

PACS numbers: 06.60.Vz, 62.20.Qp, 68.35.Af, 68.37.Hk, 81.40.Pq, 81.65.Lr, 81.70.Jb

Властивості поверхонь тертя пари бронза–сталь

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

*Національний авіаційний університет,
просп. Космонавта Комарова, 1,*

03680, МСП, Київ-58, Україна

**Український НДІ нафтопереробної промисловості «МАСМА»,*

просп. Акад. Палладіна, 46,

03680, МСП, Київ-142, Україна

Методами електронної мікрозондової Оже-спектроскопії, рентгенівської енергодисперсійної мікроаналізи, растрової електронної та оптичної мікроскопії досліджено спряжені мікроділянки поверхонь тертя бронзи та сталі, яких було вилучено з пар тертя за умов або безпосередніх, або близьких до перебігу відомого ефекту «вибірною перенесення» елементів контактної зони тертя. Одержано нові дані щодо механізму утворення та властивостей поверхневої «сервовитної плівки» на бронзі.

Методами електронной микрозондовой оже-спектроскопии, рентгеновского энергодисперсионного микроанализа, растровой электронной и оптической микроскопии исследованы сопряжённые микроучастки поверхностей трения бронзы и стали, полученные как вблизи, так и непосредственно при условиях протекания известного эффекта «избирательного переноса» элементов контактной зоны трения. Получены новые данные о механизме образования и свойствах поверхностной «сервовитной плёнки» на бронзе.

By the methods of microprobe Auger-electron spectroscopy, X-ray energy dispersive microanalysis, scanning electron and optical microscopy, the conjugate microregions of friction surfaces between bronze and steel are investigated. The latter are obtained near and in the conditions of the known effect of the ‘selective transfer’ of elements in the friction contact zone. New data about the creation mechanism and properties of the surface ‘protective lubricating film’ on the bronze are obtained.

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

(Отримано 20 грудня 2012 р.)

1. ВСТУП

Поверхня, сформована під час тертя, має відмінні від вихідної структури властивості та визначає триботехнічну поведінку всього матеріалу [1, 2]. Безпосереднє дослідження перебігу процесів у трибологічному контакті та зокрема закономірностей утворення поверхневих мікроструктур та перенесення речовини в контактній зоні пар тертя забезпечує визначення механізмів їх припрацювання, стаціонарного періоду оптимального функціонування та стадії відмов, що в свою чергу надає повну інформацію, необхідну для підвищення ресурсу роботи вузлів тертя в цілому. Останнє ж є однією з головних вимог, що висуваються до сучасних машин та механізмів, як на стадії їх проектування, так і в умовах експлуатації.

Ефект «вибірною перенесення» елементів у межах контактної зони тертя пари бронза–сталь, що супроводжується появою «мідного» відтинку на спряжених поверхнях сталі та бронзи, а також одночасним зменшенням коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування цієї пари, був визнаний як відкриття [3] і сформульований його авторами як «явище вибірного перенесення міді з твердого розчину мідного стопу на сталь та зворотного її перенесення зі сталі на мідний стоп, що відбувається під час тертя мідних стопів зі сталлю в умовах межового змащування, яке виключає окиснення міді». За результатами наступних різноманітних досліджень, виконаних різними творчими колективами, є усталеним, що внаслідок вказаного ефекту на поверхні сталі, так само як і на мідному стопі, утворюється плівка на основі міді («сервовітна плівка») товщиною 1–2 мкм [2, 4, 5]. Незважаючи на давність сформульованої наукової проблеми та значний обсяг проведених у 80-х роках у Радянському Союзі науководослідних робіт, ще й на сьогодні залишаються відкритими питання про причини вузького температурного діапазону, в якому ефект «вибірною перенесення» достовірно спостерігається [4], а також щодо закономірностей утворення компонентного складу «сервовітної плівки» [6], недостатнє знання яких обумовлює ймовірність псевдоідентифікації вказаного ефекту в наукових експериментах і обертається неприпустимими помилками в інженерній практиці.

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 межового змащування в середовищі гідрорідини АМГ-10 або її мастильних аналогів. Практична значущість наукового вивчення процесів тертя та зношування цієї пари доповнюється актуальністю нерозв'язаних питань вищевказаної наукової проблеми.

Метою даної роботи стало дослідження особливостей локальної взаємодії та механохімічних перетворень мікроструктури спряже-

них ділянок поверхонь тертя сталі та бронзи в умовах прояву ефекту «вибірнього перенесення» [3] на прикладі класичної трибологічної пари бронза–сталь у гідрорідині АМГ-10.

2. 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 сталевого кільця)» на розробленому лабораторному пристрої торцевого тертя. Торець бронзового кільця (зразок) виготовляли, роблячи відповідні прорізи, у вигляді рівномірно розташованих вздовж периметру кільця трьох рівних за площею та геометрією секторів із забезпеченням сталої ширини доріжки тертя 2 мм та коефіцієнта перекриття поверхонь зразка та контртіла в парі тертя (відношення площі поверхні тертя зразка до повної площі змінної поверхні тертя контртіла), що дорівнював 0,25. Поверхню тертя зразка притискали до поверхні тертя контртіла з осьовим навантаженням 200 Н, за якого номінальне питоме навантаження контактної зони тертя складало 5 МПа. Задавали сталу швидкість обертання бронзового кільця (зразка) 2200 хв^{-1} , за якої лінійна швидкість ковзання в контактній зоні тертя пари складала 2,9 м/с. Використовуючи спеціальну тензосистему, зв'язану з нерухомо закріпленим контртілом, вимірювали силу тертя пари бронза–сталь. Оцінювали інтенсивність зношування пари.

Під час експериментів застосовували систему регульованого охолодження пари тертя потоком повітря. Система забезпечувала стабілізацію температури максимального саморозігрівання пари тертя на заданій межі в діапазоні 50–125°C.

«Зразок», як кінематичний елемент пари тертя бронза–сталь, виготовляли з каліброваного прутка алюмінієво-залізо-манганової бронзи Бр.АЖМц10-3-1,5. В промисловості з неї виготовляють різного типу відповідальні деталі (втулки, шестерні, підшипники). Як «контртіло» досліджуваної пари тертя використовували спеціально відібрані підшипникові кільця зі сталі ШХ15 (HRC 58-60). Як відомо, на відміну від конструкційних сталей, які піддають, загалом, високому відпусканню після гартування, легрована хромом підшипникова сталь експлуатується в високоміцному стані — після гартування на мартенсит та низькотемпературного відпускання.

Для змащування пар тертя використовували зразки авіаційної гідравлічної оливи АМГ-10, яку виробляють на основі малов'язкої глибоко деароматизованої нафтової фракції. Після операцій гідрокрекінгу вуглеводнева база оливи АМГ-10 складається з нафтен-

вих та ізопарафінових вуглеводнів. Вона загущується високомолекулярним додатком «Вініпол», також до неї додається антиокиснювальний додаток та спеціальний хемічно інертний органічний фарбник. Відомо, що застосовувана в гідросистемах літаків у якості гідрорідини олива АМГ-10 сприяє ефекту «вибірною перенесення» в парах бронза–сталь [2]. Для експерименту важливо, що гідрорідина АМГ-10 є органічним середовищем.

Після експерименту елементи пари бронза–сталь відмивали від залишків оливи в ізопропиловому спирті з метою подальшого дослідження. Поверхні тертя бронзи та сталі вивчали методами оптичної мікроскопії на приладі Неофот-21, растрової електронної мікроскопії та рентгенівської енергодисперсійної мікроаналізи на приладі SELMI PEM-106 I (Україна), електронної Оже-спектроскопії на Оже-мікрозонді JEOL JAMP-10S.

Оже-спектри записували в диференційному режимі $dN(E)/dE$ за енергії первинних електронів 10 кеВ та амплітуди модуляції 4 еВ. За результатами реєстрації спектрів для вибраних ділянок поверхонь розраховували концентрації елементів з врахуванням коефіцієнтів відносної чутливості [7]. 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.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Трибологічні дослідження пари бронза–сталь в гідрооливі АМГ-10 відразу виявили наявність трьох закономірних періодів припрацювання контактної зони тертя, за яких трибологічні характеристики пари різним чином залежали від швидкості охолодження та досягнутої внаслідок тертя об'ємної температури саморозігрівання (див. рис. 1). 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. Відразу відзначимо, що 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 третього, останнього періоду коефіцієнт тертя сильно залежав від температури саморозігрівання

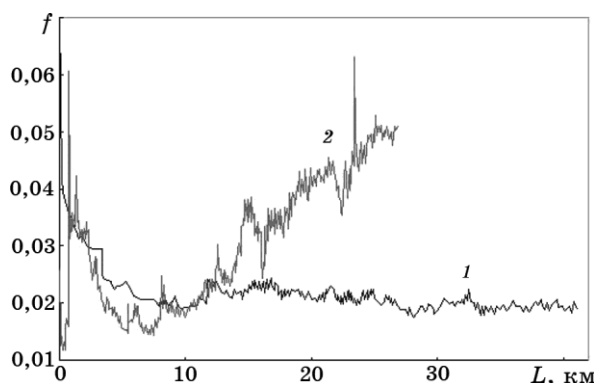


Рис. 1. Зміни коефіцієнта тертя f з шляхом тертя L пари бронза–сталь залежно від інтенсивності зовнішнього охолодження i , відповідно, максимального саморозігрівання пари до температури: 1 — 50°C, 2 — 125°C.

пари та відповідно залишався або незмінним (рис. 1, крива 1), або змінювався від вказаного мінімального до характерного для сталевих пари тертя значення (крива 2). Отже, одержані значення коефіцієнта тертя свідчать, що проілюстровані на рис. 1 випадки характеризуються відсутністю макроскопічного схоплення спряжених поверхонь контактної зони досліджуваної пари бронза–сталь впродовж пройденого нею шляху тертя.

Дослідження мікроструктури поверхонь тертя, виконані після закінчення трьох періодів припрацювання пари бронза–сталь, виявили у вказаних випадках наявність на поверхнях тертя як бронзи, так і сталі «мідного» відтінку (оптичні зображення на рис. 2). Подібна візуальна характеристика найчастіше використовується в трибологічній практиці для підтвердження явища утворення «сервоподібної» зносостійкої плівки на мідній основі водночас на поверхнях тертя бронзи та сталі [2, 4, 5].

Особливо близьким до класичного зовнішнього прояву ефекту «вибірною перенесення» є випадок, за якого об'ємна температура саморозігрівання пари тертя не перевищувала 50°C (рис. 1, крива 1; рис. 2, а, б). Середню інтенсивність зношування зразка бронзи в цьому разі було обумовлено переважно першим періодом припрацювання пари бронза–сталь і дорівнювала $2 \cdot 10^{-4}$ мг/мм² на 1 км шляху тертя. За описаними ознаками можна загалом [2, 4, 5] передбачати товщину «мідної» плівки 1–2 мкм на обох поверхнях пари тертя.

Ретельні дослідження різних ділянок поверхонь тертя пари бронза–сталь, виконані з використанням Оже-мікросонду, виявили нові особливості утворених поверхневих мікроструктур, загалом суттєво відмінні від очікуваних. Зважаючи на характер легувальних мікродомішок, властивих металам пари тертя, прискіпливій аналізі підлягали водночас високоенергетичні та низькоенергетич-

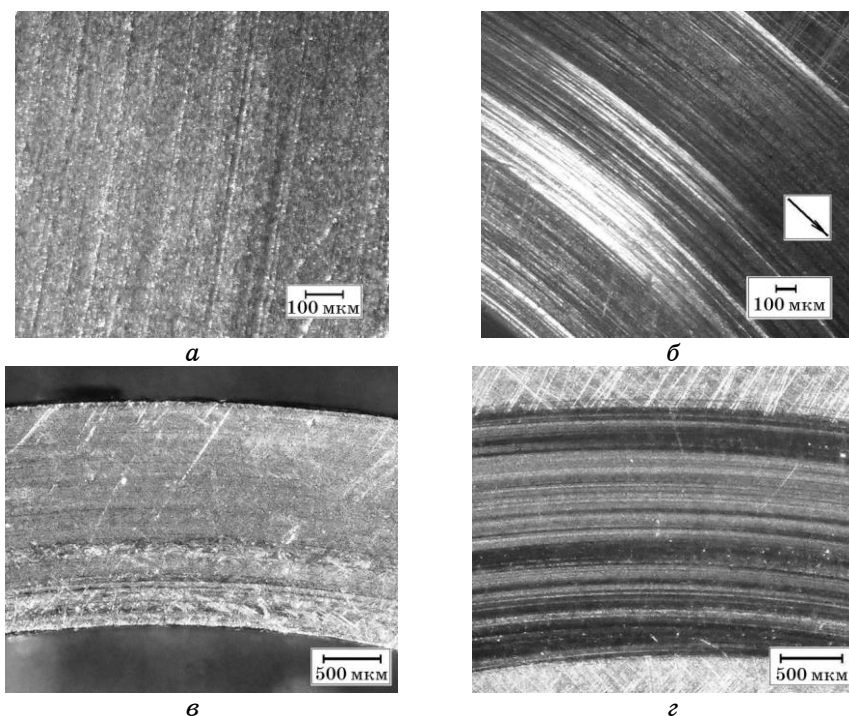


Рис. 2. Мікроструктура поверхонь тертя пари бронза (*a, в*)–сталь (*б, г*), що має візуально «мідний» відтінок, для випадків саморозігрівання пари до температури: *a, б* — 50°C, *в, г* — 125°C. Стрілка вказує напрямок дії сили тертя.

ні ділянки спектрів, враховували перекриття та накладення спектральних ліній різних елементів. Результати аналізу наявності та розрахунку концентрацій мікродомішок на характерних ділянках поверхонь тертя пари бронза–сталь наведено в табл. 1.

Доволі несподіваним став висновок про відсутність достатньої концентрації міді на поверхнях тертя сталі в зонах її візуально «мідного» відтінку. В усіх досліджених 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 одержано для випадку 50°C). Водночас, концентрації заліза та кисню у вказаних поверхневих шарах досягали значень 36–44 та 46–54 ат. % відповідно. Навіть за умови тривалого розпорошення поверхонь тертя сталі йонами аргону, що сприяло дослідженню істотно віддалених від поверхні вглиб металу поверхневих прошарків, концентрація кисню залишалась доволі значною (табл. 1). Це засвідчило, що «мідний» відтінок поверхонь тертя сталі, утворених у досліджуваній парі бронза–сталь, обумовлено кольором поверхневих плівок окси-

дів заліза субмікронної товщини.

ТАБЛИЦЯ 1. Мікроелементний склад поверхонь тертя пари бронза–сталь.

Елементи	Відносна концентрація, ат.%							
	50°C			125°C (мікрозона 1)		125°C (мікрозона 2)		
	Бронза	Сталь		Бронза	Сталь	Бронза	Сталь	
		(т. 1)	(т. 2)				(т. 1)	(т. 2)
На поверхні								
Fe	4,3	37,8	29,7	*	16,9	0,8	18,9	15,3
C	66,8	1,9	21,7	71,1	60,4	74,6	41,4	48,9
Cr	*	–	–	0,4	0,1	*	*	*
Ti	1,5	–	–	0,3	–	0,3	1,1	1,8
O	13,3	58,6	44,9	6,8	20,6	8,5	33,9	28,9
S	2,6	–	0,4	0,4	0,6	1,4	0,7	0,4
N	1,1	0,8	0,3	1,5	0,8	1,6	1,0	1,4
Cu	8,6	–	2,9	18,6	–	11,8	1,0	2,0
Al	–	–	–	–	*	–	1,3	0,6
Mn	1,0	–	–	–	–	–	0,7	0,7
Sn	–	–	–	0,2	0,4	0,2	–	–
Ca	0,1	0,9	0,1	–	–	–	–	–
Cl	0,7	–	–	0,7	0,2	0,8	–	–
Після розпорошення поверхневого шару на глибину								
	1370 нм	260 нм		750 нм				
Fe	7,7	68,3	67,7	*	81,3	6,2	59,4	
C	18,5	3,2	3,8	12,4	6,1	4,8	5,8	
Cr	2,7	–	0,1	0,7	2,1	–	–	
Ti	1,3	–	–	0,3	0,4	–	1,7	
O	15,9	25,9	25,0	1,0	8,3	1,9	31,2	
S	5,1	0,2	–	1,8	0,4	1,5	–	
N	2,1	–	–	–	–	1,1	–	
Cu	44,9	–	0,4	82,0	–	83,4	1,9	
Al	–	1,8	2,4	1,8	1,1	–	–	
Mn	–	0,6	–	–	–	1,1	*	
Sn	–	–	0,6	–	–	–	–	
Ca	1,8	–	–	–	–	–	–	
Cl	–	–	–	–	0,3	–	–	

*Характерні перегини лінії спектру свідчать про наявність «сліду» мікродомішки, концентрація якої може сягати 2,5 ат.%, але не може бути оцінена внаслідок перекриття різних спектральних ліній елементу з відповідними сусідніми інтенсивними лініями інших елементів.

У порівнянні зі сталевими спряжені мікроділянки поверхонь тертя бронзи в усіх випадках є значно менш окисненими (табл. 1). Натомість вони насичені вуглецем, концентрація якого залишається значною в межах поверхневого шару мікронної товщини та в декілька разів вищою за концентрацію кисню.

Суттєве насичення в парах тертя поверхневого шару мідних стопів вуглецем, не зважаючи на відсутність чисто хемічної взаємодії між ним та міддю, раніше вже виявляли в [9–11]. Очевидно, що ця обставина й обумовлює відновлений хемічний стан міді в поверхневих шарах бронзи, властивий ефекту «вибірною перенесення» в парі бронза–сталь згідно з класичними механізмами цього явища [2–5].

Другий несподіваний результат дала аналіза змін 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 у даній парі тертя виключно сталі ШХ15. Водночас, у цих поверхневих шарах виявлено значно зменшені концентрації «рідних» домішок бронзи БрАЖМц, таких як алюміній та манган. Натомість концентрація домішки заліза суттєво збільшена. Причини присутності карбідотвірних елементів сталі та підвищеної концентрації заліза в «глибинних» поверхневих шарах бронзи потребують детальнішої аналізи.

Відповідно, на мікроділянках поверхонь тертя сталі спостерігаємо збіднення на хром та, певною мірою, вуглець (відносно його об'ємної концентрації 4,3–4,7 ат.%). У випадку підвищення температури саморозігрівання пари реєструємо суттєве збільшення концентрації титану та в межах окремих фаз хрому (табл. 1, мікрона зона 1). У межах мікрона зон, де не зафіксовано наявності хрому, спостерігаємо сегрегацію мангану (точки 1 для обох температур), який, однак, може бути перенесеним у поверхневий шар сталі також як мікродомішка бронзи. На можливість останнього вказує наявність у деяких точках поверхні тертя сталі характерної для даної бронзи мікродомішки цинку (табл. 1).

Паралельно з усіма вказаними мікродомішками в поверхневих шарах обох стопів у зоні тертя зареєстровано присутність у певних концентраціях мікродомішок сірки, кальцію та хлору (табл. 1), що 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°C). Азот, найімовірніше, є наслідком впливу антиокисненого додатку до оливи. Інші можливі легувальні мікродомішки даної пари бронза–сталь (Zn, Pb, Ni, Si, P) в підвищених концентраціях не виявлено, хоча неявні сліди трьох останніх з них реєстрували на окремих межах різних фаз по-

верхонь тертя сталі (Ni, P) та бронзи (Si, P).

За результатами виконаної Оже-аналізи мікроелементного складу поверхонь тертя пари бронза–сталь за умов її тертя, найсприятливіших для ефекту «вибірною перенесення» (випадок 50°C), науглецьований 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).

Отже, передбачувані товсті поверхневі плівки міді на сталевих поверхнях тертя, наявність яких означала б їх теоретично «безношувальний» стан, не утворюються навіть за оптимальних умов реалізації ефекту «вибірною перенесення» в контактній зоні дослідженої пари бронза–сталь. Натомість, має місце взаємне перенесення елементів спряжених поверхонь контактної зони з однієї на іншу без утворення на кожній з них плівок іншого металу. Радше варто 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 науглецьованих поверхневих структур.

Для подальшого дослідження механізмів механохімічного утворення поверхневих шарів пари бронза–сталь проілюструємо поперечний розподіл концентрацій їх головних елементів у межах контактної зони тертя. Профілі цих концентрацій для спряжених у контактній зоні поверхневих мікроділянок бронзи та сталі побудуємо в протилежних від межі поділу напрямках (рис. 3).

Ефективну локальну температуру контактної зони на якісному рівні характеризує, загалом, ступінь окиснення поверхневого шару сталі, яка зростає зі співвідношенням концентрацій кисню та заліза (рис. 3). Відзначимо, що на мікроконтактах, яким відповідають мікрозони 1 та 2 з різним ступенем окиснення (випадок об'ємної температури пари тертя 125°C), було досягнуто різних значень ефективних локальних температур.

Наведені на рисунку 3 профілі ілюструють явну тенденцію зменшення сумарної товщини науглецьованих поверхневих шарів контактної зони бронза–сталь майже в 5 разів внаслідок підвищення об'ємної температури цієї пари тертя на 75 градусів (від 50 до 125°C). Водночас, відповідно зменшується загальна товщина механохімічно утвореного поверхневого шару на поверхні тертя бронзи (зразка) та збільшується товщина механохімічно модифікованого оксидного поверхневого шару сталі (контртіла).

Характерне суттєве зменшення товщини модифікованого поверхневого шару на поверхні «зразка» за умови відносно незначного підвищення його об'ємної температури в межах приблизно того ж

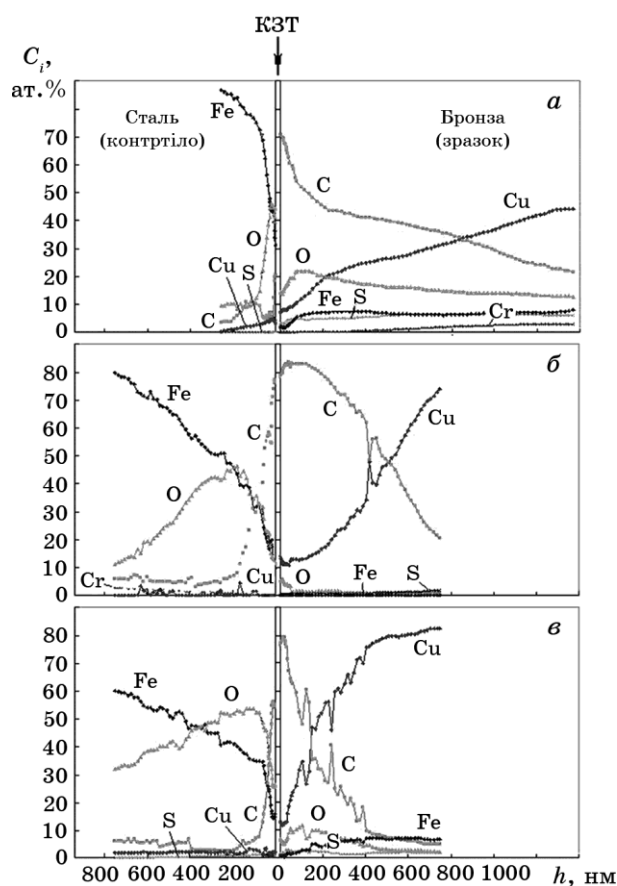


Рис. 3. Концентраційні профілі елементів у поверхневих шарах пари бронза (напрямок вправо)–сталь (вліво) для випадків її саморозігрівання до температури 50°C (а) та 125°C (мікрозони 1 (б) та 2 (в)). КЗТ — межа поділу між зразком та контртілом у контактній зоні ; h — відстань від КЗТ.

температурного інтервалу (75–110°C) раніше спостерігали на зразках загартованої сталі ШХ15 для пар тертя 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.

Аналіза профілів розподілу елементів (рис. 3) виявила характерні, спрямовані на взаємну компенсацію синхронні сплески та зменшення концентрацій вуглецю та міді в об'ємі механохімічно модифікованих поверхневих шарів як бронзи, так і сталі. Ці сплески слабо залежали від наявності та концентрації інших мікродомішок у межах одного й того ж модифікованого поверхневого шару. Проілюструємо це явище для випадків, відображених на рисунку 3,

своєрідною фазовою діаграмою поверхневого шару бронзи, побудованою у вигляді кореляційних залежностей між концентраціями домішок та концентрацією міді (рис. 4).

Для значень концентрації міді, вищих за $\cong 15$ ат.%, наведені на рисунку 4 точкові залежності 1–6 добре екстраполюються прямолінійними залежностями 7–12, які описуються системою лінійних рівнянь (1)–(3):

$$C_C(h) = C_{\text{OFe}}(T) - C_{\text{Cu}}(h), \quad (1)$$

$$C_{\Sigma}(h) = C_{\text{O}\Sigma}(T), \quad (2)$$

$$C_{\text{OFe}}(T) + C_{\text{O}\Sigma}(T) = 100, \quad (3)$$

де вказаним величинам $C_C(h)$, $C_{\text{Cu}}(h)$ та $C_{\Sigma}(h)$ відповідають атомарні концентрації вуглецю, міді та суми концентрацій решти елементів у поверхневих шарах бронзи на відстані h від межі поділу зі сталлю в контактній зоні тертя; $C_{\text{OFe}}(T)$ та $C_{\text{O}\Sigma}(T)$ — незмінні в межах одного поверхневого шару величини концентрацій двох різних складних мікроструктурних фаз, значення яких змінюються нелінійно від зміни ефективної локальної температури T на мікроконтактах зони тертя.

Рівняння (1) встановлює лінійні залежності між концентраціями вуглецю та міді у складі першої з мікроструктурних фаз (рис. 4, ек-

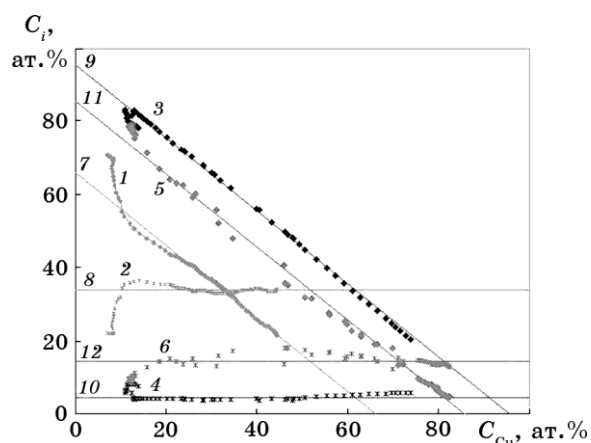


Рис. 4. Фазова діаграма поверхонь тертя бронзи — кореляційні залежності між концентрацією вуглецю (1, 3, 5), сумарною концентрацією всіх виявлених елементів за виключенням міді та вуглецю (2, 4, 6) та концентрацією міді C_{Cu} . Температура саморозігрівання пари: 50°C (1, 2); 125°C (мікрозони 1 (3, 4) та 2 (5, 6)). Екстраполяційні прямі (7–12) описуються рівняннями (1)–(3).

страполяційні прямі 7, 9, 11). В межах поверхневих прошарків, де ці залежності підтверджуються (рис. 4), ще якихось кореляцій між концентраціями вуглецю, міді та інших елементів не виявлено. Всі зміни концентрацій решти (за виключенням вуглецю) виявлених домішок бронзи взаємно компенсуються в межах приблизно сталої для відповідних поверхневих прошарків сумарної концентрації (концентрації другої мікроструктурної фази), що описується рівнянням (2) (рис. 4, екстраполяційні прямі 8, 10, 12).

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, нанокопічною (можливо, ізоморфною) сумішшю міді та вуглецю, природа якої ще підлягає дослідженню, а друга — сумішшю сполук решти мікродомішок поверхневого шару. Співвідношення між цими мікроструктурними фазами, яке характеризується співвідношенням величин $C_{\text{оFe}}(T)$ та $C_{\text{оC}}(T)$ в рівняннях (1)–(3), змінюється в залежності від ефективної температури мікроконтакту зони тертя. Значення вказаних величин, розраховані за результатами екстраполяції експериментально визначених концентрацій елементів (табл. 1, рис. 3 та 4), наведено в таблиці 2. Відзначимо, що значення $C_{\text{оC}}(T)$, одержане за умов перебігу ефекту «вибірною перенесення» (рис. 3, а), характеризує найоптимальнішу концентрацію зміцнювальної фази з погляду на властивості композиційного матеріалу [15].

Аналіза даних, наведених у табл. 2, виявляє зовнішню аналогію між співвідношеннями мікроструктурних фаз у третьовому шарі бронзи та співвідношеннями концентрацій металу та вуглецю в ϵ -карбіді сталі мартенситного класу, спеціальному карбіді (оксиді) типу Me_6C (Me_6O) та в базовому матеріалі контртіла — сталі ШХ15. Подібна зовнішня аналогія може, однак, бути обумовлена внутрішніми механізмами, зокрема синхронним перебігом декількох процесів: передбачуваною теорією «вибірною легування» електрохімічного заміщення елементів у певних поверхневих мікроструктурах контактної зони тертя пари бронза–сталь [2, 4, 5]; механохімічного окиснення та утворення «вторинної структури» оксидно-

ТАБЛИЦЯ 2. Експериментально визначені значення $C_{\text{оFe}}(T)$ та $C_{\text{оC}}(T)$ в рівняннях (1)–(3).

Тип контактної зони	$C_{\text{оFe}}(T)$, ат. %	$C_{\text{оC}}(T)$, ат. %	Концентрація елементів в матеріалах, ат. %					
			$Fe_{1,95}C$		Me_6C (Me_6O)		Сталь ШХ15	
			Fe	C	Me	C, O	Fe + Cr	C
Рис. 3, а	66,1	33,9	66,1	33,9				
Рис. 3, б	95,5	4,5					95,5	4,5
Рис. 3, в	85,7	14,3			85,7	14,3		

подібного типу в поверхневому шарі сталі [1]; механохімічного утворення в поверхневому шарі сталі [16], крихкого (квазикрихкого) руйнування в контактній зоні тертя та 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 електрохімічного (першого з вказаних) 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 підтвердження та наступного дослідження структурних аспектів цього явища відібрані зразки поверхонь тертя пар бронза–сталь далі дослідили методом електронно-растрової мікроскопії та рентгенівської енергодисперсійної мікροаналізи (рис. 5, табл. 3).

На рисунку 5 проілюстровано мікроструктуру поверхонь тертя сталі та бронзи для випадку температури саморозігрівання пари до температури 50°C (випадок рис. 3, 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.

Аналіза 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 -карбіду 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.

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 хромвмісних спеціальних карбідів сталі на крихке поперечне розтріскування мікросмуг такого типу. Переріз досліджуваної мікросмуги (рис. 5, б) має близьку до трику-

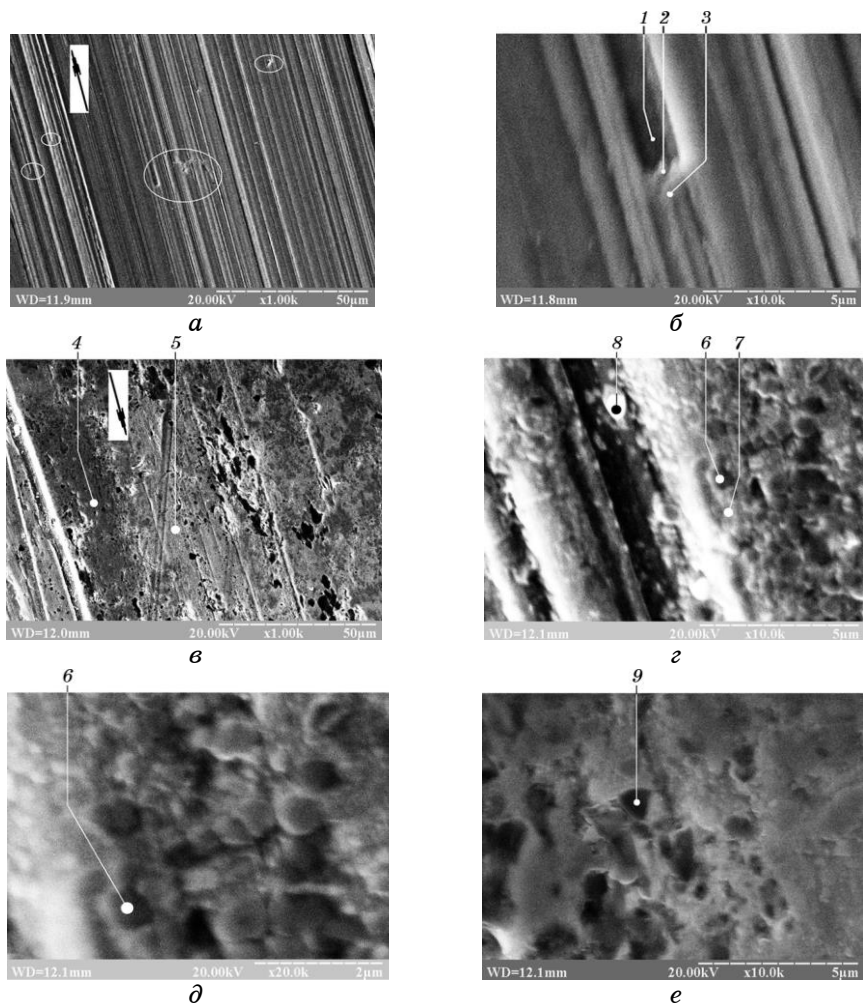


Рис. 5. Мікроструктура поверхонь тертя сталі ШХ15 (*а, б*) та бронзи БрАЖМц 10-3-1,5 (*в-є*) для випадку саморозігрівання пари бронза-сталь до температури 50°C. Стрілки (*а, в*) — напрямок дії сили тертя. Мікроділянки 1–9 — зони мікроаналізи (табл. 3).

тної форму з шириною основи близько 1,1 мкм та висотою 0,7 мкм.

У випадку поверхонь тертя бронзи їх мікроструктура також, загалом, характеризується наявністю квазіперіодичного рельєфу мікросмуг ковзання. Але аналіза її морфології засвідчила, що це наведена (відтиснута) структура [8] з періодичністю поперечного мікрорельєфу, характерного для мікросмуг *Б* сталеві поверхні тертя [12]. Виявлено наявність темних та світлих (згідно контрасту в режимі реєстрації вторинних електронів) поверхневих зон (рис. 5, *в*,

ТАБЛИЦЯ 3. Склад мікроділянок тертьових поверхонь пари бронза–сталь (рис. 5).

№ мікроділянки	Відносна концентрація елементів, мас. %									
	Fe	C	Cr	Si	Ti	Cu	Al	Mn	O	Решта
1	95,9		2,2	0,5	–	–	–	0,4	1,0	–
2	86,7		5,2	1,3	2,1	–	–	0,4	3,9	0,4 (S)
3	95,4		1,5	1,1	0,9	–	–	0,5	0,6	–
4	10,5		0,5	0,5	0,6	67,5	12,2	1,6	6,3	0,3 (S)
5	4,1		0,3	0,8	–	80,6	10,8	1,7	1,3	0,4 (S)
6	2,5		10,9	–	–	70,1	8,0	1,2	7,0	0,3 (S)
7	2,3		0,3	–	–	83,1	11,8	1,5	1,0	–
8	9,3		0,3	1,0	–	71,6	10,6	1,6	4,8	0,8 (S)
9	30,9		0,5	1,3	0,9	49,6	12,4	2,8	1,4	0,2 (S)
ШХ15 (ГОСТ 801-8)	95,9–0,95– 97,4	0,95–1,30– 1,05	1,30–0,17– 1,65	0,17– 0,37	до 0,01	до 0,25	до –	до 0,2– 0,4	до 0,0015	до 0,347 (Ni, S, P)
БрАЖМц 10-3-1,5 (ГОСТ 18175-78)	2–4	–	–	до 0,1	–	82,7– 88,0	9– 11	1–2	–	до 0,19 (Sn, Zn, Pb, P)

табл. 3, мікроділянки 4, 5). Фаза, що мала візуально «мідний» відтінок (рис. 2, а) та була досліджена (табл. 1, рис. 3, а) методом Оже-спектроскопії, відповідає темній зоні (рис. 5, в, мікроділянка 4). Мікроструктури темної та світлої зон характеризуються різним розміром основних зерен (мікроділянки, подібні до мікроділянки 7), який коливається в діапазонах 0,24–0,31 мкм для темної та 0,41–0,51 мкм для світлої зони.

На поверхні тертя бронзи поряд з основними зернами в субмікронному масштабі (рис. 5, з–е) виявляємо місцями упорядковано розташовані (рис. 5, д) сліди перенесення фрагментів крихкого руйнування характерної для сталі мікроструктури В (мікроділянки поверхні темніші за основні зерна бронзи, подібні до мікроділянок 6 та 9). Вважаємо, що причинно-наслідковий зв'язок вказаних фрагментів з карбідними мікроструктурами сталі підтверджує підвищена концентрація в них хрому та заліза (табл. 3).

На мікровиступах рельєфу вказані фрагменти (рис. 5, з) окислюються та змінюють свій елементний склад, ймовірно, внаслідок ізоморфних [18] електрохімічних заміщень (мікроділянка 8). Розмір фрагментів коливається в діапазоні 0,40–0,64 мкм (рис. 5, д), але також може сягати величини 1,1 мкм (рис. 5, е, мікроділянка 9). Зроблені оцінки корелюють з характеристиками мікроструктури В [12] та геометрією обірваних мікросмуг ковзання сталі ШХ15 (рис. 5, б). Перенесені мікрофрагменти, загалом, орієнтовані в напрямку дії сил тертя (рис. 5, е).

Невірно вважати, що перенесення карбідних фрагментів відбувається внаслідок мікросхоплень між відображеними на рис. 5, а, б мікроділянками сталеві поверхні та спряженими до них у контактній зоні мікроділянками поверхні тертя бронзи (рис. 5, з-є), так як тоді 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 детальніша аналіза мікроструктури поверхні бронзи виявляє, що перенесені фрагменти карбідних сполук міцно зчеплені з поверхнею бронзи, створюють, очевидно, зносостійкі мікроділянки, під захистом яких виникають конгломерати фаз основних зерен бронзи, витягнуті внаслідок деформації в напрямку тертя (рис. 5, з, д).

4. ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

Одержані в цій роботі результати та досягнутий рівень досліджень формально не суперечать формулі відкриття вище охарактеризованого явища «вибірною перенесення» [3], оскільки вона не відзначає характеристик «сервовитної плівки», утворюваної під час тертя на сталевій поверхні. Атомарні механізми ефекту «вибірною перенесення» елементів все ще залишаються відкритими для подальших досліджень, але суттєво доповнюються одержаними 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.

Незважаючи на відсутність на сталевій поверхні тертя перенесеної плівки, утвореної на мідній основі в умовах найоптимальнішого, за класичними феноменологічними ознаками, перебігу процесів «вибірною перенесення» (рис. 2, б та рис. 3, а), на ній все ж таки спостерігається певна концентрація катіонів міді (до 4,7 ат. % в максимумі). Ця концентрація та відносно тонкий прошарок механохімічно утвореної структури (до 0,3 мкм) пояснюють чому мідь у даному разі достовірно (з врахуванням співвідношення сигнал-шум на спектрах) не виявлено методом рентгенівської мікроаналізи (табл. 3). Для інших випадків, за яких коефіцієнт тертя пари бронза–сталь суттєво зростає (рис. 1, крива 2), концентрація міді в поверхневих шарах сталі за результатами Оже-аналізи ще менша (рис. 3, б, в). Але глибина її проникнення в поверхневий шар сталі сягає 0,8 мкм. З'являються «сліди» ліній міді також на рентгенівських спектрах. На профілях розподілу елементів спостерігаються характерні «пікові» сплески концентрації міді (до 1,5–4,5 ат. % в

максимумі сплеску) та відповідна зміна концентрації вуглецю в сталі (рис. 3, б, в). Це свідчить про негомогенну нанорозмірну внутрішню будову механохімічно утвореного окисненого поверхневого шару сталі.

Як вже стає зрозумілим з експериментального дослідження пар тертя, виготовлених із загартованої на мартенсит сталі, нерівноважні процеси структурної перебудови, що характеризуються появою мікроструктури *B*, яка походить від тонкоплівкової структури плівок ϵ -карбіду заліза, відіграють суттєву роль [8, 12]. Мікроструктура *B* «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, 19] мікроструктура *B* з поверхні тертя, практично, зникає [12]. Для випадку досліджуваної 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 «сервоїтної плівки» на поверхні тертя бронзи корелює з виділенням тонких плівок ϵ -карбіду на поверхні сталі і критична залежність останнього процесу від температури [20] може бути причиною вузького температурного діапазону ефекту «вибірною перенесення» для даної пари тертя.

Особливим є питання про накопичення вуглецю в поверхневому шарі бронзи (рис. 3). 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. 3 та 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 леґувальних домішок, що обумовлюють зміни властивостей поверхонь металів різної природи внаслідок тертя, в тому числі поверхонь мідного стопу. Кислі властивості вуглеводневого середовища посилюють процеси науглецювання. Гідроолива АМГ-10 (кислотне число 0,02 мгКОН/г) створює слабко кисле середовище, кислотність якого збільшується внаслідок механохімічного окиснення. Отже, з огляду на значну концентрацію вуглецю (рис. 3), головним джерелом науглецювання поверхневого шару бронзи в дослідженій парі бронза–сталь є вуглеводневе середовище. До подібного ж висновку дійшла група дослідників [21], але нею роль вуглецю в подібних процесах була недо-

оцінена.

Навуглецювання бронзи піднімає питання про механізми механохімічних процесів окиснення–відновлення матеріалів контактної зони. Зокрема, зауважимо доволі значне накопичення мікродомішки титану (табл. 1 та 3) в товстих поверхневих прошарках бронзи, хоча його базова концентрація в сталі ШХ15 мінімальна (табл. 3). Ця обставина зумовлена не найвищою твердістю карбіду титану TiC серед решти сполук контактної зони, а, найімовірніше, його стійкістю, пов'язаною, окрім спорідненості зі сталевою 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 [22]. Останнє є цікавим з погляду на кореляції, відображені в табл. 2 (для рис. 3, *в*).

Як і в попередньому випадку сталевій поверхні, у складі поверхневого шару бронзи вуглець та мідь поводять себе антагоністично — витісняють одне одного (рис. 4). Сплески концентрацій міді (рис. 3, *б*) та вуглецю (рис. 3, *г*) в межах поверхневого шару бронзи свідчать про його складну будову та наявність у ній субмікронних конгломератів суміші міді та вуглецю, на межах 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 їхніх меж. За умов, феноменологічно сприятливого ефекту «вибірною перенесення», на межах конгломератів спостерігаємо сегрегацію атомів міді. З інтенсифікацією процесів окиснення концентрація мікродомішок у навуглецьованому поверхневому шарі бронзи різко зменшується, але на межах конгломератів концентрація міді залишається підвищеною (рис. 3, *б*). Це, на нашу думку, свідчить, що фізико-хімічна природа самих конгломератів суміші мідь–вуглець до певної температурної межі залишається подібною, а загальна концентрація мікродомішок в поверхневому шарі бронзи зумовлюється мікроструктурними процесами в поверхневому шарі сталі (табл. 2).

Подальше підвищення ефективної температури на мікроконтактах обумовлює не тільки зменшення розмірів конгломератів мідь–вуглець у поверхневому шарі бронзи, але й кардинальну зміну їх природи. На межах конгломератів реєструємо вже не сегрегацію міді, а сегрегацію вуглецю (рис. 3, *в*). Ймовірно, що так звана «сервовитна плівка», яка обумовлює згідно теорії ефекту «вибірною перенесення» [2, 4, 5] особливі властивості пари тертя бронза–сталь, за цих умов зникає.

Характерною виявленою в роботі ознакою поверхневих прошарків бронзи є та, що після суттєвого зменшення концентрації вуглецю на значній (мікронній) відстані від поверхні починають зростати

концентрації мікродомішок карбідотвірних елементів сталі (Cr, Ti), а також заліза. Концентрації 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 легувальних елементів бронзи зменшені. Отже, під «сервовитною плівкою» внаслідок розпорошення йонами аргону поверхневого шару бронзи в вакуумі досягаються такі концентрації карбідотвірних елементів та вуглецю, які характерні для карбідних фаз сталі ШХ15.

Відомо, що перенесення кристалічних наночастинок «міцної» сталі (з ефективним діаметром 3–30 нм) на поверхню різноманітних стопів 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 [6]. Автори [13], зокрема, також відштовхуються від подібних результатів та розвивають теорію утворення мікрокомпозитного стану поверхневих шарів мідних стопів у контактній зоні. Проте мікроаналізатори 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 двовимірної 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», її різке зменшення (рис. 3) внаслідок підвищення температури в температурному діапазоні інтенсифікації розкладу мартенситу (відповідає діапазону першого перетворення під час відпуску [20]) свідчать про важливість не одноразового, а багаторазового впродовж тертя перенесення карбідних фрагментів (рис. 5, δ , ϵ) і, ймовірно, їх графітизацію в

утворюваному поверхневому шарі. Специфічний вплив острівців графіту на структуру поверхневих шарів металу є відомим [23], недослідженою є ймовірність утворення в межах поверхневого шару мідних стопів упорядкованих вуглецевих структур, вуглецевих нанотрубок тощо.

Про можливість подібного складного механізму виникнення мікроструктури «сервовитної плівки» свідчать результати різноманітних досліджень. Зокрема, атоми міді, що заповнюються у вакуумі «кислу» підложжя КСІ з незначною щільністю центрів кристалізації, утворюють здатну до «самозбирання» сітчасту структуру, яка з наступним її заповненням аморфним шаром вуглецю стабілізується настільки, що далі придатна для досліджень після розчинення підкладки [24]. Під впливом механічних напружень ймовірним є наступний розвиток комірчасто-дендритних структур, як це відбувається, наприклад, у ніклевих стопах [25], та утворення на нанорівні структури, характерної для композиційного матеріалу [15].

«Сервовитна плівка» перш за все локалізується на поверхні бронзи, а її «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.

Отже, за умов реалізації ефекту «вибірною перенесення» в контактній зоні тертя пари бронза–сталь феномен «сервовитної плівки» слід пов'язувати з чітко локалізованою в поверхневих шарах контактної зони плівкою, в якій провідну роль, окрім атомів міді, відіграє вуглець. Товщина плівки різко зменшується за умови доволі незначного підвищення температури внаслідок інтенсифікації процесів окиснення контактної зони тертя.

Ступінь перенесення плівки від бронзи на сталь залежить від динамічних властивостей мікроструктури самої сталі та її поверхні та обумовлює, загалом, відоме [2, 4, 5] зменшення інтенсивності зношування сталі в умовах прояву ефекту «вибірною перенесення під час тертя».

5. ВИСНОВКИ

За результатами досліджень виявлено нові особливості трибологічної пари бронза–сталь у середовищі гідрооливи, класичної для теорії ефекту «вибірною перенесення» елементів у контактній зоні тертя. Поверхні тертя, одержані за різних умов експерименту та досліджені методами мікрозондової Оже-спектроскопії, рентгенівської енергодисперсійної мікроаналізи, растрової електронної та оптич-

ної мікроскопії, мали принципово інші властивості, ніж це було передбачено теорією.

Виявлено суттєво різний характер змін у хемічному складі поверхневих шарів бронзи та сталі: переважне науглецювання в значних концентраціях бронзи на глибини від більш ніж 1,5 до 0,8 мкм в залежності від температури експерименту (50–125°C) та одночасне переважне окиснення 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.

Результати роботи піднімають питання про перенесення в зоні тертя елементів високоміцної сталі на бронзу та їх «глибоке проникнення» як мікродомішок у підповерхневий шар останньої. Ретельна спектральна аналіза складу мікродомішок та аналіза 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 з теорії ефекту «вибірною перенесення» як «сервовитна плівка». Виявлено, що феномен «сервовитної плівки» слід пов'язувати з чітко локалізованою в поверхневих шарах контактної зони тертя плівкою, в якій провідну роль окрім атомів міді відіграє вуглець.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Б. И. Костецкий, И. Г. Носовский, А. К. Караулов и др., *Поверхностная прочность материалов при трении* (Киев: Техніка: 1976).
2. М. В. Кіндрачук, В. Ф. Лабунець, М. І. Пашечко, Є. В. Корбут, *Трибологія* (Киев: НАУ-друк : 2009).
3. Д. Н. Гаркунов, И. В. Крагельский, *Открытие № 41. Эффект избирательного переноса при трении (эффект безызносности)* (Бюл. изобрет.: № 17: 5) (1965).
4. Н. Н. Гришин, Ю. С. Викторова, И. Г. Фукс и др., *Химия и технология топлив и масел*, № 4: 40 (1989).
5. Д. Н. Гаркунов, *Триботехника* (Москва: Машиностроение: 1985); Д. Н. Гаркунов, *Триботехника (износ и безызносность)* (4-е изд., перераб. и доп.) (Москва: МСХА: 2001).
6. P. Neilmann, J. Don, T. C. Sun et al., *Wear*, **91**: 171 (1983).
7. Д. Бриггс, М. П. Сих, *Анализ поверхности методами оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии* (Москва: Мир: 1987).
8. О. О. Міщук, А. В. Богайчук, *Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб.* (Київ: НАУ-друк), **54**: 121 (2010).
9. В. Н. Дубняков, *Проблемы трения и изнашивания: Науч.-техн. сб.* (Киев: Техніка), **16**: 53 (1979).
10. В. Н. Дубняков, *Проблемы трения и изнашивания: Науч.-техн. сб.* (Киев: Техніка), **18**: 64 (1980).
11. О. А. Мищук, *Легирование поверхности металлов при трении под влияни-*

- ем органических поверхностно-активных веществ* (Дис. ... канд. физ.-мат. наук) (Київ: 1996).
12. О. О. Міщук, В. І. Дзюба, Л. І. Коваль та ін., *Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб.* (Київ: НАУ-друк), **57**: 256 (2012).
 13. J. Schell, P. Neilmann, and D. A. Rigney, *Wear*, **75**: 205 (1982).
 14. М. В. Кіндрачук, Ю. А. Куницький, О. І. Дудка та ін., *Структурутворення та формування триботехнічних властивостей евтектичних покриттів* (Київ: Вища школа: 1997).
 15. М. В. Кіндрачук, Ю. Я. Душек, М. В. Лучка, *Порошковая металлургия*, № 9/10: 56 (1994).
 16. В. В. Шевеля, В. П. Олександренко, *Трибохимия и реология износостойкости* (Хмельницький: ХНУ: 2006).
 17. И. Ф. Люксютов, А. Г. Наумовец, В. Л. Покровский, *Двумерные кристаллы* (Київ: Наукова думка: 1988).
 18. Е. С. Макаров, *Изоморфизм атомов в кристаллах* (Москва: Атомиздат: 1973).
 19. Э. В. Козлов, Н. А. Попова, Л. Н. Игнатенко и др., *Известия ВУЗов: Физика*, № 3: 72 (2002).
 20. Ю. М. Лахтин, *Металловедение и термическая обработка металлов* (Москва: Металлургия: 1979).
 21. С. П. Козырев, В. Н. Дубняков, М. Н. Добычин, *Проблемы трения и изнашивания: Науч.-техн. сб.* (Київ: Техника), **19**: 13 (1981).
 22. В. Г. Чуприна, *Порошковая металлургия*, № 5/6: 90 (1995).
 23. А. Я. Тонтегоде, Е. В. Рутьков, *Успехи физических наук*, **163**, № 11: 57 (1993).
 24. А. И. Олемской, В. Н. Борисюк, О. В. Ющенко, Т. И. Жиленко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**, № 1: 87 (2012).
 25. В. М. Ажажа, В. Я. Свердлов, А. Н. Ладыгин и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 4: 549 (2010).