

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

* Національний авіаційний університет,

** Український НДІ нафтопереробної промисловості «МАСМА»,

м. Київ, Україна

E-mail: yuliya-khlevna@yandex.ru**ОСОБЛИВИЙ СТАН ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ
КОНТАКТНОЇ ЗОНИ ТЕРТЯ
ПАРИ БРОНЗА - СТАЛЬ**

УДК 621.891

Методами електронної Оже - спектроскопії та наноскопічного йонного розпорощення поверхневих прошарків, растрової електронної та оптичної мікроскопії досліджено спряжені мікроділянки поверхонь тертя пари бронза-сталь. Проаналізовано елементну щільність та тонкоплівкову будову поверхневих шарів контактної зони тертя. Виявлено сильно ущільнений елементний стан "сервоитної плівки" у складі приповерхневих шарів бронзи.

Ключові слова: бронза, сталь, тертя, поверхневі шари, щільність, Оже - аналіз.

Вступ

Під час нещодавніх досліджень мікроструктури та характеру механохімічних перетворень спряжених ділянок поверхонь тертя трибологічної пари "бронза Бр.АЖМц10-3-1,5 (зразок) – сталь ШХ15 (контртіло) у гідрорідині АМГ-10" несподівано було виявлено [1], що "мідний" відтінок поверхонь тертя сталі, утворюваних у досліджуваній парі бронза-сталь, обумовлюється не "натертою" поверхневою плівкою міді, а кольором субмікронних поверхневих плівок оксидів заліза. Натомість, мікроділянки поверхонь тертя бронзи були насичені вуглецем, концентрація якого в декілька разів перевищувала концентрацію кисню та виявилась настільки значною в межах поверхневого шару мікронної товщини, що дозволяла стверджувати про утворення в контактній зоні тертя на поверхні бронзи субмікронної поверхневої плівки на основі вуглецю, яка ізоморфно розчинює атоми міді та створює композиційну структуру тонкого конгломерату фаз з іншими елементами, серед яких реєстрували також залишки карбідних мікрофрагментів та легівні мікродомішки сталі.

Подібне ніяк не пояснюється загальновідомою теорією ефекту "вибірною перенесення" в парі бронза - сталь [2, 3]. Але вказаний розподіл механохімічних процесів – глибокого окиснення поверхні тертя сталі та одночасного відновлення (науглецювання) поверхні тертя бронзи – спостерігали як за чіткого феноменологічного підтвердження ефекту "вибірною перенесення", так й за умов, віддалених від оптимальних для його прояву, він зберігався за умови суттєвої зміни товщини механохімічно утворених поверхневих шарів бронзи та сталі та для різних температур експерименту [1].

Стан проблеми

Аналіз складу мікродомішок та його розподілу в межах поверхневого шару бронзи після тертя в парі зі сталлю виявляє наявність мікрокомпозиційного типу структури поверхневого шару бронзи, що відповідає тонкому конгломерату фаз [1, 4]. Одна з мікроструктурних фаз утворюється ізоморфною сумішшю вуглецю та міді [1], а інша – наноскопічною сумішшю сполук інших домішок поверхневого шару (кисню, легівних мікродомішок бронзи та перенесених мікродомішок сталі). Характеристичне для карбідних структур сталі дольове співвідношення між вказаними мікроструктурними фазами бронзи, його критична залежність від температури та, водночас, зміна властивостей самих фаз в доволі вузькому діапазоні температур 50 - 125 °С [1] вказують на наявність непомічених раніше ефектів кооперативного утворення зносостійкої структури в контактній зоні тертя пари бронза - сталь, які потребують подальшого дослідження.

Однією з важливих характеристик тонких поверхневих прошарків твердого тіла є їх елементна щільність, що, фактично, описує питому кількість атомів у площині аналізу. В [5] запропоновано принцип оцінювання її усередненої (в межах впливу електронного променя) величини з використанням методу електронної Оже - спектроскопії та наноскопічного йонного розпорощення прошарків у вакуумній камері спектрометру. В подальшому виявлено інформативність цієї характеристики щодо процесів утворення границь між різнотипними поверхневими прошарками поверхонь тертя [6].

Метою роботи стало продовження досліджень вищевказаного особливого стану поверхневих шарів бронзи та сталі в межах різних мікроконтактів зони тертя пари бронза - сталь. Для цього проаналізовано зміни елементної щільності поверхневих прошарків на границях між спряженими в контактній зоні мікроділянками поверхонь бронзи та сталі та їх кореляції з елементним складом цих

прошарків. Врахування початково різної об'ємної щільності бронзи та сталі сприяло виявленню нових закономірностей механохімічної перебудови поверхневих шарів контактної зони. Загалом, у роботі продовжено дослідження [1] з погляду на розвиток теорії ефекту "вибірною перенесення" та дослідження [5, 6] з методології виявлення особливостей структурних границь комплексних тонкоплівкових об'єктів, якими є механохімічно утворені третюві шари на поверхні металів.

1. Об'єкти та методи досліджень

Трибологічна пара "бронза Бр.АЖМц10-3-1,5 (секторний зразок) – сталь ШХ15 (контртіло) у гідрорідині АМГ-10 (кислотне число 0,02 мгКОН/г)" з коефіцієнтом взаємного перекриття поверхонь 0,25 була досліджена за однонаправленого ковзання на розробленому лабораторному пристрої торцевого тертя в режимі регулювання температури максимального саморозігрівання пари тертя, стабілізацію якої забезпечували в діапазоні 50 - 125 °С. Задавали сталу швидкість обертання бронзового кільця 2200 хв⁻¹ та навантаження пари тертя в межах 10 - 300 Н. Детальніше методуку наведено в [1].

Після тертя елементи пари "бронза - сталь" відмивали від залишків оливи в ізопропиловому спирті з метою дослідження поверхонь тертя. Мікроструктурні властивості останніх на різних стадіях дослідження вивчали методами оптичної мікроскопії на приладі Неофот-21, растрової електронної мікроскопії та енергодисперсійного рентгенівського мікроналізу на приладі SELMI PEM-106 I. Для відібраних пар тертя виявляли характерні мікроділянки поверхонь тертя бронзи та сталі, що були спряженими в межах контактної зони тертя [1].

Тонкоплівкову структуру третювих поверхневих шарів для попередньо ідентифікованих мікроділянок поверхонь пари бронза - сталь досліджували методом електронної Оже - спектроскопії на Оже - мікросонді JEOL JAMP-10S, розпорошуючи у вакуумі характеристичні мікрозони третювих поверхонь йонами аргону енергією 2 кеВ. Оже - спектри реєстрували за енергії електронного променя 10 кеВ в диференціальному режимі $EdN(E)/dE$ за амплітуди модуляції 4 еВ. Концентрації елементів на досліджуваних поверхневих мікроділянках розраховували методом коефіцієнтів відносної чутливості, оцінюючи як міру концентрації елементу амплітуду його характеристичної спектральної лінії. Ефективна швидкість розпорошення поверхневого шару йонами аргону за товщиною складала 3 нм/хв.

1.1. Оцінювання елементної щільності поверхневих шарів

Для оцінювання елементної щільності зносостійкого третювого поверхневого шару досліджували наступну його безрозмірну характеристику, отримувану методом Оже - спектроскопії (тобто без врахування можливої наявності атомів водню) за умови сталих параметрів пучка первинних електронів та системи реєстрації Оже - сигналу [5, 6]:

$$\text{Характеристика}(h) = (S(h) - S_0) / S_0, \quad (1)$$

де $S(h)$ – сумарна інтенсивність, нормована на відповідні коефіцієнти відносної чутливості, характеристичних Оже - ліній всіх елементів поверхневого прошарку, розташованого на глибині h , що пропорційна тривалості розпорошення досліджуваної поверхні йонами аргону; $S_0 \cong \text{const}$ є усередненим та характеристичним значенням величини $S(h)$ для об'єму металу.

Різним за природою матеріалам, таким як сталь та бронза, властиві, загалом, різні значення S_0 та відповідають різні оцінювальні характеристики елементної щільності (1):

$$Ch_1(h) = (S(h) - S_{01}) / S_{01}, \quad (2)$$

$$Ch_2(h) = (S(h) - S_{02}) / S_{02}, \quad (3)$$

де $Ch_1(h)$ та $Ch_2(h)$ – характеристики елементної щільності поверхневих шарів за рівнянням (1), розраховані відносно величин S_0 , властивих об'єму сталі та бронзи відповідно;

S_{01} та S_{02} – значення S_0 для сталі та бронзи.

З метою отримання характеристики елементної щільності, неперервної на контактній границі тертя пари бронза - сталь (після режимів граничного тертя пари), введемо єдину для обох металів характеристику поверхневих шарів, відштовхуючись від властивостей значно краще [5, 6] вивченої сталі ШХ15:

$$Ch_{12}(h) = (S(h) - S_{01}) / S_{01}, \quad (4)$$

з граничною умовою щодо рівності величини $S(h)$ на границі тертя ($h = 0$) як з боку поверхні сталі, так й бронзи:

$$S(0)|_{St} = S(0)|_{Br} \quad (5)$$

Тоді, для поверхневих шарів сталі буде виконуватись:

$$Ch_{12}(h) = Ch_1(h), \quad (6)$$

а для поверхневих шарів бронзи:

$$Ch_{12}(h) = Ch_2(h)(1 + Ch(Br/St)) + Ch(Br/St), \quad (7)$$

$$Ch(Br/St) = (S_{02} - S_{01}) / S_{01}. \quad (8)$$

Відзначимо, що в разі вимірювання характеристик елементної щільності (2) та (3) для обох металів без експериментально узгодженого визначення величин S_{01} та S_{02} значення величини $Ch(Br/St)$ можна оцінити з експерименту із застосуванням граничної умови (5).

2. Результати досліджень та їх обговорення

Змінюючи навантаження та температурні умови тертя досліджуваної пари бронза-сталь в гідрорідині АМГ-10, виявили умови, за яких на феноменологічному рівні чітко ідентифікували відомий ефект "вибірнього перенесення" в контактній зоні цієї пари та утворення на третьовій поверхні бронзи поверхневого шару, що дістав назву "сервовитної плівки" [3]. Найоптимальнішим виявився режим тертя, за якого питоме навантаження контактної зони тертя складало 5 МПа, лінійна швидкість ковзання 2,9 м/с, з обмеженням (за рахунок тепловідведення [1]) максимальної температури саморозігрівання пари тертя на 50 °С. Слабко кисле органічне середовище, яким є гідрорідина АМГ-10, є класичним для пар бронза-сталь та оптимальним з погляду реалізації ефекту "вибірнього перенесення" [2, 3]. Вказаний режим тертя був стаціонарним, характеризувався мінімальним коефіцієнтом тертя 0,015 - 0,022 впродовж останніх 85 % шляху тертя та мінімальною інтенсивністю зношування бронзи після проходження парою шляху 41 км, що дорівнювала $2 \cdot 10^{-4}$ мг/мм² на 1 км шляху тертя. Було зроблено висновок, що виміряна величина інтенсивності зношування зумовлена переважно не стаціонарним режимом тертя, а початковим періодом припрацювання досліджуваної пари. Сам період припрацювання був характерним для "м'якого" режиму граничного тертя та складався з швидкоплинного (до 2,4 хв) початкового зменшення коефіцієнта тертя від стартового значення 0,064 до значень, нижчих за 0,04, та наступного тривалішого (до 33 хв) зменшення до величини 0,024.

Відзначимо, що після розбирання пари візуально засвідчили наявність класичного для ефекту "вибірнього перенесення" [3] мідного відтінку поверхонь тертя як бронзи, так й сталі. Для випадку бронзи мідний відтінок поверхонь тертя проявлявся під різними кутами зору та за оптичного збільшення до $\times 30$ крат. За оптичного збільшення $\times 50 - 200$ крат спостерігали специфічну "бархатисту" топографію рельєфу поверхні тертя бронзи (рис. 1, а), властиву "сервовитним плівкам" [3]. Подальші електронно-мікроскопічні дослідження (РЕМ) поверхні тертя бронзового зразка виявили характерний розмір поверхневих зерен "сервовитної плівки" – 0,24 - 0,31 мкм. Оже - спектральні дослідження різних ділянок поверхні тертя бронзи підтвердили їх специфічний "відновлений" хімічний стан, що узгоджується з теорією ефекту "вибірнього перенесення" [2, 3].

Методом Оже - спектроскопії було також виявлено, що відновлений стан поверхні тертя бронзи ("сервовитної плівки") обумовлюється наявністю в товстому (близько 2 мкм) поверхневому шарі бронзи атомів вуглецю в дуже значній концентрації, яка повільно зменшувалась від 71 ат. % на поверхні до 22 ат. % на глибині 1,5 мкм. Колір розпорошеної ділянки поверхні після винесення зразка з вакуумної камери на повітря виявився подібним до характерного для матеріалу бронзи. На рис. 1, а проілюстровано цей ефект зміни кольору: розпорошена йонами інертного газу ділянка поверхні (від діагоналі – в лівому нижньому куті) має властивий бронзі відтінок, світліший в чорно - білому зображенні порівняно з "сервовитною плівкою" (правий верхній кут). Розпорошення "сервовитної плівки" у вакуумній камері спектрометра йонами аргону на вказану глибину призвело до зникнення "мідного" відтінку досліджуваної ділянки поверхневого шару бронзи, хоча атомна концентрація міді на ній після розпорошення поверхневого шару зросла в декілька разів. Отже, причину "мідного" відтінку "сервовитної плівки", утвореної структурною сумішшю атомів вуглецю та міді (елементів, які між собою практично не взаємодіють), потрібно ще вивчати.

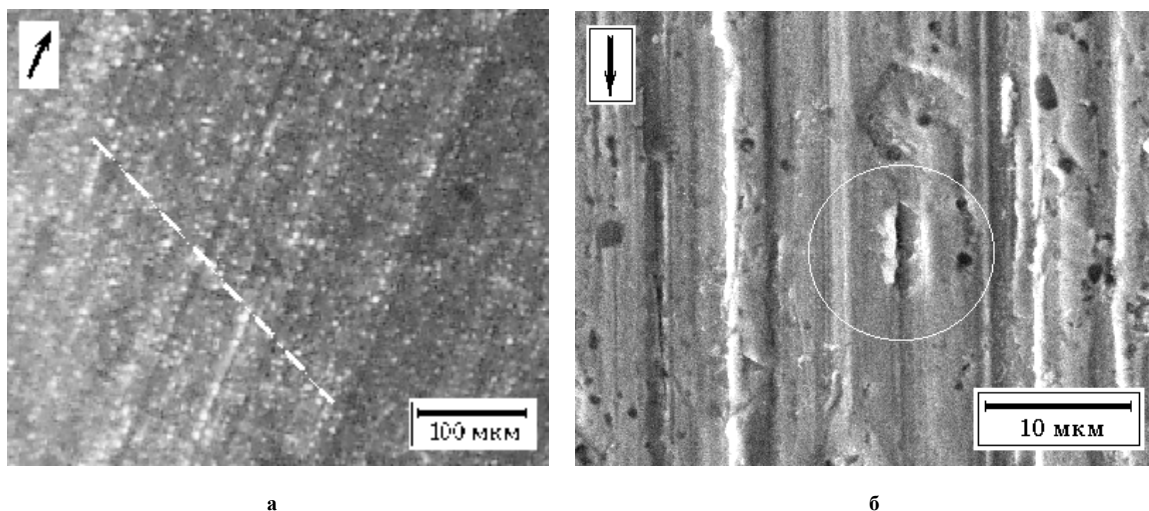


Рис. 1 – Мікроструктура візуально "мідних" поверхонь тертя бронзи БрАЖМц10-3-1,5 після оптимального перебігу процесів "вибірною перенесення" в парі "бронза – сталь ШХ15 – гідрорідина АМГ-10":
 а – оптичне зображення (ділянку "серовитної плівки" в лівому нижньому куті розпорознено у вакуумі йонами аргону);
 б – електронно-растрове зображення (SEI) мікрозони початкового руйнування "серовитної плівки" (виділено), що відбулося внаслідок локального порушення оптимального режиму тертя на узбіччі доріжки тертя.
 Питоме навантаження 5 МПа, лінійна швидкість ковзання 2,9 м/с, максимальна температура саморозігрівання пари 50 °С.
 Стрілки вказують напрямок дії сили тертя

Поверхні тертя сталі також мали передбачуваний теорією "вибірною перенесення" [3] візуально "мідний" відтінок. Але в усіх досліджених випадках концентрація міді на сталевій поверхні в зонах її "мідного" відтінку в усіх точках субмікронних поверхневих прошарків не перевищувала 4,7 ат. %. Натомість, концентрації заліза та кисню у тих самих прошарках сягали значень 36 - 44 та 46 - 54 ат. % відповідно. Тобто, мідь не створила окремої фази на поверхні тертя сталі в умовах оптимального перебігу процесів "вибірною перенесення", а "мідний" відтінок поверхонь тертя сталі ШХ15 обумовили плівки оксидів заліза субмікронної товщини.

Ключові результати вказаних досліджень ретельно проаналізовані нами в [1].

Вже незначна зміна навантажувально-швидкісних та температурних умов тертя призводить до зміни режиму тертя. Методами електронної мікроскопії виявлено мікрозони початкового руйнування "серовитної плівки" (рис. 1, б). Слід звернути увагу на чіткі краї зони руйнування плівки та структуровані вздовж напрямку тертя підповерхневі прошарки, що більш характерні для пружного матеріалу, зокрема, для поверхонь тертя загартованої сталі [1].

Зміна режиму тертя супроводжується зростанням коефіцієнту тертя та інтенсивності зношування обох елементів пари. Підвищення температури саморозігрівання пари бронза - сталь за однакових навантажувально-швидкісних умов тертя, що задається зменшенням інтенсивності охолодження пари [1], а також збільшення локальної температури мікроконтактів зони тертя зумовлює різке зменшення товщини науглецьованого поверхневого шару бронзи, але, водночас, викликає відповідно різке зростання товщини окисненого поверхневого шару сталі та посилює ступінь його окиснення. Профілі розподілу атомарної концентрації базових металів у межах контактних границь тертя пари бронза - сталь чітко ілюструють цей ефект (рис. 2, а). На графіках криві, що стосуються спряжених у контактній зоні поверхневих мікроділянок бронзи та сталі побудовано в протилежних від межі поділу напрямках: для поверхневих шарів сталі в напрямку від'ємних значень осі абсцис, а для бронзи – в напрямку її позитивних значень, враховуючи, що на границі тертя (межі поділу між зразком та контртілом пари бронза - сталь) координата дорівнює нулю $h = 0$. Повні концентраційні профілі хімічних елементів у третьових поверхневих шарах бронзи та сталі для досліджених випадків даної пари тертя наведено в [1]. Криві на рис. 2 та 3 повністю відповідають цим концентраційним профілям, але обумовлюють нове бачення структури та властивостей поверхневих шарів дослідженої пари бронза сталь.

Одноточасний аналіз профілів для спряжених під час тертя мікроділянок поверхонь пари бронза-сталь виявляє наявність та локалізацію в поверхневих шарах контактної зони механохімічно утвореного комплексного третьового шару товщиною 1,5 - 2 мкм (рис. 2, а). Підвищення температури на мікроконтактах пари бронза - сталь призводить до своєрідного пересування зони локалізації третьового шару від науглецьованих поверхневих шарів бронзи до окиснених поверхневих шарів сталі (рис. 2, а, криві 1 → 2 → 3).

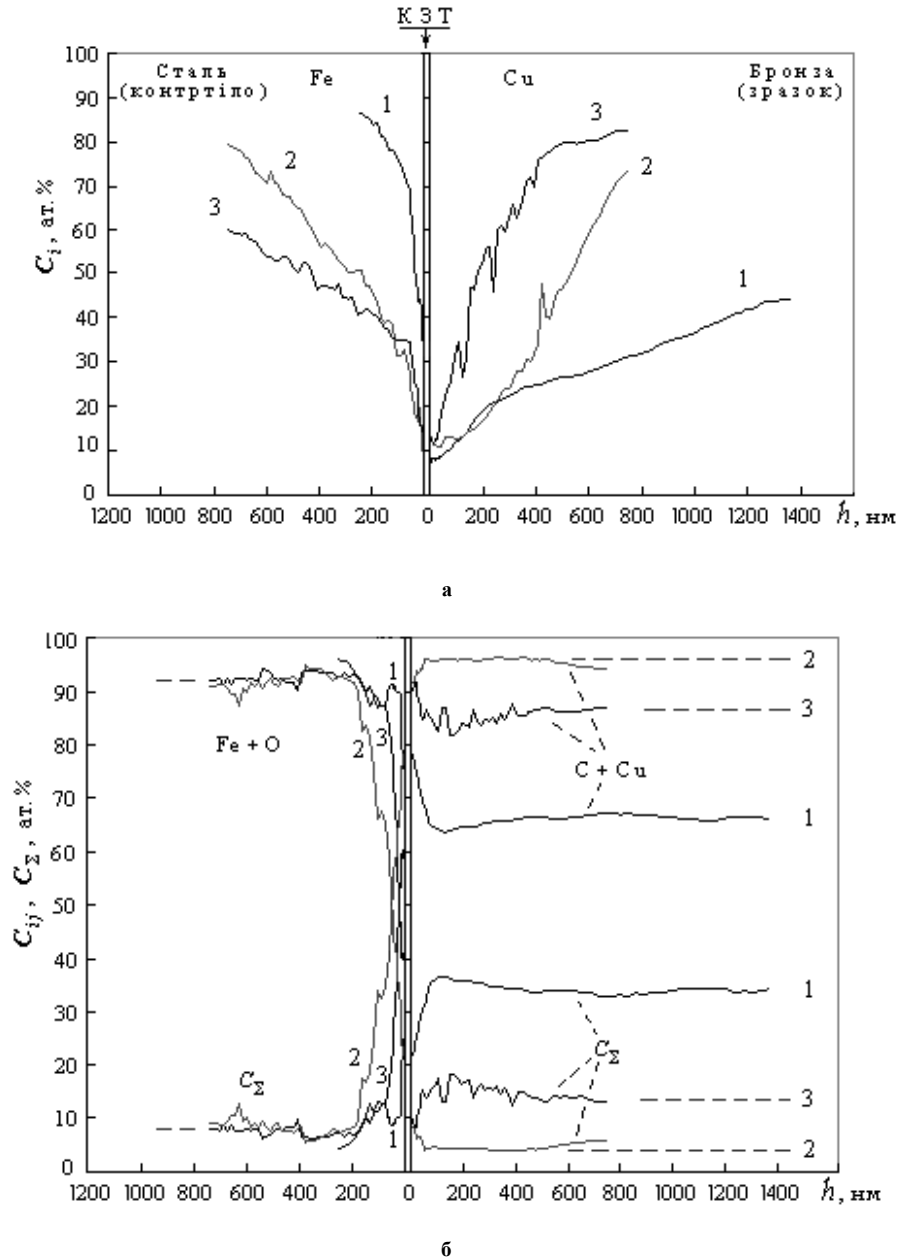


Рис. 2 – Профілі розподілу в тертьових поверхневих шарах пари "бронза-сталь-АМГ-10":
 а – концентрацій C_i заліза та міді;
 б – сумарних концентрацій C_j заліза та кисню для випадку сталі ШХ15, вуглецю та міді для бронзи БрАЖМц, а також сумарних концентрацій C_{Σ} відповідної решти елементів для кожного з металевих сплавів.
 Саморозігрівання пари до температур:
 1 – 50 °С; 2 та 3 – 125 °С (ділянки поверхневих мікрозон 1 та 2 відповідно [1], яким відповідали різні локальні температури ($T_2 > T_1$) мікроконтактів зони тертя).
 Позначення: КЗТ – контактна зона тертя ($h = 0$); h – відстань від КЗТ

Всебічний кореляційний аналіз наведених в [1] концентраційних профілів різних хімічних елементів у поверхневих шарах бронзи та сталі виявив, що на віддалі від граничної поверхні (на рис. 2 – КЗТ) сумарна атомарна концентрація вуглецю та міді в межах механохімічно утвореного поверхневого шару бронзи та сумарна концентрація атомів заліза та кисню в межах відповідного поверхневого шару сталі є приблизно сталими та характеристичними величинами (рис. 2, б, екстраполяційні прямі). Подібні закономірності властиві ізоморфізму – явищу атомарного заміщення одних елементів на інші в кристалах у широких діапазонах зміни відносних концентрацій [7]. Це стало для нас підґрунтям для твердження про композиційний тип структури тертьових поверхневих шарів бронзи (включаючи випадок "сервоїтної плівки") [1], про що йшлося вище під час розгляду сучасного стану проблеми. Значення вказаної характеристичної величини для бронзи вказує атомарну (молярну) долю ізоморфної суміші вуглецю та міді як однієї з мікроструктурних фаз у складі композиційного конгломерату.

Для бронзи водночас із зменшенням товщини її механохімічно утвореного поверхневого шару від збільшення локальної температури мікроконтактів зони тертя доля ізоморфної фази вуглець - мідь спочатку дискретно зростає, а далі зменшується, тобто має екстремальну залежність від температури.

Натомість, залежності на рис. 2, б свідчать, що доля ізоморфної (можливо, наноскопічної) суміші заліза та кисню в поверхневих шарах сталі ШХ15 змінюється в околі усередненого значення 92 ат. %, яке, практично, не залежить від температури експерименту, не зважаючи на значну різницю в ступіні окиснення та товщині механохімічно утвореного поверхневого шару сталі для досліджених випадків. Отже, в поверхневих шарах сталі ШХ15 вказані механохімічні перетворення відбуваються з різною інтенсивністю, але, ймовірно, мають подібну природу.

Аналіз елементної щільності механохімічно утворених поверхневих шарів контактної зони на границях між спряженими мікроділянками поверхонь тертя пари бронза - сталь виявляє (рис. 3) загальні тенденції та структурні особливості в їх тонкоплівковій будові, які будуть проілюстровані далі.

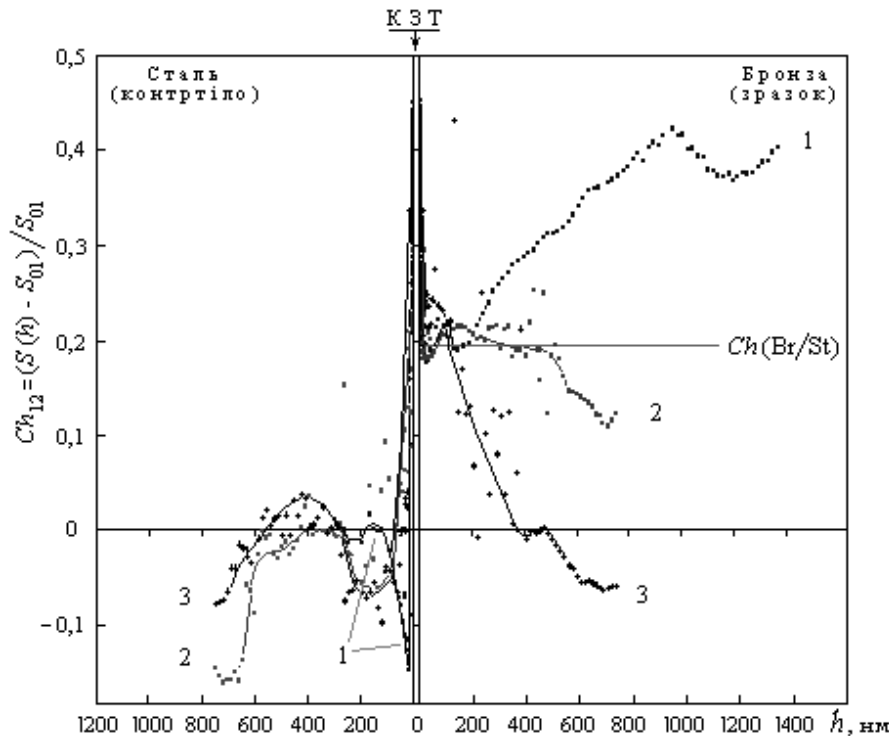


Рис. 3 – Профілі елементної щільності тертьових поверхневих шарів контактної зони пари "бронза БраЖМц – сталь ШХ15 –гідрорідина АМГ-10" в залежності від температури її саморозігрівання: 1 – 50 °С; 2 та 3 – 125 °С (ділянки поверхневих мікрозон 1 та 2 відповідно [1] для різних локальних температур ($T_2 > T_1$) мікроконтактів зони тертя)

Досліджуючи поверхні тертя бронзи та сталі відокремлено одні від інших, згідно з рівняннями (2) та (3) виявляємо характерні для обох матеріалів, хоча й різні за товщиною для різних досліджених випадків, поверхневі шари, що створюють загальну тонкоплівкову комплексну структуру тертьового поверхневого шару в цілому. Структурні типи цих поверхневих шарів з певною мірою умовності можна позначити наступним чином: об'єм матеріалу → підповерхневий елементно-розріджений прошарок → механохімічно утворений приповерхневий шар → перехідний поверхневий елементно-розріджений прошарок → тонкий граничний поверхневий елементно-ущільнений шар (тобто, безпосередньо тертьова границя контактної зони). Аналізуючи ж спряжені ділянки контактної зони водночас (рівняння (4)) отримуємо нагоду відтворити розвиток деформаційно-активованих процесів контактної зони.

Профілі елементної щільності на рис. 3 ілюструють експериментально виявлену за результатами Оже-спектрального аналізу поверхневих шарів різницю між значеннями елементної щільності матеріалів бронзи БраЖМц10-3-1,5 та сталі ШХ15. Характерна для об'єму елементна щільність даної бронзи вища за елементну щільність сталі:

$$Ch(\text{Br/St}) \approx 0,19; S_{02} > S_{01}. \quad (9)$$

Ймовірно, що саме ця обставина обумовлює значне механохімічне ущільнення тонкого граничного поверхневого шару сталі (рис. 3; профілі, спрямовані вліво від КЗТ) у контактній зоні пари бронза-сталь. Максимальне ущільнення цього шару досягається у випадку утворення "сервовитної плівки" на поверхні бронзи (випадок нижчої температури саморозігрівання пари 50 °С). Значення елементної

щільності в цьому разі $Ch_1(h) = 0,45$, що більш ніж вдвічі перевищує значення, характерне для об'єму бронзи (9). Але елементна щільність глибше розташованого механохімічно окисненого приповерхневого шару вже дорівнює об'ємній щільності сталі S_{01} (величина $Ch_1(h) = 0$). Цей приповерхневий шар, що має, як визначено вище, структуру композиційного типу, відмежовується від ущільненого граничного поверхневого шару та від об'єму сталі розрідженими прошарками, для яких величина $Ch_1(h) < 0$. Найбільша ступінь розрідження елементного складу цих прошарків відносно об'єму має величину $Ch_1(h) \approx -0,16$.

Зростання температури контактної зони (випадок 125 °C) викликає зменшення елементної щільності $Ch_1(h)$ граничного поверхневого шару сталі до значень, близьких до об'ємної щільності бронзи (9). Товщина глибшого механохімічно утвореного приповерхневого шару сталі, що має однакову з її об'ємом елементну щільність (рис. 3), зростає від 70 нм (випадок 50 °C) до 400 нм (125 °C). Загалом, зареєстрований за різних температур діапазон зміни значень характеристики елементної щільності поверхневих прошарків $-0,16 \leq Ch_1(h) \leq 0,45$ є характерним для поверхонь тертя сталі ШХ15 в парах сталь-сталь (наприклад, [6]) та обумовлюється загальновідомими процесами перетворення поверхневих шарів сталі в зонах тертя [8, 9].

Профілі елементної щільності поверхневих шарів бронзи (рис. 3; профілі вправо від КЗТ) свідчать про особливості цього матеріалу порівняно зі сталлю. Аналіз кривої 3 у співставленні з відповідними їй кривими на рис. 2 та профілями концентрацій елементів, наведеними в [1], свідчить, що за підвищених температур під механохімічно науглецьованим приповерхневим шаром бронзи утворюється елементно-розріджений підповерхневий прошарок. Найбільший ступінь розрідження цього прошарку близький до ступеня розрідження відповідного прошарку сталі: $Ch_{12}(h) \approx -0,06$. Це значення відповідає (рівняння (2), (7) та (9)) набагато більшому розрідженню відносно об'ємної щільності самої бронзи: $Ch_2(h) \approx -0,22$ (рис. 3).

Отже, для випадку максимальної температури мікроконтактів зони тертя (рис. 3, крива 3) в практично однаково заглиблених підповерхневих прошарках експериментально спостерігаємо ефект вирівнювання елементної щільності матеріалів різної природи, що мають відмінні значення цієї характеристики в своїх об'ємах – підповерхневий шар елементно - щільнішої бронзи (рис. 3 та оцінювання (9)) розріджується значно сильніше у порівнянні з відповідним шаром менш елементно - щільної сталі. Передумови для подібного вирівнювання елементної щільності підповерхневих прошарків можна бачити в розподілі контактних напружень у парі тертя, що створюють тривалу тангенційну деформацію розтягування прошарків [10] за динамічних впливів тертя.

Збільшення концентрації вуглецю в механохімічно утвореному приповерхневому та граничному поверхневому шарах бронзи корелює із зникненням з боку поверхні розрідженого стану та зростанням елементної щільності поверхневих шарів. Сплески ущільнення в приповерхневому шарі (крива 3) сягають величин $Ch_{12}(h) \approx 0,43$ та $Ch_2(h) \approx 0,20$.

За вказаними результатами досліджень робимо висновок, що механохімічне утворення під час тертя такої мікроструктурної фази, як ізоморфна суміш "вуглець - мідь", сприяє ущільненню приповерхневого шару бронзи не тільки відносно матеріалу сталі ШХ15 (величина $Ch_{12}(h)$), але й відносно матеріалу бронзи. Такий же висновок робимо й стосовно фізико-хімічного стану "сервовитної плівки" (рис. 2 та 3, крива 1). В дослідженому нами випадку пари бронза - сталь "сервовитна плівка" – це товстий (більший за 1,5 мкм), сильно елементно ущільнений порівняно з об'ємом бронзи та сталі (максимальне ущільнення $Ch_2(h) \approx 0,19$ та $Ch_{12}(h) \approx 0,42$), механохімічно утворений та "сильно розвинений" приповерхневий шар у поверхневих шарах бронзи.

Суттєво різні товщини механохімічно утворених приповерхневих шарів бронзи та сталі для різних температур контактної зони тертя повинні віддзеркалюватися у вигляді мікроструктурних особливостей поверхонь тертя. З метою виявлення поверхневих прошарків різного типу методами оптичної та електронної растрової мікроскопії дослідили різні мікроділянки поверхонь тертя бронзи та сталі до та після їх розпорощення йонами інертного газу у вакуумній камері спектрометра (рис. 4).

Аналіз мікроструктури вказаних ділянок виявив чисельні підтвердження наявності зміцненого та квазікрихкого стану приповерхневих шарів бронзи та сталі в режимі оптимального перебігу процесів "вибірною перенесення" для досліджуваної пари бронза - сталь (рис. 4, а, б; рис. 1, б; а також результати роботи [1] для сталі), а з іншого боку, засвідчив пластичність механохімічно утвореного приповерхневого шару сталі (рис. 4, г) та розріджений стан підповерхневих прошарків бронзи (рис. 4, в) для цієї ж пари за підвищених температур (125 °C). Для демонстрування реологічних властивостей поверхні тертя загартованої сталі ШХ15 індентором нанесено подряпину поперек напрямку тертя ковзання (рис. 4, г),

яка проілюструвала пластичний стан механохімічно сильно окисненого приповерхневого шару сталі за підвищеної температури саморозігрівання контактної зони тертя.

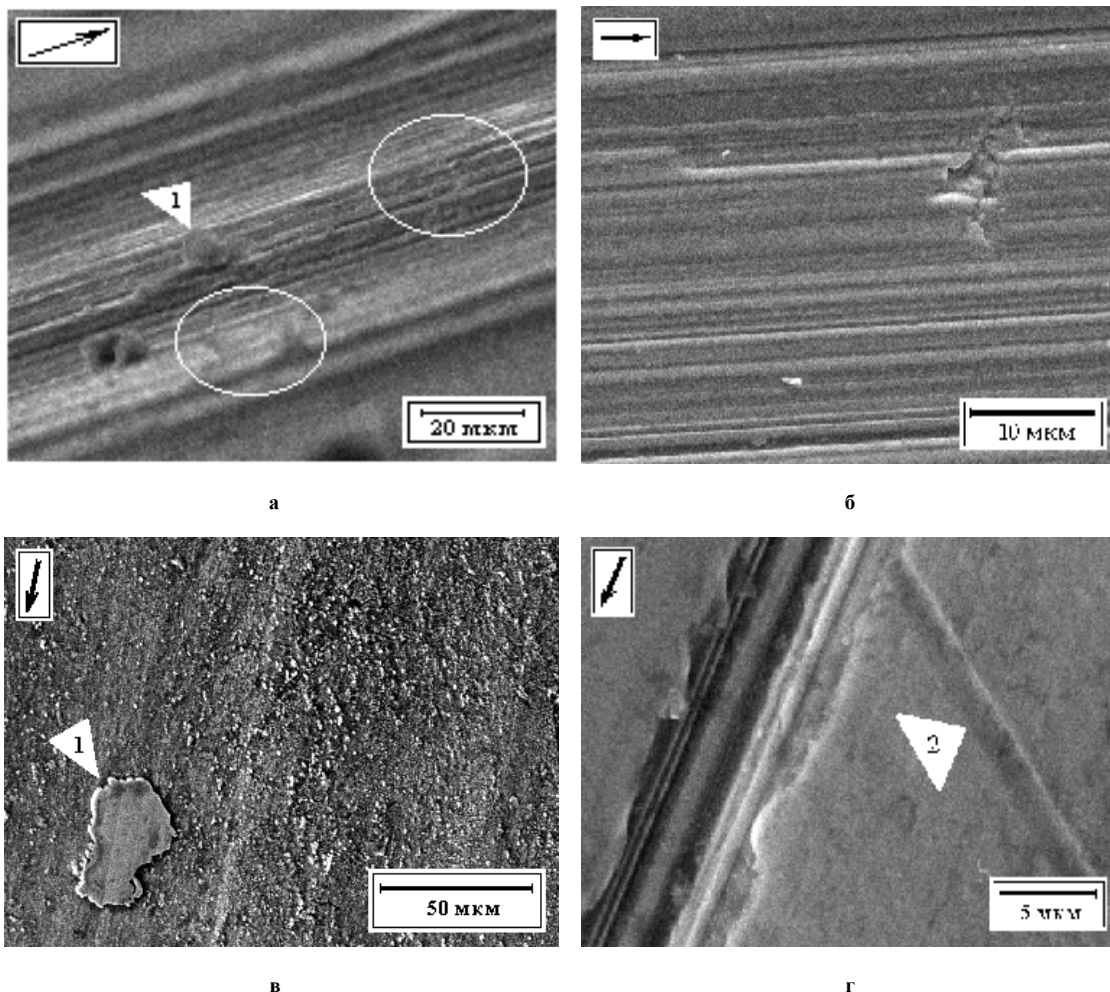


Рис. 4 – Мікроструктурні особливості (SEI) поверхонь тертя пари "бронза (а, в) – сталь (б, г)", що мали візуально "мідний" відтінок для випадку саморозігрівання пари до температур 50 °С (а, б) та 125 °С (в, г):
а – ефекти структурування, а також квазикрихкого руйнування (виділено) приповерхневого шару "сервовитної плівки" на бронзі;
б – квазикрихке руйнування смуг ковзання на поверхні сталі в режимі "вибірнього перенесення";
в – розріджений підповерхневий шар бронзи після розпорощення поверхні зразка на глибину близько 750 нм;
г – пластичність механохімічно утвореного приповерхневого шару сталі та структурування вздовж напрямку тертя її "ювенільних" підповерхневих прошарків.
1 – залишки механохімічно утворених приповерхневих шарів бронзи після розпорощення її поверхні йонами аргону;
2 – подряпина, що підтверджує пластичність приповерхневого шару сталі.
Стрілки вказують напрямок дії сили тертя

Відзначимо, що, не зважаючи на перевагу "сервовитної плівки" (50 °С) за товщиною у складі комплексного третього шару контактної зони (рис. 2, а, крива 1), внаслідок сильно ущільненого елементного стану цієї плівки процеси зсуву, ймовірно, локалізуються в значно тоншому (50 - 100 нм) елементно - розрідженому поверхневому прошарку сталі (рис. 3, крива 1). Аналіз концентраційних профілів хімічних елементів для даного випадку, наведених в [1], виявляє локалізовані саме в цьому окисненому та елементно - розрідженому прошарку сталі максимальні концентрації домішки міді (від 2 до 4,7 ат. %). З боку ж поверхневих шарів бронзи над "сервовитною плівкою" (елементно - ущільненим приповерхневим шаром) утворюється перехідний поверхневий "прошарок" товщиною близько 200 нм, який має елементну щільність "об'ємного матеріалу" бронзи, хоча й характеризується низьким значенням концентрації міді (рис. 2 та 3, крива 1). На нашу думку, цей прошарок створюють поверхневі субмікрозерна, які спостерігали методом електронної растрової мікроскопії на цільній (без розпорощення йонами аргону) поверхні тертя бронзи. Їх характерний розмір був наведений на початку статті. Певний рівень пластичності цих поверхневих субмікрозерен бронзи проілюстровано в [1].

Крива 2 на рис. 2 та 3 відображає наявність поверхневих структур, які є перехідними між відповідними структурами для випадків мінімальної (утворення "сервовитної плівки", крива 1) та

максимальної (сильне відхилення від оптимального перебігу процесів, крива 3) температур саморозігрівання пари бронза - сталь. Загалом, наявність подібних перехідних структур (крива 2) підтверджує виявлені тенденції та свідчить про закономірний перебіг процесів механохімічного утворення тертьових поверхневих шарів досліджуваної пари, який охарактеризуємо наступним чином.

Утворення "сервовитної плівки" в поверхневих шарах бронзи з феноменологічного погляду є, очевидно (хоча це й суперечить електрохімічній концепції її виникнення [3]), механічно активованим екзотермічним процесом, який супроводжується відпуском поверхневих шарів сталі (випадок саморозігрівання до 125 °С; крива 2 на графіках) з наступною зміною характеру механохімічних перетворень поверхневих шарів бронзи та сталі (крива 3). Інтенсивне охолодження пари бронза-сталь у початковий період її припрацювання до наближеного до кімнатних температур рівня (випадок 50 °С; крива 1 на графіках) уповільнює процеси відпуску сталі, чим обумовлює стабільний перебіг ефектів кооперативного утворення зносостійкої структури в контактній зоні тертя цієї пари.

Висновки

Після чіткої ідентифікації на феноменологічному та мікроскопічному рівнях ефекту "вибірною перенесення" досліджено закономірності зміни елементної щільності та мікроструктури поверхневих шарів бронзи та сталі на границях між спряженими мікроділянками контактної зони тертя пари бронза-сталь під впливом температури. Вивчено загальні принципи тонкоплівкової побудови комплексного тертьового поверхневого шару контактної зони в цілому, що полягають у закономірному розташуванні елементно-ущільнених поверхневих шарів та елементно-розріджених структурних прошарків.

Виявлено, що механохімічне утворення в зоні тертя мікроструктурної ізоморфної фази "вуглець-мідь" сприяє ущільненню поверхневих шарів бронзи. У випадку дослідженої пари бронза - сталь "серво-витна плівка" – це товстий (близько 2 мкм), елементно - ущільнений порівняно з об'ємом бронзи та сталі, квазикрихкий механохімічно утворений приповерхневий шар у поверхневих шарах бронзи, прикритий з боку поверхні пластичними субмікрозернами та тонким граничним елементно - ущільненим поверхневим шаром на основі вуглецю. Утворення "сервовитної плівки" в поверхневих шарах бронзи з феноменологічного погляду є механічно активованим екзотермічним процесом, який супроводжується відпуском поверхневих шарів сталі. Інтенсивне охолодження пари бронза - сталь у початковий період її припрацювання обумовлює стабільний перебіг ефектів кооперативного утворення зносостійкої структури в контактній зоні тертя цієї пари.

Література

1. Кіндрачук М.В., Міщук О.О., Данілов А.П., Хлевна Ю.Л. Особливості взаємодії та стан поверхонь тертя пари бронза-сталь // Проблеми трибології. – 2013. – № 1(67). – С. 58-69.
2. Кіндрачук М.В., Лабунець В.Ф., Пашечко М.І., Корбут Є.В. Трибологія. – К.: НАУ-друк, 2009. – 392 с.
3. Гаркунов Д.Н. Триботехника (износ и безызносность): 4 изд. – М.: МСХА, 2001. – 606 с.
4. Schell J., Heilmann P., Rigney D.A. Friction and wear of Cu-Ni alloys // Wear. – 1982. – V. 75. – P. 205-220.
5. Міщук О.О. Методологія Оже-спектрального дослідження тонкоплівкової структури поверхонь тертя / Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – Київ: НАУ-друк, 2010. – Вип. 53. – С. 59-70.
6. Міщук О.О., Телемко О.В., Цаплій М.П. Багатоваріантність механохімічного структурування сталевих поверхні в контактній зоні тертя під впливом дитіофосфату // Проблеми тертя та зношування. – 2013. – № 2 (61). – С. 29-36.
7. Макаров Е.С. Изоморфизм атомов в кристаллах. – Москва: Атомиздат, 1973. – 288 с.
8. 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.
9. Шевеля В.В., Олександренко В.П. Трибохимия и реология износостойкости. – Хмельницький: ХНУ, 2006. – 278 с.
10. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. – М.: Мир, 1989. – 510 с.

Поступила в редакцію 13.11.2013

Kindrachuk M.V., Mishchuk O.A., Khlevna Yu.L., Danilov A.P. **Peculiar state of surface layers of the branch-steel pair contact friction zone.**

By the methods of Auger electron spectroscopy and nanoscopic surface layer ion etching, scanner electron and optical microscopy, the conjugate micro-regions of the friction surfaces of the bronze-steel pair were archived. New data about the creation mechanism and properties of surface "served film" on the bronze were found. The elemental density and surface thin-layer structure of friction contact zone were analyzed. The high dense elemental state of the "served film" in the branch pre-surface layer was evinced.

Key words: branch, steel, friction, surface layers, density, Auger analysis.

Reference

1. 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. *Problems of Tribology*. 2013. No. 1 (67). P. 58-69.
2. Kindrachuk M.V., Labunets V.F., Pashechko M.I., Korbut E.V. *Tribology*. Kyiv: NAU-Druk, 2009. 392 p.
3. Garkunov D.N. *Tribotechniques (wear and without wear): 4 ed.* Moscow: MCKhA, 2001. 606 p.
4. Schell J., Heilmann P., Rigney D.A. Friction and wear of Cu-Ni alloys. *Wear*. 1982. V. 75. P. 205-220.
5. Mishchuk O.A. Methodology of Auger electron study of thin-structure of friction surfaces. *Problems of Friction and Wear: Sci. Tech. Magazine*. Kyiv NAU-Druk, 2010. V. 53. P. 59-70.
6. Mishchuk O.A., Telemko O.V., Tsapliy M.P. Variety of steel surface tribochemical structurization in friction contact zone at dithiophosphate actions. *Problems of Friction and Wear*. 2013. No. 2 (61). P. 29-36.
7. Makarov E.S. *Atomic isomorphism in crystals*. Moscow, Atomizdat, 1973. 288 p.
8. Kostetsky B.I., Nosovsky I.G., Karaulov A.K., Bershinsky L.I., Kostetskaya N.B., Lyashko V.A., Sagach M.F. *Material surface strength at friction*. Ed. B.I. Kostetsky. Kyiv, Techniques, 1976. 296 p.
9. Shevelya V.V., Oleksandrenko V.P. *Tribochemistry and rheology of wear-firmness*. Khmelnytskyi: KhNU, 2006. 278 p.
10. Johnson K.L. *Contact mechanics*. Cambridge, Cambridge University Press, 1985.