідок механохімічного окиснення. Отже з огляду на значну концентрацію вуглецю (рис. 3), головним джерелом навуглицювання поверхневого шару бронзи в дослідженій парі бронза-сталь є вуглеводневе середовище. До подібного ж висновку дійшла група дослідників [21], але нею провідна роль вуглецю в подібних процесах була не оцінена.

У складі поверхневого шару бронзи вуглець та мідь поведуть себе антагоністично – витісняють одне одного (рис. 4). Сплески концентрацій міді (рис. 4, б) та вуглецю (рис. 4, г) в межах поверхневого шару бронзи свідчать про його складну будову та наявність у ній субмікронних конгломератів суміші міді та вуглецю, на границях яких має місце сегрегація одного з компонентів мідь-вуглець. Відзначимо, що підвищення ефективної локальної температури на мікроконтактах пари бронза-сталь обумовлює зменшення характерного розміру вказаних конгломератів та змінює властивості їх границь. За умов, феноменологічно сприятливого ефекту "вибірною перенесення", на границях конгломератів спостерігаємо сегрегацію атомів міді. З інтенсифікацією процесів окиснення концентрація мікродомішок у навуглицюваному поверхневому шарі бронзи різко зменшується, але на границях конгломератів концентрація міді залишається підвищеною (рис. 4, б).

Останнє свідчить, що фізико - хімічна природа самих конгломератів суміші мідь - вуглець до певної температурної межі залишається подібною, а загальна концентрація мікродомішок у поверхневому шарі бронзи обумовлюється мікроструктурними процесами в поверхневому шарі сталі (табл. 2). Подальше ж підвищення ефективної температури на мікроконтактах обумовлює не тільки зменшення

конгломератів мідь - вуглець, але й кардинальну зміну їх природи. На границях конгломератів реєструємо вже не сегрегацію міді, а сегрегацію вуглецю (рис. 4, в). Ймовірно, що так звана «сервовитна плівка», яка обумовлює згідно теорії ефекту "вибірною перенесення" [2 - 6] особливі властивості пари тертя бронза-сталь, за цих умов зникає.

Виявленою в роботі особливою ознакою поверхневого шару бронзи є та, що після суттєвого зменшення концентрації вуглецю на значній (мікронній) відстані від поверхні починають зростати концентрації карбідотвірних елементів сталі (Cr, Ti), а також заліза. Концентрації цих мікродомішок значно перевищують їх величини в самій сталі (табл. 1), а концентрація атомів заліза значно більша за їх допустиму концентрацію в бронзі (табл. 1 та 3). Водночас, концентрації інших легівних елементів бронзи зменшені. Отже, під "сервовитною плівкою" нами зареєстровано такі концентрації карбідотвірних елементів та вуглецю, які є характерними для карбідних фаз сталі ШХ15.

Відомо, що перенесення кристалічних наночастинок "міцної" сталі (з ефективним діаметром 3 - 30 нм) на поверхню різноманітних сплавів міді і утворення на їх поверхнях "механічної суміші кристалітів" обох спряжених металів відбувається вже в початковий період тертя (в діапазоні 2 - 12 м шляху тертя) ще до появи перших частинок зношування. Ці спостереження було зроблено ще в період перших інтенсивних мікрорентгеноспектральних досліджень проблеми [7]. Автори [13], зокрема, також відштовхуються від подібних результатів та розвивають теорію утворення мікрокомпонентного стану поверхневих шарів мідних сплавів у контактній зоні. Однак, рентгеноспектральні аналізатори того часу ще не реєструють більшості легких елементів, серед яких вуглець. Наступні періоди досліджень також не піднімають питання про важливість вуглецю як можливої основи "сервовитної плівки". Здебільшого вважається, що "вуглець" це молекули вуглеводневого середовища, які проникають у мікро- та нанопори останньої [2].

Зроблені висновки обумовлюють гіпотезу про те, що відмічена раніше (табл. 2) зовнішня аналогія між співвідношеннями мікроструктурних фаз у третьовому шарі бронзи та співвідношеннями концентрацій металу та вуглецю в мікроструктурах поверхневого шару сталі є пов'язаною з процесами перенесення мікроструктурних карбідних фрагментів сталі на поверхню бронзи в першому періоді тертя, коли починає спостерігатися характерне вже не стільки для пари бронза - сталь, як для пари сталь - сталь значення коефіцієнта тертя 0,03 - 0,06 (рис. 1). Зародки заданої карбідними фрагментами двомірної структури [17] призводять у другому періоді тертя до подальшого утворення "сервовитної плівки" внаслідок структурно орієнтованого "вибірною перенесення" атомів міді на поверхню бронзи та їх взаємодії з молекулами мастильного матеріалу. Тому можна стверджувати, що ця плівка утворюється не в об'ємі металу, а на металі. Мікронна товщина "плівки", сильна її залежність від температури (рис. 4) в температурному діапазоні інтенсифікації розкладу мартенситу свідчать про важливість не одноразового, а багаторазового впродовж тертя перенесення карбідних фрагментів (рис. 5, в, г). В подальших дослідженнях її властивостей необхідно враховувати процеси її графітизації в специфічних умовах контактної зони тертя, ймовірність утворення в межах поверхневого шару міді вуглецевих нанотрубок тощо. Під дією механічних напружень ймовірним є наступний розвиток комірчасто - дендритних мікроструктур "сервовитної плівки", характерних для мікроструктури композиційного матеріалу [15].

Локалізація "сервовитної плівки" проявляється перш за все на бронзі, а "адгезійне" перенесення на сталь суттєво залежить від властивостей поверхні останньої. Практична відсутність цієї плівки на поверхні сталі для дослідженої пари тертя пояснюється високонапруженою мартенситною структурою загартованої сталі ШХ15. Утворення та інтенсивне відшарування плівок ϵ -карбіду з поверхні сталі, ймовірно, перешкоджає існуванню "сервовитної плівки" на цій поверхні.

Досягнутий в цій роботі рівень досліджень та отримані результати формально не суперечать формулі відкриття ефекту "вибірною перенесення" [3], оскільки в ній нічого не йдеться стосовно характеристик "сервовитної плівки" на поверхні сталі. Атомарні механізми явища "вибірною перенесення" елементів все ще залишаються відкритими для подальших досліджень, але суттєво доповнюються отриманими в роботі новими результатами стосовно принципової ролі карбідних перетворень сталі та перенесення карбідних фрагментів на поверхню бронзи. Отже, властивості утвореної внаслідок подібного перенесення та наступних перетворень "сервовитної плівки" на поверхнях сталі та бронзи набувають нового сенсу.

Висновки

За результатами досліджень виявлено нові особливості трибологічної пари бронза-сталь, класичної для теорії ефекту "вибірною перенесення" елементів у контактній зоні тертя. Ретельний спектральний аналіз складу мікродомішок та аналіз мікроструктури поверхонь тертя сталі та бронзи виявили ефект перенесення фрагментів карбідної структури з поверхні сталі на поверхню бронзи та його ключову роль у механізмах утворення поверхневого шару бронзи, відомого в умовах ефекту "вибірною перенесення" як "сервовитна плівка".

Виявлено, що за умов перебігу процесів "вибірною перенесення" феномен "сервовитної плівки" слід пов'язувати з чітко локалізованою в тертьових поверхневих шарах пари бронза - сталь плівкою, в якій провідну роль відіграє вуглець. Товщина плівки різко зменшується за доволі незначного (50 - 125 °С) підвищення температури внаслідок інтенсифікації процесів окиснення контактної зони тертя. Ступінь перенесення "сервовитної плівки" від бронзи на сталь залежить від динамічних властивостей мікроструктури поверхні самої сталі та обумовлює, загалом, відоме зменшення інтенсивності зношування сталі за умов реалізації процесів "вибірною перенесення під час тертя". Виявлено, що "сервовитна плівка" з мідною основою може бути відсутньою на поверхні тертя сталі, навіть, за найоптимальнішого перебігу дослідженого ефекту.

Отримано нові дані про суттєво різний характер змін у хімічному складі поверхонь тертя бронзи та загартованої сталі ШХ15: переважного навуглецювання в значних концентраціях поверхневих шарів бронзи на глибини від більш ніж 1,5 до 0,8 мкм в залежності від температури експерименту (50 - 125 °С) та одночасного переважного окиснення спряжених з поверхню бронзи поверхневих мікроділянок сталі відповідно на глибини від 250 до близько 1500 нм. Мідь на поверхні сталі зареєстровано в концентраціях мікродомішки. Отже, "мідний" відтінок поверхні тертя сталі було обумовлено оксидами заліза.

Література

1. Костецкий Б.И., Носовский И.Г., Караулов А.К., Л.И. Бершадский, Н.Б. Костецкая, В.А. Ляшко, М.Ф. Сагач. Поверхностная прочность материалов при трении / Под общ. ред. Б.И. Костецкого. – К.: Техніка, 1976. – 296 с.
2. Кіндрачук М.В., Лабунець В.Ф., Пашечко М.І., Корбут Є.В. Трибологія. – К.: НАУ-друк, 2009. – 392 с.
3. Гаркунов Д.Н., Крагельский И.В. Открытие СССР № 41: Эффект избирательного переноса при трении (эффект безызносности).
4. Гришин Н.Н., Викторова Ю.С., Фукс И.Г., Караулов А.К., Василенко И.В. Смазочные материалы, реализующие эффект «безызносности» // Химия и технология топлив и масел. – 1989. – № 4. – С. 40-43.
5. Гаркунов Д.Н. Триботехника. – Москва: Машиностроение, 1985. – 424 с.
6. Гаркунов Д.Н. Триботехника (износ и безызносность): 4 изд. – Москва: МСХА, 2001. – 606 с.
7. Heilmann P., Don J., Sun T.C., Rigney D.A., Glaeser W.A. Sliding wear and transfer // Wear. – 1983. – V. 91. – P. 171-190.
8. Мішук О.О., Богайчук А.В. Вплив процесів розкладу структури мартенситу на формування поверхонь пари тертя в мастильному середовищі // Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: НАУ-друк, 2010. – Вип. 54. – С. 121-134.
9. Дубняков В.Н. Анализ поверхностного слоя, образующегося в зоне контакта при трении меди в условиях избирательного переноса // Проблемы трения и изнашивания. – Вып. 16. – К.: Техника, 1979. – С. 53-61.
10. Дубняков В.Н. Использование оже-электронной спектроскопии в изучении химии поверхностных явлений при контактном взаимодействии твердых тел в режиме избирательного переноса // Проблемы трения и изнашивания. – Вып. 18. – К.: Техника, 1980. – С. 64-67.
11. Мишук О.А. Легирование поверхности металлов при трении под влиянием органических поверхностно-активных веществ / Дис. ... канд. физ.-мат. наук. – К., 1996. – 192 с.
12. Мішук О.О., Дзюба В.І., Коваль Л.І., Телемко О.В., Пехньо В.І. Механохімічні перетворення сталевих поверхонь тертя під впливом вільних від сірки поверхнево-активних комплексів молібдену // Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: НАУ-друк, 2012. – Вип. 57. – С. 256-272.
13. Schell J., Heilmann P., Rigney D.A. Friction and wear of Cu-Ni alloys // Wear. – 1982. – V. 75. – P. 205-220.
14. Кіндрачук М.В., Куницький Ю.А., Дудка О.І., Сухенко Ю.Г., Коржик В.М. Структуроутворення та формування триботехнічних властивостей евтектичних покриттів. – К.: Вища школа, 1997. – 120 с.
15. Кіндрачук М.В., Душек Ю.Я., Лучка М.В. Локальний характер напружено-деформованного состояния композиционного материала, нагруженного силами трения // Порошковая металлургия. – 1994. – № 9/10. – С. 56-61.
16. Шевеля В.В., Олександренко В.П. Трибохимия и реология износостойкости. – Хмельницкий: ХНУ, 2006. – 278 с.
17. Люксютов И.Ф., Наумовец А.Г., Покровский В.Л. Двумерные кристаллы. – К.: Наукова думка, 1988. – 220 с.
18. Макаров Е.С. Изоморфизм атомов в кристаллах. – Москва: Атомиздат, 1973. – 288 с.
19. Чуприна В.Г. Взаимодействие с кислородом водородопоглощающего интерметаллида TiFe: 1. Оксидные фазы, возникающие при взаимодействии сплавов титан-железо с кислородом // Порошковая металлургия. – 1995. – № 5/6. – С. 90-97.
20. Козлов Э.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Теплякова Л.А., Клопотов А.А., Конева Н.А. Влияние типа субструктуры на перераспределение углерода в стали мартенситного класса в ходе пластической деформации // Известия ВУЗов: Физика. – 2002. – №3. – С. 72-86.
21. Козырев С.П., Дубняков В.Н., Добычин М.Н. Состав поверхностных слоев, формирующихся в зоне фрикционного контакта в режиме граничной смазки // Проблемы трения и изнашивания. – Вып. 19. – К.: Техника, 1981. – С. 13-17.

Поступила в редакцію 20.11.2012

Kindrachuk M.V., Mishchuk O.A., Danilov A.P., Khlevna Yu.L. **The interaction peculiarities and states of friction surfaces of the branch-steel pairs.**

By the methods of microprobe Auger electron spectroscopy, x-ray energy dispersive microanalysis, scanner electron and optical microscopy, the conjugate micro-regions of the friction surfaces of bronze and steel were archived as in similar as immediate conditions of well-known effect of the "selective transfer" of elements in friction contact zone. New data about the creation mechanism and properties of surface "served film" on the bronze were found.

In particularly, the key effect of transfer of the steel carbide fragments to the branch friction surface on the mechanisms of creation of branch surface layers was found. It is show the phenomenon of "served film" is connected with the carbon-copper nanomixed film which neatly localized into surface layers of branch-steel pairs. Predominantly, this "film" localizes on the branch surface. Film thickness decreases sharply then contact temperature increase lightly as a result of friction contact zone oxidation. Simultaneously, the thickness of oxygen layer in conjugate micro-regions of steel surface increases sharply too. Copper on the ball bearing steel surface was registered as micro impurities only. Therefore, the "copper" tints of friction surfaces of the steel for the branch-steel pairs were caused by iron oxides.

Key words: branch, steel, friction, carbides, carbonization.

Reference

1. Kosteckij B.I., Nosovskij I.G., Karaulov A.K., L.I. Bershadjskij, N.B. Kosteckaja, V.A. Ljash-ko, M.F. Sagach. Poverhnostnaja prochnost' materialov pri trenii. K.: Tehnika, 1976, 296 p.
2. Kindrachuk M.V., Labunets' V.F., Pashechko M.I., Korbut Ye.V. Trybolohiya. K.: NAU-druk, 2009, 392 p.
3. Garkunov D.N., Kragel'skij I.V. Otkrytie SSSR № 41: Jeffekt izbiratel'nogo perenosa pri trenii (jeffekt bezyznosnosti).
4. Grishin N.N., Viktorova Ju.S., Fuks I.G., Karaulov A.K., Vasilenko I.V. Smazochnye materialy, realizujushhie jeffekt «bezyznosnosti». Himija i tehnologija topliv i masel. 1989, No. 4, pp. 40-43.
5. Garkunov D.N. Tribotekhnika. Moskva: Mashinostroenie, 1985, 424 p.
6. Garkunov D.N. Tribotekhnika (iznos i bezyznosnost'): 4 izd. Moskva: MSHA, 2001, 606 p.
7. Heilmann P., Don J., Sun T.C., Rigney D.A., Glaeser W.A. Sliding wear and transfer. Wear, 1983, Vol. 91, pp. 171-190.
8. Mishchuk O.O., Bohaychuk A.V. Vplyv protsesiv rozkladu struktury martensytu na formuvannya poverkhon' pary tertya v mastyl'nomu seredovyshchi. Problemy tertya ta znoshuvannya. K.: NAU-druk, 2010, Vyp. 54, pp. 121-134.
9. Dubnjakov V.N. Analiz poverhnostnogo sloja, obrazujushhegosja v zone kontakta pri trenii medi v uslovijah izbiratel'nogo perenosa. Problemy trenija i iznashivaniya. K.: Tehnika, 1979, Vol. 16, pp. 53-61.
10. Dubnjakov V.N. Ispol'zovanie ozhe-jelektronnoj spektroskopii v izuchenii himii poverhno-stnyh javlenij pri kontaktnom vzaimodejstvii tverdych tel v rezhime izbiratel'nogo perenosa. Problemy trenija i iznashivaniya. K.: Tehnika, 1980, Vol. 18, pp. 64-67.
11. Mishchuk O.A. Legirovanie poverhnosti metallov pri trenii pod vlijaniem organicheskikh poverhnostno-aktivnykh veshhestv. Dis. ... kand. fiz.-mat. nauk. K., 1996, 192 p.
12. Mishchuk O.O., Dzyuba V.I., Koval' L.I., Telemko O.V., Pekhn'o V.I. Mekhanokhimichni peretvorennja stalevykh poverkhon' tertya pid vplyvom vil'nykh vid sirky poverkhnevo-aktyvnykh kompleksiv molibdenu. Problemy tertya ta znoshuvannya: Nauk.-tekhn. zb. K.: NAU-druk, 2012, Vol. 57, pp. 256-272.
13. Schell J., Heilmann P., Rigney D.A. Friction and wear of Cu-Ni alloys. Wear, 1982, Vol. 75, pp. 205.
14. Kindrachuk M.V., Kunyts'kyy Yu.A., Dudka O.I., Sukhenko Yu.H., Korzhyk V.M. Strukturoutvo-rennya ta formuvannya trybotekhnichnykh vlastyvostryev etektychnykh pokryttiv. K.: Vyshcha shkola, 1997. 120 p.
15. Kindrachuk M.V., Dushek Ju.Ja., Luchka M.V. Lokal'nyj harakter naprjazhenno-deformirovannogo sostojaniya kompozicionnogo materiala, nagruzhennogo silami trenija. Poroshkovaja metallurgija, 1994., No. 9/10, pp. 56-61.
16. Shevelja V.V., Oleksandrenko V.P. Tribohimija i reologija iznosostojkosti. Hmel'nickij: HNU, 2006, 278 p.
17. Ljuksjutov I.F., Naumovec A.G., Pokrovskij V.L. Dvumernye kristally. K.: Naukova dumka, 1988, 220 p.
18. Makarov E.S. Izomorfizm atomov v kristallah. Moskva: Atomizdat, 1973, 288 p.
19. Chuprina V.G. Vzaimodejstvie s kislородом vodorodopogloshhajushhego intermetallida TiFe: 1. Oksidnye fazy, vznikajushhie pri vzaimodejstvii splavov titan-zhelezo s kislородом. Poroshkovaja metallurgija. 1995, No. 5/6, pp. 90-97.
20. Kozlov Je.V., Popova N.A., Ignatenko L.N., Tepljakova L.A., Klopotov A.A., Koneva N.A. Vlijanie tipa substrukturny na pereraspredelenie ugleroda v stali martensitnogo klassa v hode plasti-cheskoj deformacii. Izvestija VUZov: Fizika. 2002, No. 3, pp. 72-86.
21. Kozyrev S.P., Dubnjakov V.N., Dobychin M.N. Sostav poverhnostnykh sloev, formirujushhihsja v zone frikcionnogo kontakta v rezhime granichnoj smazki. Problemy trenija i iznashivaniya. K.: Tehnika, 1981, Vol. 19, pp. 13-17.