

*М. Н. Свирид, канд. техн. наук, доц.,  
И. А. Кравец, док. техн. наук, проф.,  
С. Н. Заднепровская, асп.,  
А. Ю. Сидоренко, канд. техн. наук, доц.,  
Г. А. Волосович, канд. техн. наук, проф.*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РЕВЕРСИВНОМ ТРЕНИИ В ИМПУЛЬСНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ**

Национальный авиационный университет, E-mail: color7@ukr.net

*Приведены результаты исследований материалов при реверсивном трении в импульсном магнитном поле. Исследовано влияние импульсного магнитного поля на трибологические свойства пары трения, установлены оптимальные параметры восстановления прецизионных пар трения.*

**Обзор исследований.** В исследованиях [1] установлено, что магнитные поля (МП) с индукцией 1–10 Тл могут вызывать в диамагнитных диэлектрических кристаллах и полимерах долговременные остаточные изменения их пластических свойств. Работы [2; 3] объясняют это влиянием МП на кинетику и выход спин-зависимых реакций в подсистеме парамагнитных структурных дефектов, которые влияют на подвижность дислокаций.

Магнитопластический эффект впервые был обнаружен в 1985 г. в Институте кристаллографии РАН группой профессора В.И. Альшица [4]. Эффект заключается в смещении нововведенных краевых дислокаций в кристаллах NaCl, помещенных в постоянный магнит или электромагнит с индукцией до 1 Тл, также в кристаллах наблюдалось изменение пробегов дислокаций и микротвердости.

Магнитопластический эффект может быть использован при:

- управлении пластическими свойствами материалов в процессе их штамповки,ковки и других формообразующих процессов;
- иницировании релаксации внутренних механических напряжений в тех материалах, где термически стимулированная релаксация невозможна;

– созданию новых методов исследования элементарных актов пластической деформации на электронно-спиновом уровне [5].

Наибольшую сложность для экспериментаторов представляло изучение влияния МП на пластичность металлов. Первые исследования проведены на Cu, Al, Ag [6; 7].

Авторы [8] установили экспериментально, что обработка кристаллов  $C_{60}$  в импульсном (однополупериодная синусоида) МП уменьшает микротвердость образцов, а обработка в постоянном магнитном поле не приводит к изменению микротвердости образцов. Причиной изменения микротвердости может быть движение дислокаций. Таким образом, авторы обнаружили магнитоэластический эффект в кристаллах  $C_{60}$  при обработке в импульсном МП.

Магнитное поле также оказывает влияние на дислокации и их стопоры, что может привести к ускоренному массопереносу по дислокационному или дислокационно-диффузионному механизму. Этот эффект наблюдается в переменном МП и отсутствует при воздействии на образец постоянным МП [9].

При наложении импульсного магнитного поля (ИМП) происходит перемагничивание образца [10] и изменяется период доменной структуры. Таким образом, доменные границы, которые двигаются при намагничивании, активно взаимодействуют с дислокациями, что приводит к более эффективному массопереносу. Это взаимодействие носит магнитоупругий характер и может играть роль при повышенных температурах, когда атомные перемещения интенсивнее и среда диффузии сохраняется ферромагнитной.

**Цель работы:** исследовать образование трибологических плёнок под действием импульсного МП:

- при однополупериодном сигнале электрического тока на МП и прерыванием сигнала с частотой 6,25; 12,5; 25 и 50 Гц;
- при выпрямленном сигнале электрического тока на МП и соответственно прерыванием сигнала с частотой 6,25; 12,5; 25 и 50 Гц;
- исследовать топографии поверхностей, определить оптимальный режим работы пары трения.

**Материалы и методика исследований.** Исследования проводились на трибологической установке (рис. 1), которая состоит

из источника питания, осциллографа, прерывателя, амперметра для регистрации тока в зоне трения, амперметра для регистрации тока, проходящего через магнитопровод, катушки индуктивности, емкости для рабочей среды, емкости для рабочей среды, нагрузки, узла трения [11].

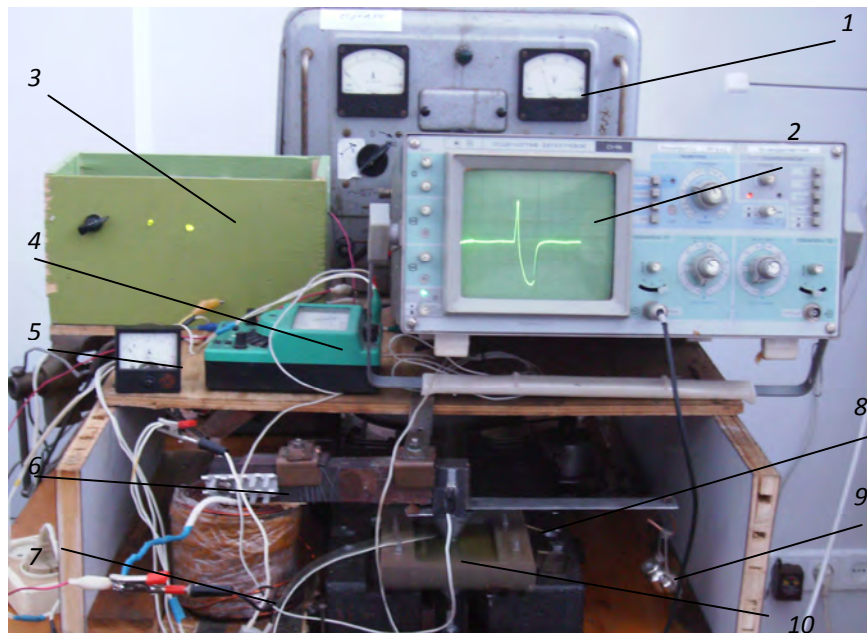


Рис. 1. Установка для исследования материалов на трение и износ при реверсивном трении в магнитном поле: 1 – источник питания; 2 – осциллограф; 3 – прерыватель; 4 – амперметр для регистрации тока в зоне трения; 5 – амперметр для регистрации МП; 6 – магнитопровод; 7 – катушка индуктивности; 8 – емкость для рабочей среды; 9 – нагрузка; 10 – узел трения

Направление магнитного поля задавали с помощью диодов  $VD1$  и  $VD2$  в соответствии схемы на рис. 2, при этом необходимо было изменять позицию прерывателя. Контакты 1 и 2 контролировали положение прерывателя при проведении эксперимента. Если прерыватель расположен в позиции 1, то катушкой индуктивности создается магнитное поле N/S, а прерыватель позволял подавать импульс тока на катушку с частотой 6,25 – 25 Гц. При расположении прерывателя в позиции 2

создавалось магнитное поле с направлением S/N и также регулировался электрический ток с частотой 6,25 – 25 Гц.

Характер сигнала показан на рис. 3, а. Несущая частота составляет 50 Гц сетевого напряжения, а огибающая частота прерывателя в зависимости от поставленной задачи 6,25 – 25 Гц.

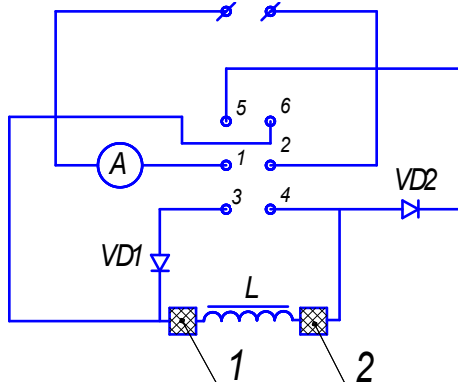


Рис. 2. Электрическая схема подключения установки: 1 – расположение прерывателя для создания МП с направлением N/S; 2 – расположение прерывателя для создания МП с направлением S/N

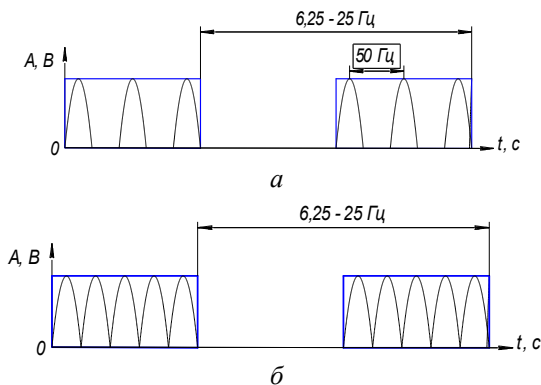


Рис. 3. Частота импульсного тока: а – импульсный однополупериодный ток; б – импульсный выпрямленный ток

Для исследования использовали образцы, близкие по механическим и химическим свойствам к материалам плунжерной пары насоса. Так, рабочий образец, изготовленный из стали 65Г, имел форму цилиндра диаметром 4 мм и длиной 33 мм, закаленный

на мартенсит. Контртело представляло собой пластину из латуни ЛС59-1 размерами 20×50×2 мм. Рабочей средой служило масло М10Г2к, в качестве материала восстановителя в зону трения добавлялся парамагнитный порошок олова. Исследования проводили на скорости трения 0,12 м/с при реверсивном движении пары трения. Нормальную нагрузку на рабочий образец задавали до 3,5 МПа. Магнитное поле носило импульсный характер с величиной магнитной индукции до 110 мТл.

**Результаты исследований.** Контактная характеристика материалов в процессе трения значительно отражается на эксплуатационных параметрах механизма и учитывать её невозможно [12]. Санкционированное управление перемещением элементов в процессе трения становится актуальной задачей. Для определения условий изнашивания и изменения состояния поверхностей пары трения в ИМП проведены исследования с направлением поля в сторону образца S/N. Импульсная раскочка кристаллической решётки приносит успех в деформации металла [6; 7; 8], но интерес представляет выпрямленное действие МП на деформированную поверхность трения. Для этого изменяем направление тока параллельным подключением к катушке магнитопровода диода. Это позволило отрезать нижнюю полуволну сигнала (рис. 3, б), что в свою очередь, генерировало импульсное МП, направленное в одну сторону.

Такое решение способствовало интенсификации процессов пластической деформации на поверхности трения.

Результаты испытаний на трение стали 65Г по ЛС59-1 в моторном масле М10Г2к представлены на графиках рис. 4, а (ИМП создается согласно рис. 3, а) и рис. 4, б (характер сигнала показан на рис. 3, б). Кривые 3 и 4 характеризуют пару трения (рис. 4, а), с однополупериодным сигналом, где виден суммарный износ, что достигает от 7 мкм при импульсе прерывания 6,25 Гц и более 10 мкм при 25 Гц.

Процессы трения в выпрямленном ИМП (см. рис. 3, б) сужают суммарный износ до положительных значений при прерывании с частотой 6,25 Гц, т.е. поверхности восстанавливаются за счёт образования плотных трибоплёнок из состава продуктов износа обоих образцов и химическим взаимодействием составляющих масла. Деформационные процессы при импульсном воздействии прерывателя с частотой 6,25 Гц

активно влияют на кристаллические решётки металлов, активизируя процессы окисления в среде масла. Дальнейшее повышение частоты прерывания снижает эффективность процесса, восстанавливая рабочий образец и доводя суммарный износ до нуля (рис. 4, б кривые 3, 4). Характерные топографии поверхностей трения при переменном воздействии несущей частоты показаны на рис. 5, а и б), где видны окисные плёнки, которые в свою очередь активно разрушаются при трении и уносятся из зоны контакта. Выпрямленное воздействие ИМП значительно уменьшает образование окислов.

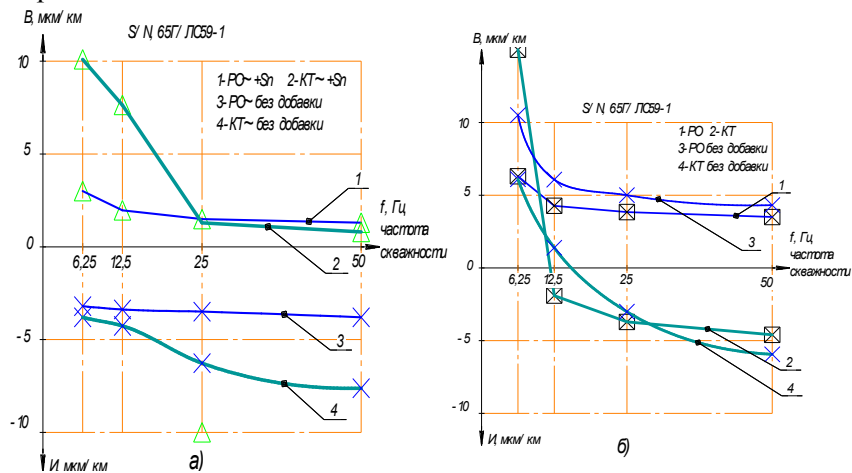


Рис. 4. Графики зависимости износа (восстановления) от частоты прерывания тока при направлении магнитного поля S/N: а – при однополупериодном сигнале электрического тока (см. рис. 3, а); б – при выпрямленном сигнале переменного электрического тока (см. рис. 3, б)

Очевидно, это происходит за счёт более активного вытеснения кислорода из зоны трения, так как активный окислитель элемент диамагнитного происхождения, который в МП смещается в сторону отрицательного градиента действия силовых магнитных линий. Характер поверхности трения показан на рис. 5, в и г.

При добавлении модификатора – парамагнитного порошка олова – наблюдается существенное смещение системы в сторону уменьшения энтропии. Это видно по уменьшению износа как каждого образца в отдельности, так и суммарного износа (см. рис. 4, а кривая 1 – РО и 2 – КТ). Обе кривые сместились в зону восстановления на

частоте прерывании 6,25 Гц, что свидетельствует об активации деформации поверхностей трения, при которой налипает порошок на обе поверхности (см. рис. 6, в и з), особенно на КТ. При условии воздействия выпрямленным ИМП, характер сигнала (см. рис. 3, б), образуются тонкие пленки модифицированного порошка на ферромагнетике – РО (рис. 6, в). На КТ также осаджается олово, тем самым ускоряя процесс восстановления. Поверхность КТ более шероховата, но полученное олово устраняет эти недостатки (рис. 6, з). Повышение частоты прерывания нивелирует активность деформационных составляющих системы трения.

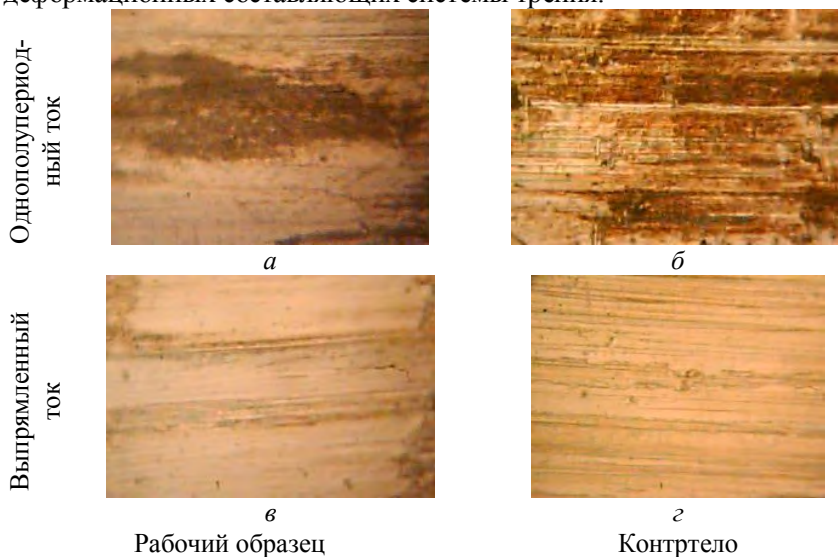


Рис. 5. Топографии поверхностей в среде масла М10Г2к при направлении ИМП S/N

Изменение направления ИМП на N/S смещает процесс перемещения продуктов износа от РО в направлении к КТ. Такой механизм продиктован направлением силовых линий в зазоре магнитопровода (см. рис. 1 позиция б). Направление МП в сторону КТ указывает на участие ферромагнитных частичек в механизме абразивного изнашивания, так как они остаются в зоне действия МП, и активно царапают более мягкий материал КТ. После этого продукты износа латуни – диамагнитного материала – выносятся МП за пределы зоны трения, отчего увеличивается износ КТ. Из

представленного графика (рис. 7, а) видим, что все кривые опустились вниз, что указывает на повышение износа. Кривые 3 и 4 чётко коррелируются топографией поверхности, где видны следы износа на КТ и образование трибологических плёнок на поверхности трения РО (рис. 8, а и б).

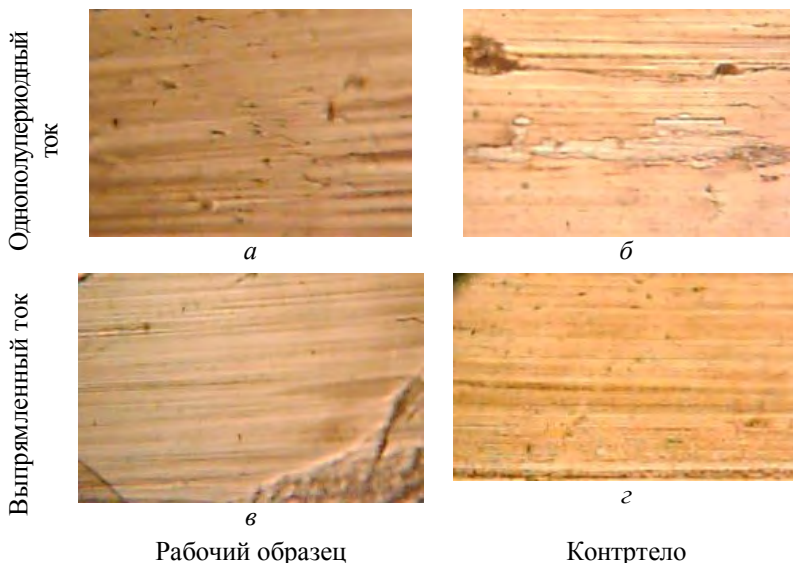


Рис. 6. Топографии поверхностей трения с добавлением модифицирующего порошка олова при направлении ИМП S/N

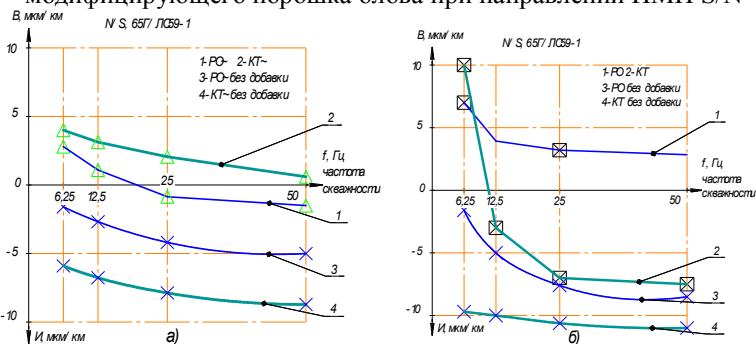


Рис. 7. Графики зависимости износа (восстановления) от частоты прерывания при направлении магнитного поля N/S: а – при однополупериодном сигнале электрического тока (см. рис. 3, а); б – при выпрямленном сигнале электрического тока (см. рис. 3, б)



На графике (см. рис. 7, б) кривые 3 – РО и 4 – КТ указывают на значительное увеличение износа, к механизму которого добавляется деформационная составляющая, которая провоцирует окисление поверхности с образованием крупных трибологических плёнок (рис. 8, в, и г) как РО, так и КТ.

Характер топографии поверхности трения показан на рис. 8, в и г. Если принять, что выпрямленное ИМП активно влияет на деформационную составляющую, отчего разрыхляется поверхность, то это приведет к увеличению износа (кривая 3 и 4 рис. 7, б).

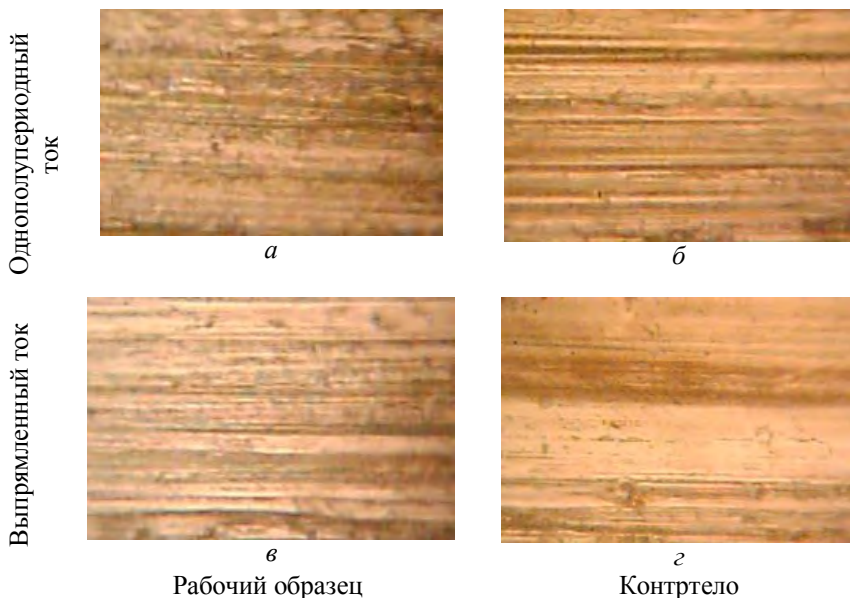


Рис. 8. Топографии поверхностей в среде масла М10Г2к при направлении ИМП N/S

Добавка парамагнитного порошка увеличивает механическую составляющую, которая заключается в смещении парамагнетика в сторону положительного градиента МП с дальнейшим размазыванием его по поверхностям трения. Добавка олова в зону трения при воздействии однонаправленной несущей с прерыванием сигнала с частотой 6,25 Гц МП значительно увеличивает противостояние износу. Такие процессы происходят за счёт парамагнитных свойств, к которым добавляется

деформация поверхности трения, что увеличивает диффузию внешних составляющих в поверхность трения. На рис. 9, *a* и *б* видны пленки прилипшего олова, что свидетельствует о наличии на поверхности трения размазанного порошка олова, что указывает на процесс восстановления поверхностей (см. рис. 7, *a*, кривые 1 и 2).

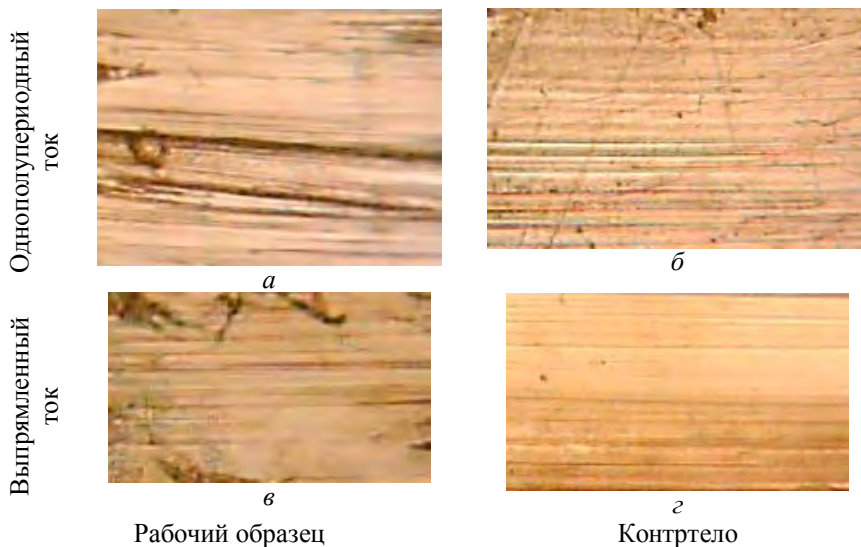


Рис. 9. Топографии поверхностей с модифицирующим порошком олова при направлении ИМП N/S

Условия трения стали по латуни под действием однонаправленного ИМП с добавкой олова характеризуются процессом восстановления ферромагнетика 65Г и износом диамагнитного материала ЛС59-1. Механизм двойственности объясняется выбиванием диамагнитной составляющей (меди и цинка) из состава латуни, а парамагнитное олово намазывается на сталь.

### Выводы

1. Исследовано влияние ИМП на трибологические свойства пары трения и установлено, что поверхности наиболее работоспособны в условиях выпрямленного сигнала электрического тока на ИМП. При данных параметрах внешнего источника образуются обеднённые кислородом трибологические плёнки.

2. Определено, что при выпрямленном сигнале МП и импульсном прерывании с частотой 6,25 Гц трибосистема восстанавливается, при этом используя элементы порошка восстановителя и рабочей среды.

3. Установлено, что расположение поверхности трения у полюса S/N при реверсивном движении образцов является предпочтительным направлением МП для восстановления.

### Список литературы

1. *Yu.I. Golovin and R.V. Chem. Rev.*, 24, 1 (1998).
2. *M.I. Molotskii, R.E. Kris and V.N. Fleurov, Phys. Rev. B* 51, 12531 (1995).
3. *В.И. Альшиц, Е.В. Даринская, О.Л. Казакова, ЖЭТФ* 111, 615 (1997).
4. *Альшиц В.И., Даринская Е.В., Перекалина Т.М. Урусовская А.А. ФТТ*, 1987, т. 29, № 2, с. 467–470.
5. *Р.Б. Моргунов. Спин-зависимые реакции между дефектами структуры и их влияние на пластичность кристаллов в магнитном поле. (Аналитический обзор) // Вестник РФФИ. – №2, 2003.*
6. *Galligan J.M., Lin T.H., Pang C.S. Phys. Rev.Lett.*, 1977, v. 38, № 8, p. 405–407.
7. *Galligan J.M., Pang C.S. Appl. Phys.* 1979, v.50, № 10, p. 6253–6256.
8. *Ю.А. Осипьян, Ю.И. Головин, Д.В. Лопатин, Р.Б. Моргунов, Р.К. Николаев, С.З. Шмурак. Влияние импульсного магнитного поля на микротвердость монокристаллов C<sub>60</sub>. // Письма в ЖЭТФ, том 69, вып.2, 1999г. –С.110–113.*
9. *Бойко Ю.И., Клиничук Ю.И., Куц В.М. и др. // Порошковая металлургия. 1989. № 12. –С. 14–18.*
10. *М.А. Вержасковская, С.С. Петров, А.В. Покоев. Влияние импульсного магнитного поля низкой частоты на диффузию Al и плотность дислокаций в Fe // Вісник Черкаського національного університету. 2007. Випуск 117. Серія «Фізико-математичні науки». –С. 81–86.*
11. *Патент на корисну модель № 45574, МПК G01N 3/56. Пристрій для дослідження матеріалів на тертя та зношування при зворотнопоступальному русі / Свирид М.М., Кудрін А.П., Задніпровська С.М., Ловейко М.Г., Морозова І.В. Заявлено 29.07.2009; Опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21.*
12. *Особливості фізико-хімічних процесів між металевими поверхнями тертя В.В. Широков, О. Білоус. // Фізика і хімія твердого тіла. Т. 11, № 1 (2010) –С. 214–220.*

*Свирид М.М., Кравець І.А., Задніпровська С.М., Сидоренко О.Ю., Волосович Г.А. Дослідження матеріалів при реверсивному терті в імпульсному магнітному полі // Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2010. – Вип. 53. – С.147–158.*

Наведено результати досліджень матеріалів при реверсивному терті в імпульсному магнітному полі. Досліджено вплив імпульсного магнітного поля на трибологічні властивості пари тертя, встановлено оптимальні параметри відновлення прецизійних пар тертя.

Рис. 9, список літ.: 12 найм.

### **The research of materials at a reversible friction in the impuls magnetic field**

The results of researches of materials at a reversible friction in the impuls magnetic field are resulted in the article. The influence of impuls magnetic field on tribological properties of friction pair is researched; the optimum parameters of renewal of precision pair of friction are set.

Стаття надійшла до редакції 26.05.10

## ЗАЛЕЖНІСТЬ ГІДРОАБРАЗИВНОЇ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ ВІД ПРИРОДИ І ВМІСТУ ДВОКОМПОНЕНТНОГО НАПОВНЮВАЧА

<sup>1</sup>Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

<sup>2</sup>Луцький національний технічний університет

*Досліджено вплив вмісту і природи дисперсних наповнювачів на відносну зносостійкість епоксидних композитів. Встановлено, що зношування композитних матеріалів залежить від кута атаки гідроабразивної суміші, фізичної природи, вмісту полідисперсного двокомпонентного наповнювача і фізико-механічних властивостей композитів. За результатами дослідження рекомендовано покриття з підвищеними експлуатаційними характеристиками для захисту від гідроабразивного зношування технологічного устаткування.*

**Постановка проблеми.** Значну кількість полімерів використовують у вигляді конструкційних матеріалів для виготовлення різноманітних виробів і обладнання загального та спеціального призначення [1; 2]. Такі матеріали повинні характеризуватися поліпшеними фізико-механічними і підвищеними експлуатаційними характеристиками, а також високою економічністю при формуванні у виробі [3–6]. У цьому плані перспективним є використання полімерних матеріалів і покриттів на епоксидній основі, які відзначаються високими адгезійними, когезійними характеристиками, корозійною тривкістю і зносостійкістю [7–12].

Перспективним напрямком полімерного матеріалознавства є розроблення композитів на епоксидній основі, наповненими дисперсними частками різної фізичної природи. Відомо, що введення наповнювачів забезпечує поліпшення фізико-механічних властивостей композитних матеріалів (КМ) у комплексі, таких як міцність, жорсткість, ударна в'язкість та ін. [13]. Крім того, при введенні дисперсних часток епоксидні композити набувають нових функціональних властивостей: електропровідності, термо- і

теплостійкості та ін. Такі композити експлуатують у широкому діапазоні температур і циклічних навантажень. Актуальним також є використання дешевих наповнювачів (відходи від промислового виробництва), окрім підвищення експлуатаційних характеристик епоксидних КМ, приводить до економії конструкційних матеріалів, що вигідно з економічної і екологічної точки зору.

**Аналіз останніх досліджень і публікацій.** Аналіз літературних джерел вказує на значний вплив природи і об'ємного вмісту наповнювача на властивості КМ, у тому числі і зносостійкість [14–18]. При цьому М.В.Кіндрачуком [14] і В.В.Шевелею [15] показано, що на зносостійкість гетерогенних матеріалів суттєво впливає напружений стан, який, у свою чергу, визначається перебігом фізико-хімічних процесів при структуроутворенні композитів на межі поділу фаз. Відомі експериментальні та теоретичні дані не дають змоги робити висновки про розподіл напружень у КМ, які експлуатують в реальних умовах. Проте слід зауважити, що під час зношування максимальні напруження виникають у мікрооб'ємах зовнішніх поверхневих шарів (ЗПШ), які формуються навколо дисперсних часток наповнювача у полімерній матриці. Об'єм таких шарів визначається активністю поверхні наповнювача і залежить від процесів міжфазової взаємодії при формуванні епоксикомпозитів. При цьому встановлено, що для поліпшення когезійної міцності, а, відповідно, і зносостійкості КМ у зв'язувач необхідно вводити наповнювачі з частками різної дисперсності [13]. Це забезпечить формування тиксотропної гетерогенної системи зі структурою, де максимальна кількість полімера перебуватиме у стані ЗПШ. Під ЗПШ розуміємо шари, що виникають на межі поділу у системі “епоксидний зв'язувач – наповнювач” і мають відмінні характеристики від наповнювача і матриці. Вони формуються з адсорбційних шарів і шарів, що мають інші оптичні характеристики і, на нашу думку, відрізняються напруженнями.

Відомо [19], що формування напруженого стану залежить від величини нормального і тангенціального навантаження, яке визначається кутом дії гідроабразивної суміші на КМ. Залежно від напрямку ударної дії на поверхні матеріалів суттєво збільшуються нормальні і тангенціальні напруження, величина яких залежить від

когезійної міцності епоксикомпозитів. Тому важливим, з наукової і практичної точки зору, є проведення досліджень з метою визначення впливу кута атаки гідроабразивної суміші на зносостійкість КМ. У зв'язку з цим, задля розроблення нових епоксидних КМ і захисних покриттів на їх основі, а також можливості керування їх експлуатаційними характеристиками у широкому діапазоні температур і циклічних навантажень виникає практична необхідність дослідження зносостійкості епоксикомпозитів при різних напружено-деформованих станах залежно від вмісту і фізичної природи введеного у зв'язувач двокомпонентного полідисперсного наповнювача, а, отже, і фізико-механічних властивостей матеріалів.

**Метою роботи** є дослідження впливу напружено-деформованого стану у епоксикомпозитних матеріалах на їх гідроабразивну зносостійкість від вмісту дисперсних наповнювачів різної фізичної природи і розмірів.

**Матеріали і методика дослідження.** Об'єктом дослідження вибрано епоксидний олігомер марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84). Для зшивання композицій використано твердник поліетиленполіамін ПЕПА (ТУ 6-05-241-202-78). Як пластифікатор використано дибутилфталат (ГОСТ 2102-72). Зв'язувач формували при такому вмісті інгредієнтів, мас.ч.: епоксидний олігомер ЕД-20 – 100, пластифікатор дибутилфталат – 8, твердник ПЕПА – 8. З метою з'ясування впливу фізичної природи і топології поверхні наповнювачів на властивості КМ використано грубодисперсні (63мкм) і дрібнодисперсні (10...20мкм) частки. Як грубодисперсні наповнювачі застосовували зольні мікросфери (ЗМ) (ТУ 5712-010-80338612-2008), частки коричневого шламу (КШ) і карбіду кремнію. Як дрібнодисперсні наповнювачі використовували частки вспученого вермикуліту (ВВ), газової сажі (ГС) і оксиду хрому зеленого (ГОСТ 2912-79).

Зольні мікросфери є мінеральними відходами, що містяться у золі при спалюванні вугілля на електростанціях. Перевагою їх використання є низька густина, невеликі розміри, сферична форма, висока температура плавлення. Хімічний склад ЗМ, %:  $\text{SiO}_2$  – 55,0...59,0;  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 27,0...31,0;  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  – 4,6...5,5;  $\text{K}_2\text{O}$  – 3,2...3,7;  $\text{CaO}$  – 1,1...1,8;  $\text{MgO}$  – 1,3...1,7;  $\text{TiO}_2$  – 0,1...1,1;  $\text{SO}_2\text{SO}_3$  – 0,05...1,00;  $\text{Cl} < 0,1$ .

Коричневий шлам як доступний і активний наповнювач вводили для здешевлення КМ та активації взаємодії на межі фаз. КШ складається з суміші оксидів (мас.ч.): оксид заліза – 46...48, оксид алюмінію – 7...9, оксид кремнію – 12...14, оксид кальцію – 18...21, оксид магнію – 1...2, оксид титану – 4...7, оксид ванадію – 1,5...2,5, оксид олова – 0,9...1,6, оксид барію – 0,7...1,0, інші оксиди – до 100.

Вспучений вермикуліт є пористим матеріалом у вигляді лускатих часток, який отримують відпалом вермикулітового кноцентрата – гідрослюди, що містить між елементарними шарами зв'язану воду. Хімічний склад ВВ, %:  $\text{SiO}_2$  – 33...36;  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  – 5...17;  $\text{FeO}$  – 0,2;  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 6...18;  $\text{MgO}$  – 14...25;  $\text{CaO}$  – 1,2...2,0;  $\text{K}_2\text{O}$  – 3...5;  $\text{Mn}$  – 0,06;  $\text{Na}_2\text{O}$  – 0,5;  $\text{TiO}_2$  – 0,4;  $\text{pH}(\text{H}_2\text{O})$  – 6,8...7,0.

Композити формували за такою технологією: дозування компонентів, суміщення пластифікатора та епоксидної смоли ЕД-20, термооброблення суміші протягом часу  $\tau = 4,0 \pm 0,1$  год при температурі  $T = 393 \pm 2$  К, суміщення часток і зв'язувача, введення твердника ПЕПА, затвердження композиції за експериментально встановленим режимом: формування зразків та їх витримка протягом 2-х год при температурі  $T = 293 \pm 2$  К, нагрівання зі швидкістю 3 град/хв до температури  $T = 393 \pm 2$  К, витримка протягом часу  $\tau = 2,0 \pm 0,05$  год, охолодження до температури  $T = 293 \pm 2$  К. Далі зразки витримували протягом часу  $\tau = 60$  год на повітрі при температурі  $T = 293 \pm 2$  К з наступним проведенням випробувань.

Відносно стійкість до гідроабразивного зношування КМ визначали за методикою випробування матеріалів і покриттів на газоабразивне зношування з використанням відцентрового прискорювача (ГОСТ 23201-78). Методика дозволяє моделювати реальні процеси спрацювання деталей механізмів під дією гідроабразиву (рис. 1). Швидкість обертання ротора відцентрового прискорювача становила 3000 об/хв. Як гідроабразивну суспензію використано суміш технічної води і абразивних часток (5:1 у об'ємі) [20]. Випробування зразків з розміром  $20 \times 10 \times 4$  мм проводили при зміні кута атаки гідроабразивної суміші в межах від  $\alpha = 30^\circ$  до  $\alpha = 90^\circ$ . Для порівняння отриманих результатів експериментальних досліджень як еталон використано зразок зі сталі Ст.3.

Відносно зносостійкість визначали за формулою:



$$\varepsilon = \frac{\delta_e}{\delta_3},$$

де:  $\delta_e$  – втрата маси сталюого зразка (Ст.3), кг;  $\delta_3$  – втрата маси досліджуваного зразка, кг.

Зважування зразків перед дослідженнями і після випробувань проводили на аналітичних вагах ВЛР-200 з точністю до  $\pm 0,01$ г.

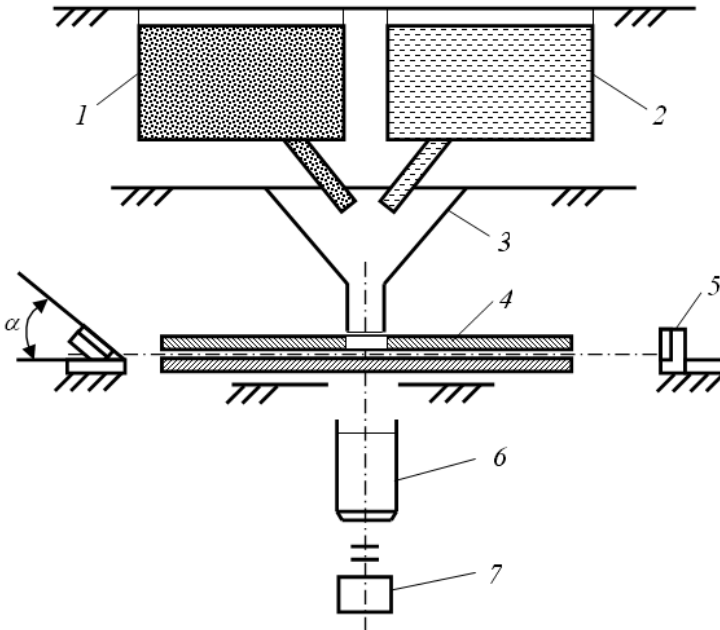


Рис. 1. Схема відцентрового прискорювача: 1 – резервуар з абразивними частинками; 2 – резервуар з технічною водою; 3 – бункер для змішування суміші; 4 – ротор; 5 – зразок з покриттям; 6 – електродвигун; 7 – тахометр.

**Обговорення експериментальних результатів дослідження.** У роботі досліджували двошарові покриття. Як адгезійний шар використовували матеріал на основі пластифікованої епоксидної матриці (100 мас.ч.), що містить частки ЗМ (10 мас.ч.) і ГС (5 мас.ч.). Поверхневий шар з підвищеною зносостійкістю має відзначатися поліпшеними когезійними властивостями і незначними залишковими напруженнями. У

зв'язку з цим, виходячи з результатів попередніх досліджень фізико-механічних властивостей КМ і математичного планування експерименту, досліджували такі варіанти поверхневого шару покриттів:

КМ 1 – пластифікована епоксидна матриця (контрольний зразок);

КМ 2 – основний наповнювач ЗМ (20 мас.ч.) і додатковий ВВ (5 мас.ч.);

КМ 3 – основний наповнювач ЗМ (30 мас.ч.) і додатковий ВВ (20 мас.ч.);

КМ 4 – основний наповнювач КШ (50 мас.ч.) і додатковий  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  (50мас.ч.);

КМ 5 – основний наповнювач SiC (60 мас.ч.) і додатковий ВВ (20 мас.ч.);

КМ 6 – основний наповнювач SiC (80 мас.ч.) і додатковий  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  (40 мас.ч.).

Автори [14, 21–24] при гідроабразивному зношуванні розрізняють два випадки взаємодії абразиву з матеріалом: удар при прямому куті атаки ( $\alpha=90^\circ$ ) і косий удар ( $0<\alpha<90^\circ$ ). Показано, що залежно від маси часток, швидкості їх падіння, властивостей абразиву і фізико-механічних характеристик КМ при прямому куті атаки на поверхні зношування може виникати пружна або пластична деформація, крихке руйнування, відділення матеріалу у вигляді лусочок [14; 21]. За косого удару на характер пошкодження поверхні суттєво впливає дотична складова імпульсу й опір матеріалу впливу дотичних сил на поверхню. Залежно від співвідношення твердостей абразиву і поверхні КМ швидкість зношування зменшується зі збільшенням кута атаки до прямого, а згодом стає постійною або, навпаки, швидкість зношування може зростати і досягати максимуму при деякому куті атаки, а потім зменшуватись.

Аналіз залежностей відносної зносостійкості досліджуваних КМ від кута атаки гідроабразивної суміші дозволяє стверджувати, що в усіх, без винятку, зразках зносостійкість зменшується при косому ударі ( $0<\alpha<90^\circ$ ) часток абразиву. Максимальну зносостійкість КМ спостерігали при куті атаки гідроабразивної суміші  $\alpha=30^\circ$ , де вирішальне значення у мікроруйнуванні мають дотичні напруження (рис. 2). Найменшими показниками зносостійкості характеризуються КМ при куті атаки суміші

$\alpha=60...75^\circ$ . Це можна пояснити виникненням на поверхні КМ водночас дотичних напружень, які спричиняють мікро- і макрорізання матеріалу, та нормальних напружень, які призводять до пластичних деформацій поверхневого шару.

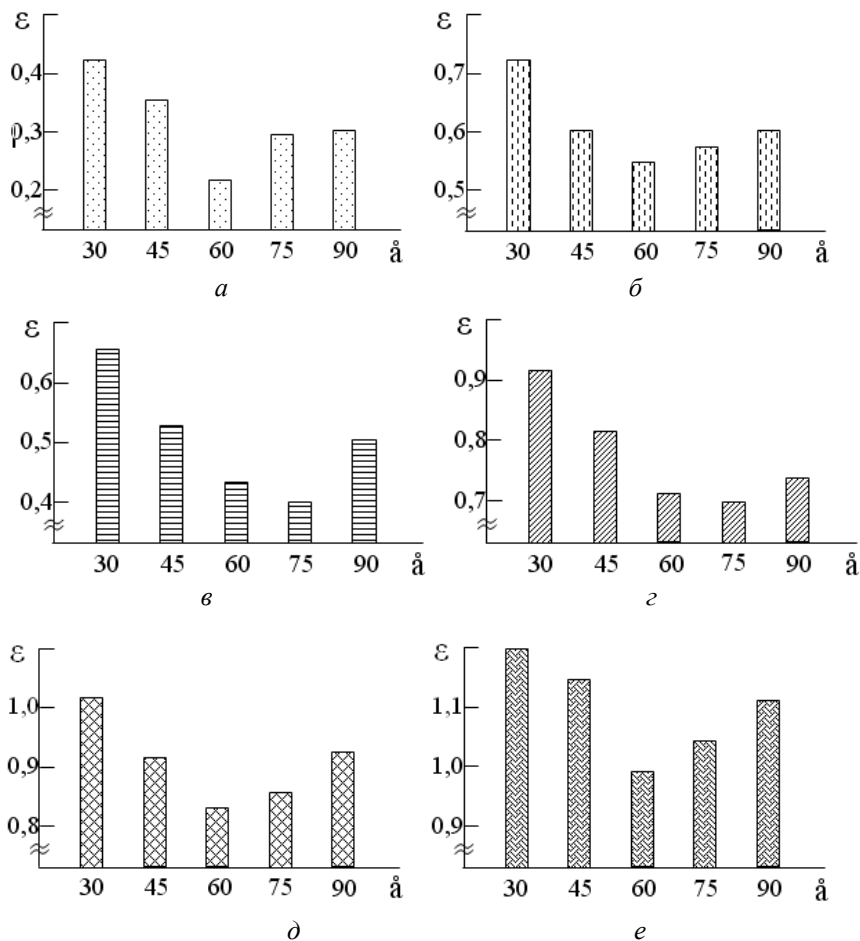


Рис. 2. Залежність відносної зносостійкості від кута атаки гідроабразивної суміші і природи наповнювача (мас.ч. на 100 мас.ч. зв'язувача) у КМ:  
 а) КМ 1: матриця; б) КМ 2: 3М (20) + ВВ (5); в) КМ 3: 3М (30) + ВВ (20);  
 г) КМ 4: КШ (50) + Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (50); д) КМ 5: SiC (60) + ВВ (20);  
 е) КМ 6: SiC (80) + Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (40)

При прямому куті атаки гідроабразивної суміші ( $\alpha=90^\circ$ ) спостерігали підвищення показників зносостійкості епоксикомпозитів порівняно з КМ, які досліджували при кутах атаки  $\alpha=60...75^\circ$ . Підвищення зносостійкості КМ у цьому випадку можна пояснити впливом лише нормальної складової зовнішніх сил, внаслідок чого на поверхні матеріалів виникають пружні, а потім пластичні деформації. За кута атаки суміші  $\alpha=90^\circ$  процес мікрорізання не відбувається, а поверхневий шар матеріалу руйнується за рахунок утворення лунок на початковому етапі. Надалі внаслідок пластичного деформування лунки розширюються і поглиблюються, що зумовлює відрив часток наповнювача і, як наслідок, макроруйнування поверхневого шару КМ. Крім того, частки гідроабразиву, які відскакують при ударі від поверхні покриття перешкоджають або сповільнюють рух наступних часток.

Експериментально встановлено, що найнижчими показниками зносостійкості серед усіх досліджуваних композитів відзначається пластифікована епоксидна матриця (рис. 2). Показано, що при куті атаки гідроабразиву  $\alpha=30^\circ$  відносна зносостійкість КМ 1 становить  $\epsilon=0,42$ . Збільшення кута атаки гідроабразиву до  $\alpha=60...75^\circ$  призводить до зменшення зносостійкості матриці ( $\epsilon=0,22...0,28$ ), а при куті атаки  $\alpha=90^\circ$  відносна зносостійкість КМ 1 становить  $\epsilon=0,30$ . Відомо, що спрацювання КМ зумовлено сукупністю фізико-хімічних процесів у ділянці контакту абразивних часток з поверхнею матеріалу, що призводить до двох видів руйнування матеріалу: мікрорізання і втоми поверхневого шару при багатократному його деформуванні абразивними частками [15; 20; 21]. Інтенсивність та домінуючий вплив кожного з процесів залежить від структури полімеркомпозитів, природи та вмісту наповнювача. При дослідженні КМ 1 залежно від кута атаки гідроабразиву спостерігали обидва види руйнування поверхневого шару матеріалу. Зокрема, при кутах атаки суміші  $\alpha=60...75^\circ$  на початковому етапі відбувається макрорізання поверхні, а далі – пластичне деформування і видалення матеріалу. Кількість видаленого матеріалу залежить від його когезійної міцності.

Встановлено (рис. 2), що введення у пластифікований епоксидний олігомер дисперсних часток забезпечує підвищення

зносостійкості КМ стосовно полімерної матриці у 1,6...2,8 разів (при куті атаки гідроабразиву  $\alpha=30^\circ$ ). Водночас спостерігали механічні процеси мікрорізання, що характерно для зношування твердих та жорстких гетерогенних КМ. Методом електронної мікроскопії підтверджено, що багатократні деформації КМ у результаті мікроударів абразивними частками зумовлюють утворення на поверхні мікророзривів, площа яких перпендикулярна до напрямку руху гідроабразивної суміші. У такому випадку на поверхні контакту виникають канавки, які мають орієнтацію у напрямку вектора швидкості ковзання гідроабразивного потоку. Такий механізм вносить незначний вклад у процес зношування і характерний для композитів КМ 5: SiC (60) + BV (20) і КМ 6: SiC (80) + Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (40), для яких відносна зносостійкість є найвищою серед усіх досліджуваних матеріалів і при куті атаки гідроабразиву  $\alpha=30^\circ$  становить  $\varepsilon=1,02$  і  $\varepsilon=1,20$  відповідно. Для композитів КМ 2: ЗМ (20) + BV (5), КМ 3: ЗМ (30) + BV (20) і КМ 4: КШ (50) + Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (50) домінуючим є механізм пластичної деформації [21; 24]. При реалізації такого механізму зношування окремі абразивні частки під впливом значного номінального тиску гідроабразивного потоку вклинюються у поверхневий шар КМ, пластично деформує при цьому епоксидну матрицю. Внаслідок цього утворюється область деформації стиску (попереду ділянки контакту) та деформація розтягу (позаду ділянки контакту), що призводить до утворення різної величини мікротріщин та пластичних деформацій [14]. Під впливом дотичної сили гідроабразивного потоку абразивна частка разом з частиною полімера видаляється з поверхні матеріалу. Багатократне деформування КМ, що містять частки ЗМ, у результаті подальшого спрацювання призводить до втоми та локального видалення матеріалу матриці. Крім того, у результаті ударної дії гідроабразиву, на відміну від часток карбиду кремнію, спостерігали руйнування пустотілих зольних мікросфер, що зумовлює утворення нових мікророзривів у КМ. З часом руйнування локалізується на тих ділянках КМ, які мають найбільшу густину мікророзривів. При цьому можна очікувати появу макророзриву, орієнтованого перпендикулярно до напрямку швидкості руху гідроабразивної суміші. Під впливом повторних максимальних деформацій відбувається збільшення макроруйнованих ділянок з видаленим полімером, що призводить

до утворення хвилевидного рельєфу під назвою «рисунок Шалломаха» [14; 21]. Хвилі, які спостерігали методом електронної мікроскопії на поверхні зразків КМ, що містять частки ЗМ і КШ (основний наповнювач), розміщені перпендикулярно до напрямку руху абразивних часток, причому рисунок поверхні зношування зберігається і після повторних досліджень.

Механізм підвищення відносної зносостійкості КМ, наповнених дисперсними частками, порівняно з вихідною полімерною матрицею можна пояснити формування ЗППШ навколо добавок, внаслідок чого зростає когезійна міцність епоксикомпозитів. При введенні дисперсних часток формуються термодинамічні невривноважені системи із ЗППШ, які відзначаються більшим ступенем зшивання від матеріалу матриці у об'ємі полімера. Макромолекули епоксидного олігомера характеризуються дипольним моментом, тому, згідно з моделлю Б.В.Дерягіна, орієнтуються перпендикулярно до поверхні часток [14; 25]. Така взаємодія призводить до формування адсорбційних шарів навколо часток, які мають товщину від 0,1 до 2 мкм (рис. 3). Конформаційний набір макромолекул у адсорбційному шарі суттєво залежить від хімічної природи дисперсних часток, яка визначається кількістю кінетично-активних центрів на поверхні наповнювача [13; 26]. Аналіз ІЧ-спектрів КМ, наповнених частками ЗМ і SiC свідчить, що введення наповнювача зумовлює зміщення смуги поглинання при частоті  $\nu = 1180\text{см}^{-1}$  у область вищих частот на  $20\text{см}^{-1}$ . Це пов'язано із взаємодією активних центрів на поверхні часток з макромолекулами олігомера по зв'язках  $-\text{CN}-$ , внаслідок чого додатково утворюються первинні ( $-\text{CN}-\text{NH}_2-$ ) аміни. Також виявлено зміщення смуги поглинання  $-\text{OH}$ -груп при частоті  $1248\text{см}^{-1}$ , що зумовлено участю у міжфазовій взаємодії гідроксильних груп. Крім того, у КМ, порівняно з вихідною матрицею, з'являється нова смуга поглинання з максимумом при хвильовому числі  $1558\text{см}^{-1}$ , що свідчить про виникнення взаємодії між каталітично-активними центрами на поверхні наповнювача з макромолекулами зв'язувача, ри цьому утворюється зв'язок типу  $\equiv\text{Si}-\text{O}-\text{C}\equiv$ .

Крім того, введення наповнювача у гетерогенну систему призводить до зростання її термодинамічної несумісності і при цьому спостерігають морфологічні зміни, внаслідок чого

утворюються адсорбційні та перехідні шари із значною протяжністю. Перехідні шари є складовою частиною ЗПШ, залежать від фізичної активності наповнювача і визначаються залишковими напруженнями. Товщина таких ЗПШ у епоксидних КМ досягає значень 20...30мкм [13].

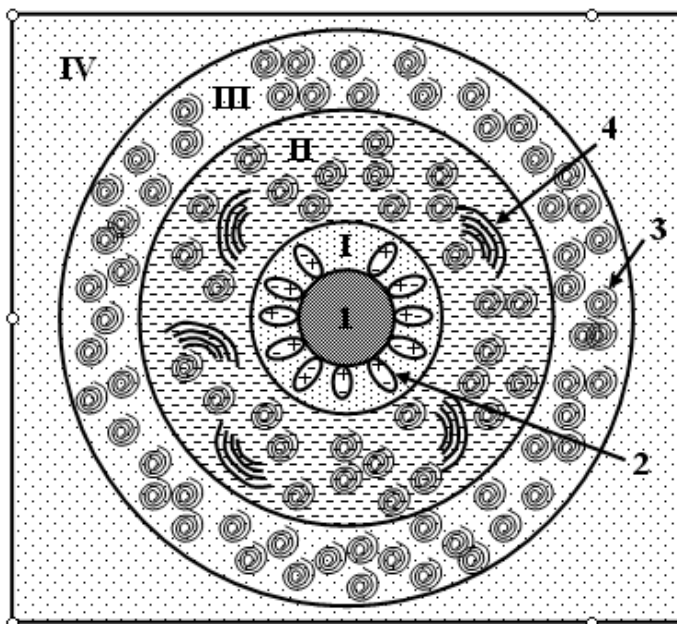


Рис. 3. Схема формування ЗПШ при структуроутворенні КМ:  
 1 – частка наповнювача; 2 – диполі; 3 – глобули; 4 – фібрили.  
 I – адсорбційний шар; II – перший поверхневий шар; III – другий поверхневий шар; IV – матриця

Дані результати пояснюють, виходячи із адсорбційних уявлень та обмежуючого впливу поверхні наповнювача на процеси структуроутворення матриці. На початковому етапі контактування двох фаз попередня адсорбційна взаємодія призводить до блокування процесів структуроутворення поблизу поверхні часток. Це зумовлює формування першого приповерхневого шару у ЗПШ зі значними релаксаційними характеристиками у результаті молекулярної рухливості ланцюгів зв'язувача (рис. 3). Залежно від

активності, топології поверхні і дисперсності часток у першому приповерхневому шарі можуть формуватися надмолекулярні глобулярні і фібрилярні структури, кількість яких у одиниці об'єму матриці визначає ступінь зшивання і товщину шару. У другому приповерхневому шарі, суміжному з матеріалом чистої матриці, кількість надмолекулярних утворень є незначною, що зменшує міцність матеріалу. Зазначимо, що кількість прошарків у ЗПШ залежить від природи наповнювача і межа поділу між ними є умовною. Внаслідок дифузійних процесів відбувається взаємна міграція не тільки сегментів чи макромолекул, але й агрегатів молекул з одного прошарку у інший. Дані припущення підтвердженні результатами дослідження теплостійкості та фізико-механічних властивостей КМ [27]. Показано, що властивості дисперснонаповнених КМ суттєво поліпшуються порівняно з полімерною матрицею, однак залежать від фізичної природи, вмісту і дисперсності часток. Отже, використання термодинамічного і кінетичного підходу до обґрунтування механізму формування композитів з врахуванням міжфазових явищ відкриває нові можливості направленої керування експлуатаційними характеристиками епоксидних КМ, у тому числі і їх зносостійкістю.

### **Висновки.**

За результатами дослідження встановлено зносостійкість епоксикомпозитів, наповнених дисперсними частками різної фізичної природи. Показано, що механізм зношування композитних матеріалів зумовлений фізико-механічними процесами на поверхні композитів, визначальними з яких є процеси мікрорізання і пластичного деформування поверхневого шару. При цьому зносостійкість епоксикомпозитів залежить від таких основних факторів.

1. Кут атаки гідроабразивної суміші. Встановлено, що максимальну зносостійкість КМ спостерігали при куті атаки гідроабразивної суміші  $\alpha=30^\circ$ , де вирішальне значення у мікроруйнуванні мають дотичні сили. Найменшими показниками зносостійкості характеризуються композити при куті атаки суміші  $\alpha=60...75^\circ$  за рахунок виникнення на поверхні водночас дотичних напружень, які спричиняють мікро- і макрорізання матеріалу, та



нормальних напружень, які призводять до пластичних деформацій поверхневого шару.

2. Фізична природа і вміст полідисперсного двокомпонентного наповнювача. Показано, що введення дисперсних часток карбїду кремнію та оксиду хрому забезпечує формування міцнозшитих тиксотропних гетерогенних композитів з мінімальними залишковими напруженнями. Зношування у таких матеріалах відбувається за механізмом мікрорізання. Композити, наповнені частками зольних мікросфер і вспученого вермикулїту характеризуються недостатньою міцністю, що зумовлює перебіг процесів пластичного деформування матеріалу при зношуванні.

3. Фізико-механічні властивості композитів. Встановлена кореляційна залежність відносної зносостійкості композитів і їхніх фізико-механічних властивостей. Крім того обґрунтовано, що зносостійкість визначається фізико-хімічною взаємодією при структуроутворенні матеріалів, в результаті чого у матриці навколо часток наповнювача формуються зовнішні поверхневі шари, які визначають експлуатаційні характеристики епоксикомпозитів, у тому числі і їхню зносостійкість.

За результатами дослідження розроблено технологічні методи підвищення зносостійкості композитних матеріалів на епоксидній основі та рекомендовано покриття з підвищеними експлуатаційними характеристиками для захисту від гідроабразивного зношування поверхонь складного профілю технологічного устаткування.

### Список літератури

1. Белошенко В.А. Эффект памяти формы в полимерах и его применение / В.А.Белошенко, В.Н.Варюхин. –К.: Наукова думка, 2005. – 191 с.

2. Kausch H.H. Failure of particulate reinforced polymers / H.H.Kausch, Ph.Beguelin, M.Fisher // Механика композитных материалов. –2000. –36, №3. –С.305–316.

3. Wang K.N. Morphology and physical properties of polyethylene / silicate nanocomposite prepared by melt inter-calation / K.N.Wang, M.N.Choi, C.M.Koo et al // J. Polym. Sci. –2002. –40B, N 14. –P.1454–1463.

4. Tjong S.C. Structure and properties of polyamide-6 / vermiculite nanocomposites prepared by direct melt compounding / S.C.Tjong, Y.Z.Meng, Y.Xu // J. Polym. Sci. –2002. –40B, N 24. –P.2860–2870.

5. *Gall K.* Shape memory polymer nanocomposites / K.Gall, M.L.Dunn, Y.Liu et all // *Acta Mater.* –2002. –50, N20. –P.5115–5126.
6. *Gall K.* Internal stress storage in shape memory polymer nanocomposites / K.Gall, M.L.Dunn, Y.Liu // *Appl. Phys. Lett.* –2004. –85, N2. –P.290–292.
7. *Белошенко В.А.* Влияние волокнистых наполнителей на деформационно-прочностные свойства эпоксидного полимера / В.А.Белошенко, А.П.Борзенко, В.Ф.Строганов, В.И.Шелудченко // *Физика и техника высоких давлений.* –2001. –11, №1. –С.48–50.
8. *Зеленкова-Мышкова.* Свойства эпоксидных систем с глиносодержащими нанокompозитами / М. Ю.Зеленка, В.Шпачек, Ф.Соча // *Механика композитных материалов.* –2003. –39, №2. –С.177–182.
9. *Белошенко В.А.* Термоусаживающиеся муфты из наполненных эпоксидных композиций / В.А.Белошенко, А.П.Борзенко, В.А.Глазунова, М.К.Пактер // *Физика и техника высоких давлений.* –2004. –14, №4. –С.109–116.
10. *Хозин В.Г.* Усиление эпоксидных полимеров / В.Г.Хозин.– Казань: ПИК “Дом печати”, 2004.–446с.
11. *Белошенко В.А.* Эволюция структуры композита эпоксидный полимер – терморасширенный графит при реализации эффекта памяти формы / В.А.Белошенко, А.П.Борзенко, Т.П.Заика, Е.Г.Пашинская // *Физика и техника высоких давлений.* –2001. –11, №3. –С.54–60.
12. *Белошенко В.А.* Эффект памяти формы и электрическое сопротивление композиции эпоксидный полимер – терморасширенный графит / В.А.Белошенко, Я.Е.Бейгельзимер, В.Н.Варюхин, Ю.В.Возняк // *Высокомолекуляр. соед. Серия А.* –2005. –47, №7. –С.1169–1177.
13. *Стухляк П.Д.* Епоксикомпозитні матеріали, модифіковані ультрафіолетовим опроміненням / П.Д.Стухляк, А.В.Букетов. –Тернопіль: Збруч, 2009. – 237с.
14. *Трибологія: підруч./* М.В.Кіндрачук, В.Ф.Лабунець, М.І.Пашечко, С.В.Корбут. –К.: В-во Нац. авіац. ун-ту “НАУ-друк”.–2009. –392с.
15. *Шевеля В.В.* Трибохимия и реология износостойкости: монография / В.В.Шевеля, В.П.Олександренко. –Хмельницкий: ХНУ, 2006. –278 с.
16. *Чернець М.* Дослідження і розрахунок трибосистем ковзання, методи підвищення довговічності і зносостійкості. В 3 т. Т.1. Методи прогнозування та підвищення зносостійкості триботехнічних систем ковзання / М.Чернець, М.Пашечко, А.Невчас. –Дрогобич: Коло, 2001. –492 с.
17. *Дмитриченко М.Ф.* Триботехніка та основи надійності машин: навч. Посібник / М.Ф.Дмитриченко, Р.Г.Мнацаканов, О.О.Мікосянчик.–К.: ІНФРМАВТОДОР, 2006. –216с.

18. *Гаркунов Д.Н.* Триботехника (износ и безизносность): учеб. / Д.Н.Гаркунов. –4-е изд. –М.: Изд-во “МСХА”, 2001. –606 с.

19. *Кондратюк В.Л.* Исследование износостойкости многослойных поли-меркомпозиционных материалов//Сб. трудов науч.-практ. семинара.-Тернополь: ТДПИ. –1989. –С.34–36.

20. *Кальба Е.Н., Кондратюк В.Л., Оверко И.В., Помелуйко А.Т.* Полимер-композиционные износо- и коррозионностойкие покрытия для деталей сельхоз-машин // Лакокрасочные материалы и их применение.-1991.–N1.–С.43–44.

21. *Богданович П.Н.* Трение и износ в машинах / П.Н.Богданович, В.Я.Прушак.-Минск: Высшая школа, 1999. –376с.

22. *Тененбаум М.М.* Сопротивление абразивному изнашиванию / М.М.Тененбаум.-М.:Машиностроение, 1976. –272с.

23. *Гаркунов Д.Н.* Триботехника / Д.Н.Гаркунов. –М.:Химия, 1985. –424с.

24. *Богданович П.Н.* Особенности изнашивания эпоксидных полимеров // П.Н.Богданович // Трение и износ. –1988. –Т.9, №6. –С.1000–1006.

25. *Баран А.А., Дерягин Б.В., Васько Я.Я., Курлиенко О.Д.* Изучение флокуляции гидрофобных зольей водорастворимыми полимерами методом проточной ультрамикроскопии / А.А.Баран, Б.В.Дерягин, Я.Я.Васько, О.Д.Курлиенко // Коллоид. журнал. –1976. –Т.38, №5. –С.835–841.

26. *Kal'ba E.M.* Adhesion strength of polymer-containing protective coatings / E.M.Kal'ba, A.V.Buketov, P.P.Savchuk and S.M.Holotenko // Materials Science. Chemistry and Materials Science. –New York. – Volume 35, Number 1/January. – 1999. – P.125–128.

27. *Стухляк П.Д.* Епоксикомпозитні матеріали, модифіковані енергетичними полями / П.Д.Стухляк, А.В.Букетов, І.Г.Добротвор. –Тернопіль: Збруч, 2008.–208с.

***Роботу виконано за рахунок бюджетних коштів Державного фонду фундаментальних досліджень України.***

***Стухляк П.Д., Букетов А.В., Редько О.И. Зависимость гидроабразивной износостойкости эпоксикомпозитов от природы и содержания двухкомпонентного наполнителя // Проблемы тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2010. – Вип. 53. – С.159–175.***

Исследовано влияние содержания и природы дисперсных наполнителей на относительную износостойкость эпоксидных композитов. Установлено, что износ композитных материалов зависит от угла атаки гидроабразивной

смеси, физической природы, содержания полидисперсного двухкомпонентного наполнителя и физико-механических свойств композитов. В результате исследований рекомендовано покрытия с повышенными эксплуатационными характеристиками для защиты от гидроабразивного износа технологического оборудования.

Рис. 3, список лит.: 27 наим.

**Dependence of water jet durability of epoxycomposites of the nature and content of two-component filler.**

The influence of content and nature of dispersed fillers on the relative durability of epoxy composites is investigated. Established that the wear of composite materials depends on the angle of attack of water jet mixture, physical nature, poly-disperse two-component filler content and physical and mechanical properties of composites. The coverage's with high-performance for water-jet anti-wear protection of technology equipment are recommended.

Стаття надійшла до редакції 27.05.10

## ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ПРЯМОЗУБОЇ ПЕРЕДАЧІ НА ЇЇ ДОВГОВІЧНІСТЬ І ЗНОШУВАННЯ ЗУБІВ

<sup>1</sup>Дрогобицький державний педагогічний університет  
імені Івана Франка, [chernets@drohobych.net](mailto:chernets@drohobych.net)

<sup>2</sup>Люблінський політехнічний інститут, Польща

*Досліджено вплив параметрів циліндричної прямозубої передачі на її довговічність і зношування та встановлено його закономірності. Результати подано графічно.*

**Вступ.** Зубчасті передачі знаходять широке застосування у сучасному машинобудуванні. Під час їх проектування необхідно є оцінити їх довговічність та вплив на неї основних параметрів передач.

**Постановка завдання.** Для оцінювання зношування у трибосистемах, де є наявним ковзання (кочення з проковзуванням, як у зубчастих передачах), використовується відома математична модель дослідження кінетики зношування [1]. На її основі було розроблено метод прогнозного розрахунку зношування зубів та довговічності циліндричних передач [2; 3]. У праці [4] було досліджено за цим методом косозубу циліндричну передачу. Зголом цей метод зазнав модифікації [5], яка дозволяє обґрунтовано враховувати умови трибоконтактної взаємодії зубів у зачепленні. Нижче досліджено вплив модуля, передатного відношення, частоти обертання ведучого вала та коефіцієнта тертя ковзання на ресурс прямозубої циліндричної передачі і зношування зубів.

Співвідношення для оцінювання лінійного зношування  $h'_{kj}$  зубів коліс передачі в одному оберті в довільних точках їх бокових поверхонь протягом часу  $t'_j$  трибоконтакту за однопарного зачеплення має вигляд [5]

$$h'_{kj} = \frac{v_j t'_j (fp_{j \max})^{m_k}}{C_k (0.35\sigma_B)^{m_k}},$$

де  $v_j = v$  – швидкість ковзання в  $j$ -х точках бокових поверхонь зубів;  $j = 0, 1, 2, 3, \dots$  – вибрані точки контакту при поверхнях зубів;  $k = 1; 2$  – нумерація зубчастих коліс;  $t'_j = 2b_j / v_0$  – час трибоконтакту зубів протягом переміщення  $j$ -ї точки їх співдотику по контуру зуба на ширину площадки контакту  $2b_j$ ;  $v_0 = \omega_1 r_1 \sin \alpha$  – швидкість переміщення точки контакту по контуру зуба;  $\omega_1$  – кутова швидкість шестерні;  $r_1 = mz_1 / 2$  – ділительний радіус шестерні;  $m$  – модуль зачеплення;  $\alpha = 20^\circ$  – кут зачеплення;  $z_1, z_2$  – кількість зубів коліс;  $f$  – коефіцієнт тертя ковзання;  $p_{\max}$  – максимальний контактний тиск за Герцом;  $C_k, m_k$  – характеристики зносостійкості матеріалів трибопари для вибраних умов;  $\sigma_B$  – границя міцності досліджуваного матеріалу на розтяг.

Зношування зубів протягом заданого ресурсу роботи  $t^*$  передачі

$$h_{kj} = 60n_k h'_{kj} t^*,$$

де  $n_k$  – кількість обертів зубчастих коліс.

Ресурс  $t$  передачі за заданого допустимого зношування  $h_{k*}$  зубів

$$t = h_{k*} / \bar{h}_{kj},$$

де  $\bar{h}_{kj} = 60n_k h'_{kj}$  – зношування зубів протягом однієї години роботи передачі.

Максимальні контактні тиски  $p_{j \max}$  та ширина площадки контакту  $2b_j$  в  $j$ -й точці обчислюються за формулами Герца

$$p_{j \max} = 0,564 \sqrt{N' / \theta \rho_j}; \quad 2b_j = 2,256 \sqrt{\theta N' \rho_j},$$

де  $N' = N/bw$ ;  $N = T_{nom} K_g / r_1 \cos \alpha$  – сила у зачепленні;  $T_{nom} = 9550 P_g / n_1$  – номінальний крутний момент;  $P_g$  – потужність на ведучому валі;  $K_g$  – коефіцієнт динамічності;  $\theta = (1 - \mu_1^2) / E_1 + (1 - \mu_2^2) / E_2$ ;  $E, \mu$  – модулі Юнга та коефіцієнти Пуасона матеріалів зубів;  $b$  – ширина колеса;  $w$  – кількість пар зачеплень;  $\rho_j$  – зведений радіус кривизни робочих профілів зубів.

Зведений радіус кривизни зубів циліндричної передачі

$$\rho_j = \frac{\rho_{1j} \rho_{2j}}{\rho_{1j} + \rho_{2j}}, \quad j = 0, 1, 2, 3, \dots, s,$$

де  $\rho_{1j}, \rho_{2j}$  – відповідно кривизни бічних поверхонь зубів шестерні і колеса;  $j = 0, j = s$  відповідають першій та останній точкам зачеплення зубів.

Відповідно співвідношення для радіусів кривизни зубів шестерні і колеса у циліндричній передачі в  $j$ -й точці зачеплення мають вигляд [3]

$$\rho_{1j} = r_{b1} \operatorname{tg} \alpha_{1j}, \quad r_{b1} = r_1 \cos \alpha, \quad \alpha_{1j} = \operatorname{arctg}(\operatorname{tg} \alpha_{10} + j \Delta \varphi),$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{10} = (1 + u) \operatorname{tg} \alpha - \frac{u}{\cos \alpha} \sqrt{(r_{20} / r_2)^2 - \cos^2 \alpha},$$

$$r_2 = m z_2, \quad r_{20} = r_{a2} - r, \quad r_{a2} = r_2 + m, \quad r = 0, 2m,$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{1s} = \sqrt{(r_{1s} / r_1)^2 - \cos^2 \alpha}, \quad r_{1s} = r_{a1} - r, \quad r_{a1} = r_1 + m,$$

$$\rho_{2j} = r_2 \sqrt{(r_{2j} / r_2)^2 - \cos^2 \alpha},$$

$$r_{2j} = \sqrt{a^2 + r_{1j}^2 - 2 a r_{1j} \cos(\alpha - \alpha_{1j})},$$

$$a = (z_1 + z_2) m / 2, \quad r_{1j} = r_1 \cos \alpha / \cos \alpha_{1j}, \quad \cos \alpha_{20} = \frac{r_2}{r_{20}} \cos \alpha,$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{2s} = \left(1 + \frac{1}{u}\right) \operatorname{tg} \alpha - \frac{1}{u \cos \alpha} \sqrt{\left(\frac{r_{1s}}{r_1}\right)^2 - \cos^2 \alpha},$$

де  $r_1, r_2$  – відповідно радіуси ділильних кіл шестерні й колеса;  $r_{b1}, r_{b2}$  – радіуси основних кіл шестерні й колеса;  $r_{a1}, r_{a2}$  – радіуси вершин зубів коліс;  $r$  – радіус заокруглення вершин зубів;  $u$  – передатне відношення;  $\Delta\varphi$  – кут повороту зуба шестерні з точки початкового контакту (точки 0) у точку 1 і т.д.;  $\alpha_{10}$  – кут, що відповідає 1-й точці лінії зачеплення в нерухомій системі координат  $yO_1x$ ;  $\alpha_{1s}$  – кут, що визначає положення останньої точки зачеплення зуба шестерні на лінії зачеплення;  $\alpha_{20}, \alpha_{2s}$  – кути, що визначають положення першої і останньої точки зачеплення зуба колеса на лінії зачеплення.

Швидкість ковзання обчислюється за формулою

$$v_j = \left| -\omega_1 \frac{r_{b1}}{r_{b2}} (r_{b1} - r_{b2}) [\operatorname{tg}\alpha - j\Delta\varphi - \alpha_{10}] \right|,$$

де  $r_{b2} = r_2 \cos \alpha$ .

Числовий розв'язок задачі виконано за таких вихідних даних:

–  $m = 3$  мм;  $u = 4$ ;  $n_1 = 700$  об/хв;  $f = 0,07$  – блок вихідних параметрів,

–  $m = 2,5; 3; 4; 6; 8; 10$  мм;  $u = 2; 4; 6; 8$ ;  $n_1 = 700; 1000; 1400$  об/хв;  $f = 0,03; 0,04; \dots; 0,09$  – блок змінних вихідних параметрів;

–  $z_1 = 20$ ;  $P = 5$  кВт;  $b = 30$  мм;  $\Delta\varphi = 4^\circ$ ;

– матеріали коліс – шестірня – сталь 38ХМЮА, азотована на глибину 0,4 ... 0,5 мм, НВ 600;  $\sigma_B = 1040$  МПа,  $\tau_{S1} = 365$  МПа,  $C_1 = 3,5 \cdot 10^6$ ;  $m_1 = 2$ ; колесо – сталь 40Х, об'ємне гартування, НВ 341;  $\sigma_B = 981$  МПа;  $\tau_{S2} = 345$  МПа;  $C_2 = 0,17 \cdot 10^6$ ;  $m_2 = 2,5$ ;  $E = 2,1 \cdot 10^6$  МПа;  $\nu = 0,3$ ;

– мащення – осьова олива з 3% -ї антизношувальної присадки з кінематичною в'язкістю  $\nu_{+50^\circ} \approx 15$  сСт;



- $h_* = 0,3$  мм – допустиме зношування зубів;
- досліджується однопарне зачеплення зубів.

Установлено закономірності впливу модуля, передатного відношення, частоти обертання ведучого вала та коефіцієнта тертя ковзання на ресурс передачі (рис. 1 – 4) і зношування зубів (рис. 5 – 8).

Збільшення модуля  $m$  зачеплення дуже відчутно впливає на зростання мінімального (якщо  $j = 0$ ) ресурсу  $t_{\min}^{(w)}$  передачі (рис.1). Зростання величини модуля в 5 разів збільшує ресурс передачі у 40 разів у разі однопарного зачеплення та в 30 разів за двопарного зачеплення.

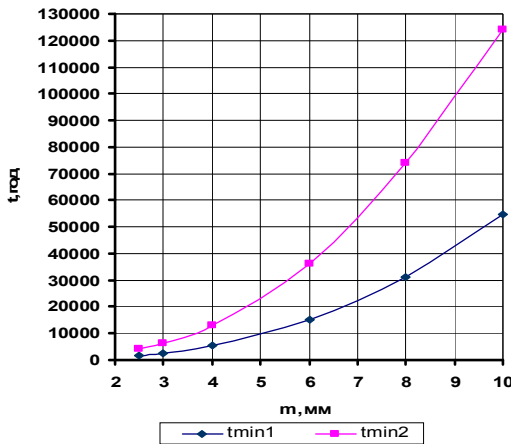


Рис.1. Вплив модуля на довговічність передачі

Передатне відношення  $u$  передачі у разі його збільшення теж призводить до збільшення ресурсу  $t_{\min}^{(w)}$  передачі (рис. 2). Якщо передатне відношення збільшується у 4 рази,  $t_{\min}^{(1)}$  зростає майже у  $\approx 2$  рази,  $t_{\min}^{(2)}$  – у 1,78 разу.

Зростання частоти обертання ведучого вала  $n_1$  знижує довговічність  $t_{\min}^{(w)}$  роботи передачі (рис. 3).

Зменшення коефіцієнта тертя ковзання  $f$  зумовлює зростання довговічності передачі (рис.4 *a* – абсолютна зміна, рис. 4 *б* – відносна зміна).

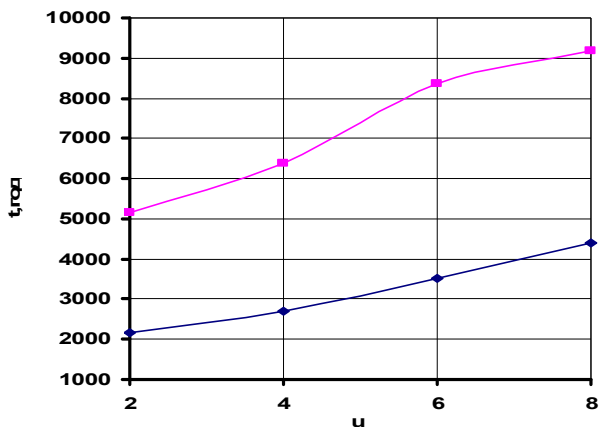


Рис. 2. Вплив передатного відношення на довговічність передачі

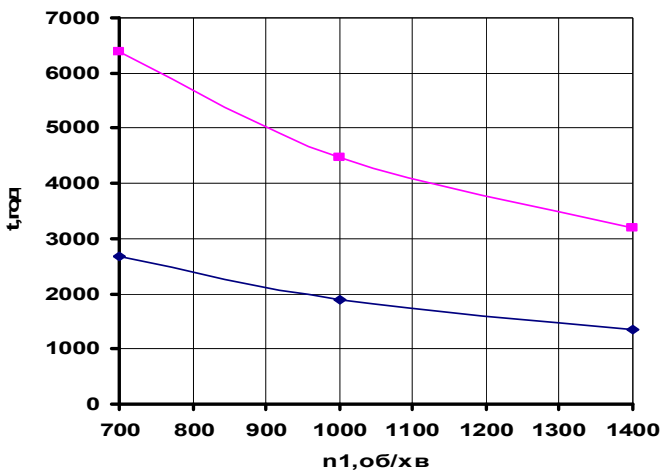
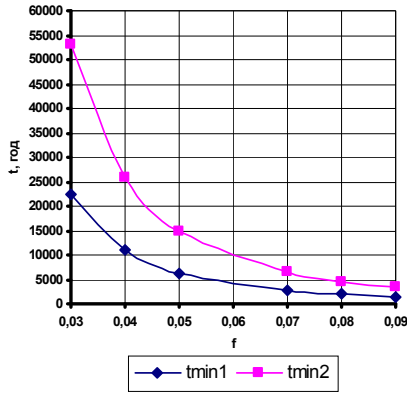
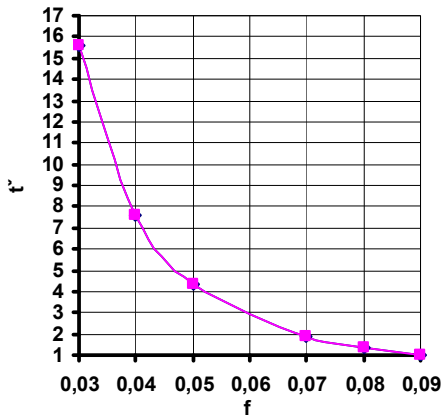


Рис.3. Вплив кількості обертів шестерні на довговічність передачі



a



б

Рис. 4. Вплив коефіцієнта тертя на довговічність передач

Зі зростанням модуля  $m$  у 4 рази лінійне зношування зубів колеса  $\bar{h}_{2j}$  протягом однієї години роботи (рис. 5) зменшується в 32 рази на вході ( $j = 0$ ) та на виході ( $j = 6$ ) із зачеплення, а зуби шестерні зношуватимуться менше, ніж зуби зубчастого колеса у всіх досліджуваних точках  $j$  зачеплення.

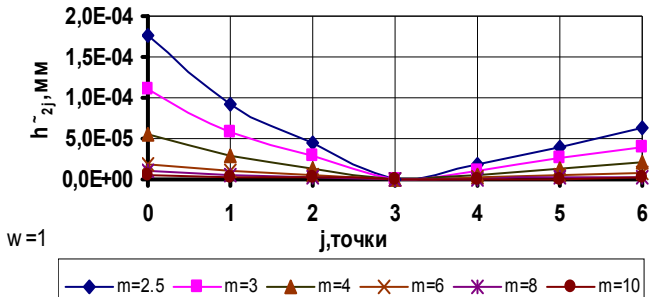


Рис.5. Вплив модуля на зношування зубчастого колеса

Збільшення передатого відношення  $u$  в 4 рази приводить до зменшення зношування зубів зубчастого колеса (рис.6) в два рази на вході ( $j=0$ ) та у 3,8 разу на виході ( $j=6$ ) із зачеплення. Водночас зношування зубів шестерні зі збільшенням  $u$  (рис.7) зростає: в 1,94 разу на вході ( $j=0$ ) та в 1,22 разу на виході ( $j=6$ ) із зачеплення.

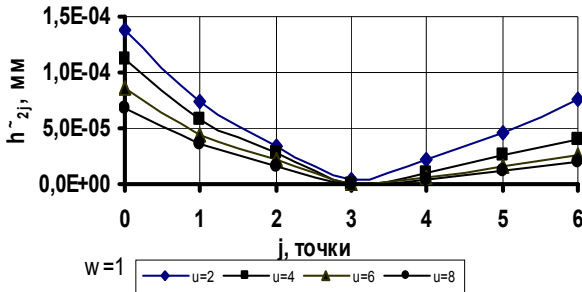


Рис. 6. Вплив передатного відношення на зношування зубчастого колеса

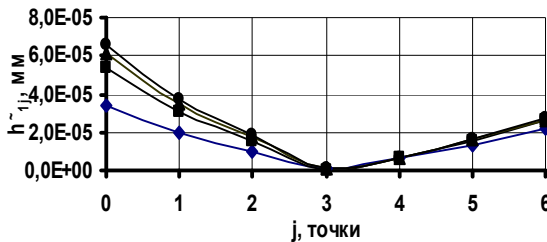


Рис.7. Вплив передатного відношення на зношування шестерні

Збільшення кількості обертів  $n_1$  ведучого вала призводить до пропорційного зростання зношування колеса (рис.8) та шестерні .

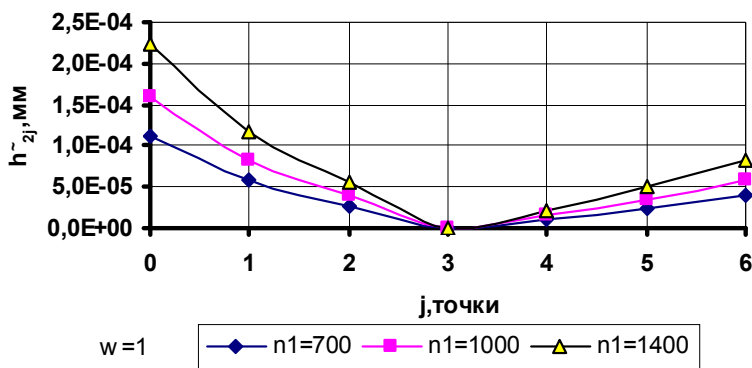


Рис.8. Вплив кількості обертів ведучого вала на зношування зубчастого колеса

**Висновки.** Установлені закономірності вказують на особливості впливу досліджених параметрів прямозубої циліндричної передачі на її довговічність і зношування.

#### Список літератури

1. *Андрейкив А.Е.* Оценка контактного взаимодействия трущихся деталей машин / А.Е. Андрейкив, М.В. Чернец – К.: Наук. думка, 1991. – 160с.
2. *Чернец М.В.* Прогнозування довговічності зубчастих передач / М.В. Чернец, Є. Келбінські // Проблеми трибології. – 2001. –№3–4. – С.151 – 159.
3. *Чернец М.В.* Оцінка довговічності, зношування та контактної міцності зубчастих передач / М.В. Чернец, Ю. Келбінські, Ю.Ю. Скварок – Дрогобич: Вимір, 2002. – 132 с.
4. *Чернец М.В.* Вплив нахилу зубів косозубих циліндричних передач на трибомеханічні, силові та кінематичні характеристики / М.В. Чернец, Ю. Келбінські // Проблеми трибології. – 2006. –№4.–С.3–7.
5. *Чернец М.В.* Аналіз зношування та довговічності зубчастих передач за модифікованою моделлю / М.В. Чернец, В.В. Береза // Машинознавство. – 2008. – №12. – С.18 – 21.

*Чернец М.В., Береза В.В.* **Влияние параметров цилиндрической прямозубой передачи на ее долговечность и износ зубьев** // Проблемы тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2010. – Вип. 53. – С.176–185.

Исследовано влияние параметров цилиндрической прямозубой передачи на ее долговечность и износ и установлены его закономерности. Результаты представлены графически.

Рис. 8, список лит.: 5 наим.

**The influence of cylindrical straight-cogged gear parameters on its longevity and cogs wear**

The influence of cylindrical straight-cogged gear parameters on its longevity and wear has been investigated and its regularities have been established. The results have been presented graphically.

Стаття надійшла до редакції 04.06.10

## АНТИФРИКЦІЙНІ ТА ФРИКЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 621.891

*А. Г. Косторнов, акад. НАН України,  
О. І. Фуцич, канд. техн. наук, старш. наук. співроб.,  
В. Ф. Горбань, д-р техн. наук, старш. наук. співроб.,  
Т. М. Чевичелова, наук. співроб.,  
О. Д. Костенко, наук. співроб.*

### **ВПЛИВ КОРОТКОЧАСНОГО ОПРОМЕННЯ ПОВЕРХНІ ПОРОШКОВИХ КОМПОЗИЦІЙ ПОТОКОМ КОНЦЕНТРОВАНИХ СОНЯЧНИХ ПРОМЕНІВ НА МІКРОМЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРИБОТЕХНІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ**

Інститут проблем матеріалознавства НАН України

*Досліджено вплив великої швидкості нагрівання до температури 900 °С потоком концентрованих сонячних променів експериментальних композицій  $Cu-Sn-P-MoS_2$ , спресованих багатостороннім пресуванням із суміші дрібнодисперсних порошків, на структуру, фазовий і хімічний склад та мікрOMEХАНІЧНІ характеристики синтезованого матеріалу.*

**Сутність проблеми.** Матеріали на основі міді  $Cu-Sn-P-MoS_2$  належать до класу нових композиційних антифрикційних матеріалів, розроблених в Інституті проблем матеріалознавства НАН України [1–3]. Їх отримують методом пресування суміші вихідних порошків із наступним спіканням у водні за температури 750–780°C протягом двох годин. Структура спечених матеріалів є мікрогетерогенною, але відносно грубозернистою. Матрицею цього матеріалу, яка несе основне навантаження, є мідна основа, легована оловом у вигляді  $\alpha$ -твердого розчину в міді і фосфором у вигляді фосфіду міді  $Cu_3P$ . Конгломерат сульфід міді з дисульфідом молібдену виконує роль твердого мастила. Утворення конгломерату пояснюється таким чином. Під час спікання дисульфід молібдену частково розкладається на молібден і сірку. В свою чергу, частина сірки, звільнена під час дисоціації дисульфиду молібдену  $MoS_2$ , вступає у взаємодію з міддю і утворює сульфід міді  $Cu_2S$ , а звільнений при цьому молібден – з фосфором фосфід молібдену.

Слід очікувати, що зі зменшенням розміру вихідних порошків, яке можна досягнути розмолотом їх суміші у диспергаторі, збільшенням температури спікання і швидкості нагрівання структурний стан синтезованого матеріалу має наближатися до дрібнокристалічного стану, а його властивості, в тому числі і мікромеханічні, поліпшуватися.

**Постановка завдання.** Застосування нового методу для синтезу матеріалу, який приводить до зміцнення поверхні матеріалу за рахунок підвищення його мікромеханічних характеристик, яке спричиняє поліпшенню його триботехнічних характеристик, передусім зносостійкості, є актуальним завданням. Відомо, що за допомогою потоку концентрованих сонячних променів, який фокусується сферичними дзеркалами гелієвої установки СГУ-2 на поверхні порошкових композицій, можна нагріти їх за короткий час до високої температури.

Тому метою дослідження у цій роботі є дослідження процесу синтезу матеріалу на основі міді під дією потоку концентрованих сонячних променів, а саме:

- вивчення впливу великої швидкості нагрівання поверхні експериментальних композицій  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$  на структуру, фазовий і хімічний склад та мікромеханічні характеристики синтезованого матеріалу.

- установлення можливості отримання матеріалу  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$  дрібнокристалічного стану або наближеного до нього, застосуванням для його синтезу короткочасної (1 хв) дії потоку концентрованих сонячних променів, котрий забезпечує нагрівання експериментальних композицій до температури  $900^\circ\text{C}$ .

**Матеріал і методика експерименту.** Як об'єкт дослідження в роботі використано композиційний матеріал  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ . Джерелом, яке забезпечило швидке нагрівання (за 1 хв) порошкових спресованих композицій, був потік концентрованих сонячних променів, який фокусувався дзеркалами гелієвої установки СГУ-2.

Суміш вихідних порошків була розмолота у диспергаторі протягом 15 год у бензині. Дослідні зразки розміром  $10 \times 10 \times 10$  (мм<sup>3</sup>) були сформовані з дрібнодисперсної суміші порошків багатостороннім пресуванням до пористості 5%. Експериментальні композиції, які містили зміцнювальні (олово і фосфор) та



антифрикційні (дисульфід молібдену) компоненти, піддавали високошвидкісному нагріванню до температури 900 °С.

Структуру матеріалу поверхні зразків композицій Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub> дослідили за допомогою мікроскопа МІМ-8 та електронного SEM, фазовий склад – рентгенівської установки Дрон, розподіл елементів – мікроаналізатора Superprobe-733.

Мікромеханічні властивості оцінювали мікроіндентуванням на установці «Мікрон-гама» за кімнатної температури (навантаження – до  $P=3H$ ) алмазною пірамідою Берковича ( $\alpha=65^\circ$ ) з автоматичними навантаженням і розвантаженням, а також записом діаграм навантаження, витримування і розвантаження в координатах  $P-h$ . Точність визначення навантаження  $P$  становить  $10^{-3}$  Н, глибина  $h$  впровадження індентора –  $\pm 2,5$  нм. Значення характеристик  $P_{\max}$ ,  $h_{\max}$ ,  $h_f$ ,  $h_c$ ,  $h_s$ ,  $H_{IT}$ ,  $E^*$ ,  $E$  визначались і фіксувались автоматично [4; 5]. Твердість ( $H_{IT}$ ), модуль пружності ( $E$ ) визначали відповідно до ISO 14577–2002.

Побудовано співвідношення між величинами  $h_f/h_c$  для оцінювання структурного стану матеріалу поверхонь експериментальних композицій.

**Результати дослідження та їх обговорення.** Нижче наведено структуру (рис. 1), результати рентгенівського (табл. 1, а, рис. 2, а) і мікроспектрального аналізів (рис. 3), деякі мікромеханічні характеристики (табл. 2) матеріалу робочої поверхні зразків композицій Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, нагрітої до температури 900 °С протягом 1 хв під дією потоку концентрованих сонячних променів, та матеріалу протилежної (пасивної) поверхні зразків, котра нагрівалася при цьому лише до температури 600 °С (рис. 4, табл. 1, б).

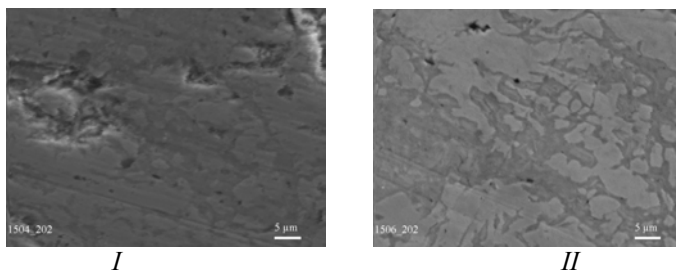
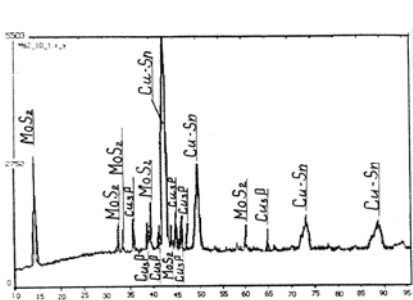
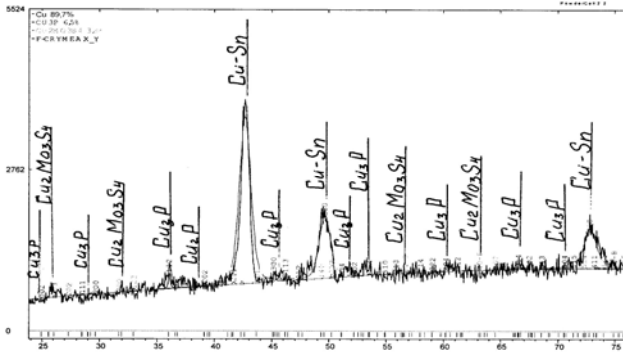


Рис. 1. Структура матеріалу Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, синтезованого під дією концентрованих сонячних променів протягом 1 хв за температури 900 °С (активна поверхня зразків, I) і 600 °С (пасивна поверхня зразків, II),  $\times 1000$

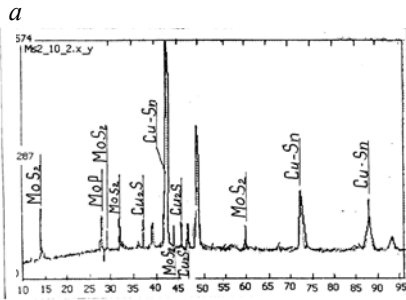
Таблиця 1

Результати рентгенівського аналізу матеріалу  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ , синтезованого під дією концентрованих сонячних променів протягом 1 хв за температур:  $\alpha$ – $900^\circ\text{C}$  (активна поверхня зразків I),  $\beta$ – $600^\circ\text{C}$  (пасивна поверхня зразків II),  $\epsilon$ – $780^\circ\text{C}$  спіканням у водні протягом 2 год

<b>a</b>	Фази	Cu–Sn	$\text{Cu}_3\text{P}$	$\text{Cu}_2\text{Mo}_3\text{S}_4$	
	Вміст, %	89,71	6,5	3,79	
<b>б</b>	Фази	Cu–Sn	$\text{Cu}_3\text{P}$	$\text{MoS}_2$ ,	
	Вміст, %	88,9	6,8	4,3	
<b>в</b>	Фази	Cu–Sn	MoP	$\text{MoS}_2$ ,	$\text{Cu}_2\text{S}$
	Вміст, %	87,8	7,2	2,9	2,1



б



в

Рис. 2. Рентгенограма матеріалу  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ , синтезованого під дією концентрованих сонячних променів протягом 1 хв за температури:  $\alpha$ – $900^\circ\text{C}$  (активна поверхня зразків I),  $\beta$ – $600^\circ\text{C}$  (пасивна поверхня зразків II),  $\epsilon$ – $780^\circ\text{C}$  спіканням у водні протягом 2 год

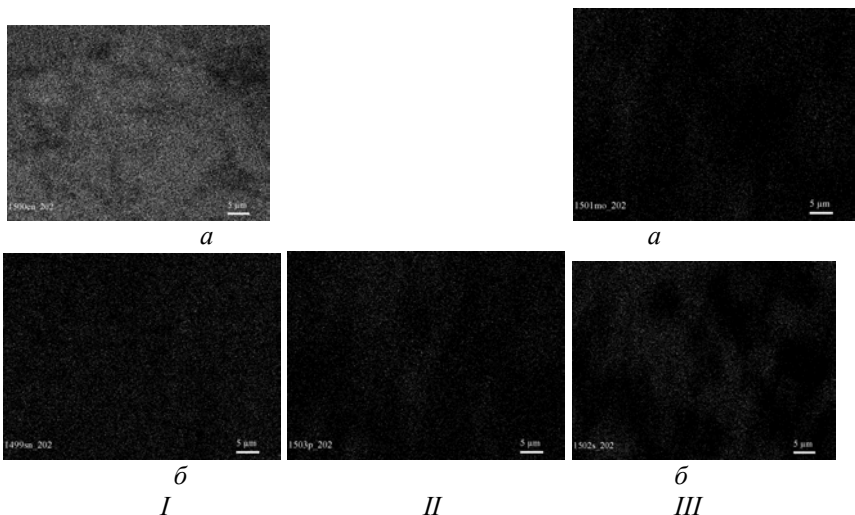


Рис. 3. Розподіл у матеріалі  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ : *I* – *a* – міді; *б* – олова при утворенні  $\alpha$ -твердого розчину  $\text{Cu-Sn}$ ; *II* – фосфору при утворенні фосфіду міді  $\text{Cu}_3\text{P}$ ; *III* – *a* – молібдену, *б* – сірки при утворенні твердого мастила складного сульфїду  $\text{Cu}_2\text{Mo}_3\text{S}_4$ ,  $\times 3000$

Таблиця 2

### Мікромеханічні властивості зразків матеріалу $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$

Метод отримання матеріалу	Мікромеханічні властивості зразків матеріалу					
	$H_{IT}$ , ГПа	$hs/hc$	$E^*$	$E$ , ГПа	$\epsilon_{es}$ , %	$\sigma_{es}$ , ГПа
Матеріал поверхні зразків $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ , синтезований під дією потоку концентрованих сонячних променів за температури $900\text{ }^\circ\text{C}$ протягом 1 хв	1,72	0,0300	97,1	101,8	0,921	0,527
Матеріал поверхні зразків $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ , синтезований за температури $600\text{ }^\circ\text{C}$ протягом 1 хв	1,25	0,0252	49,4	49,6	0,775	0,383
Матеріал композицій $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ , синтезований спіканням у водні за температури $780\text{ }^\circ\text{C}$ протягом 2 год	1,38	0,027	–	64	0,860	0,423

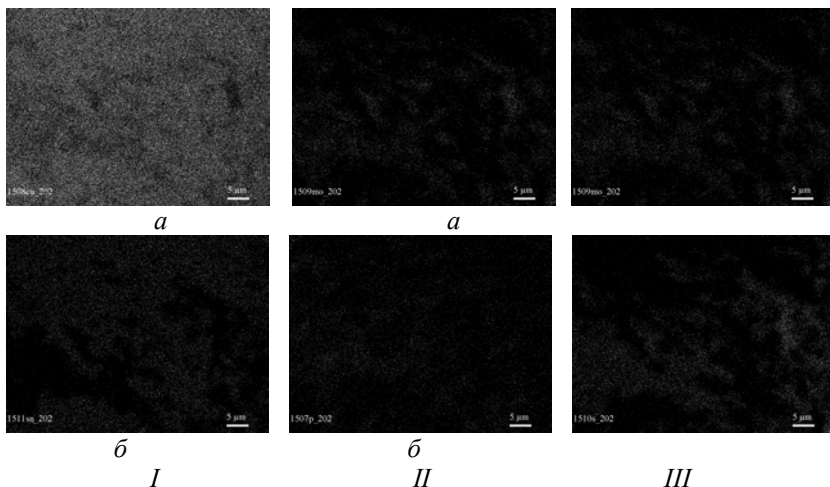


Рис. 4. Розподіл у матеріалі  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$  при нагріванні пасивної поверхні зразків ( $600^\circ\text{C}$ , 1хв): *I* – *a*–міді; *б* – олова з утворенням  $\alpha$ -твердого розчину  $\text{Cu-Sn}$ ; *II* – *a*–молібдену, *б*– фосфору з утворенням фосфіду молібдену  $\text{MoP}$ ; *III* – сірки зі збереженням вихідної кількості дисульфиду молібдену  $\text{MoS}_2$ ,  $\times 3000$

Із табл. 1, *a* і рис. 2; 3 випливає, що в процесі короткочасної дії потоку концентрованих сонячних променів на поверхню зразків порошкових композицій  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$  за температури  $900^\circ\text{C}$  утворюється  $\alpha$ -твердий розчин олова у міді (рис. 2 *a*, 3-*I*), фосфід міді  $\text{Cu}_3\text{P}$  (рис. 2, *a*, 3-*II*) і складний сульфід  $\text{Cu}_2\text{Mo}_3\text{S}_4$  (рис. 2 *a*, 3-*III*) [6]. Відомо, що табличне значення періоду кристалічної ґратки чистої міді становить 3,621 (lattice  $a_{\text{Cu}}=3,621$ ). За результатами рентгенівського аналізу для матеріалу поверхні експериментальних композицій його значення дорівнює 3,6751 (табл. 1, *a*, lattice  $a_{\text{Cu}}=3,6751$ ). Це свідчить про розчинність олова у кристалічній ґратці міді з утворенням  $\alpha$ -твердого розчину (рис. 2, *a*).

Фосфід міді  $\text{Cu}_3\text{P}$  зміцнює несучу структурну складову, а отже підвищує зносостійкість матеріалу  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ . Як видно з рис. 3-*II*, ця фаза рівномірно розподілена у матриці матеріалу.

Після опромінення поверхні спресованих композицій потоком концентрованих сонячних променів дисульфід молібдену, який було введено у вихідну суміш порошоків як тверде мастило, за температури  $900^\circ\text{C}$  частково розклався на  $\text{Mo}$  і  $\text{Mo}_3\text{S}_4$ , що показав

рентгенівський аналіз спеченого  $\text{MoS}_2$ . Останній, вступивши у взаємодію з міддю, утворив складний сульфід  $\text{Cu}_2\text{Mo}_3\text{S}_4$  (табл. 1, а, рис. 2 а, 3 – III) [6], який і буде виконувати роль твердого мастила у синтезованому матеріалі  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ .

У процесі короткочасної дії потоку концентрованих сонячних променів на поверхню порошкових композицій  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$  в матеріалі пасивної поверхні, яка нагрівається за 1 хв до температури  $600\text{ }^\circ\text{C}$ , також утворюються  $\alpha$ -твердий розчин олова у міді, фосфід міді  $\text{Cu}_3\text{P}$  і залишається без змін дисульфід молібдену (рис.4, табл.1, б).

Таким чином, синтезується не тільки матеріал поверхні зразків, на яку безпосередньо короткочасно діє потік концентрованих сонячних променів і нагріває її до температури  $900\text{ }^\circ\text{C}$ , але й матеріал протилежної їй поверхні, яка за цю 1 хв нагрівається лише до  $600\text{ }^\circ\text{C}$ . Однак, як впливає із отриманих результатів, фазовий склад поверхонь матеріалу при цьому різний (табл. 1, а, б).

Для порівняння було досліджено фазовий склад зразків композицій  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ , отриманих за традиційною технологією пресування та спікання (табл. 1, в).

У рентгенограмах зразків композицій, спечених за температури  $780\text{ }^\circ\text{C}$  протягом 2 год, виявляються лінії фосфиду молібдену  $\text{MoP}$  і сульфиду міді  $\text{Cu}_2\text{S}$ . Поява вказаних ліній свідчить про те, що під час спікання дисульфід молібдену частково розкладається на молібден і сірку. У свою чергу частина сірки, звільнена під час дисоціації дисульфиду молібдену  $\text{MoS}_2$ , вступає у взаємодію з міддю і утворює сульфід міді  $\text{Cu}_2\text{S}$ , а звільнений при цьому молібден – з фосфором фосфід молібдену (рис. 4, табл. 1, в).

Сульфід міді, так само, як і дисульфід молібдену, а також їх конгломерат – це тверде мастило.

Таким чином, фазовий склад зразків одних і тих же порошкових композицій  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$ , синтезованих під час нагрівання потоком концентрованих сонячних променів протягом 1 хв за температур  $900$  і  $600\text{ }^\circ\text{C}$  та спіканням у водні за температури  $780\text{ }^\circ\text{C}$  протягом 2 год, різний (табл. 1, а, б, в) і, як показано в табл. 2, різні і їх мікромеханічні властивості.

Як впливає із табл. 2, співвідношення величин  $h_s/h_C$  для матеріалу робочої поверхні зразків композицій  $\text{Cu-Sn-P-MoS}_2$  дає нам підстави для припущення [4; 5]: композиція не зберігає дрібнокристалічного стану, незважаючи на те, що матеріал був

спресований із суміші дрібнодисперсних порошоків і для його синтезу застосовано короткочасну (1хв) дію потоку концентрованих сонячних променів та високу швидкість нагрівання до температури 900 °С (0,95 від температури плавлення). За оцінкою авторів праць [4; 5] розмір зерна в структурі такого матеріалу становить приблизно 5 мкм.

Те ж саме стосується і матеріалу пасивної поверхні композицій Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, сформованого за 1 хв за температури 600 °С. Співвідношення величин  $h_s/h_c$  для нього становить 0,0252. Це свідчить про те, що структура останнього може бути грубозернистою.

Аналіз даних табл. 2, показав, що мікромеханічні характеристики матеріалу активної поверхні композицій Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub> є вищими ніж:

- матеріалу пасивної поверхні тієї ж композиції Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, а саме:  $H_{IT}>в 1,4$ ;  $h_s/h_c>в 1,2$ ;  $E^*>в 1,96$ ;  $E>в 2,0$ ;  $\epsilon es>в 1,2$ ;  $\sigma es>в 1,40$  разу;

- матеріалу композиції Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, спресованої із суміші дрібнодисперсних порошоків і синтезованої спіканням у водні за температури 780 °С протягом 2 год, а саме:  $H_{IT}>в 1,246$ ;  $h_s/h_c>в 1,1$ ;  $E>в 1,59$ ;  $\epsilon es>в 1,07$ ;  $\sigma es>в 1,25$  разу;

- відомого антифрикційного матеріалу Cu–9Sn–CuWO<sub>4</sub>–5MoS<sub>2</sub>, спресованого із порошоків розміром 40 мкм і синтезованого спіканням у водні за температури 780 °С протягом 2 год [7], мікромеханічні властивості якого були визначені в указаній роботі, а саме:  $H_{IT}>в 1,64$ ;  $h_s/h_c>в 2$ ;  $E^*>в 1,50$ ;  $E>в 1,50$ ;  $\epsilon es>в 1,92$ ;  $\sigma es>в 1,60$  разу.

Останній має високі триботехнічні властивості ( $f=0,09$ ,  $I=4$  мкм/км) [7] за швидкості ковзання 0,5 м/с, тиску 17,5 МПа і температури 150 °С та роботи на повітрі з подачею мастила у зону тертя.

Матеріал пасивної поверхні порошкових композицій Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, синтезований за температури 600 °С, має також деякі більш високі мікромеханічні характеристики, ніж у згаданого вище матеріалу Cu–9Sn–CuWO<sub>4</sub>–5MoS<sub>2</sub>, а саме:  $H_{IT}>в 1,19$ ;  $h_s/h_c>в 1,62$ ;  $\epsilon es>в 1,61$ ;  $\sigma es>в 1,19$ , за винятком  $E$  і  $E^*$ , які є помітно меншими: у 1,36 ( $E^*$ ) і 1,38 ( $E$ ) рази.

### **Висновки**

1. При опромінюванні потоком концентрованих сонячних променів поверхні зразків композицій Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>,

сформованих із розмолотої суміші дрібнодисперсних порошоків багатостороннім пресуванням, вже під час нагрівання за 1 хв до температури 900 °С синтезується новий композиційний матеріал.

2. У процесі опромінювання на поверхні зразків порошкових композицій Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub> утворюються: α–твердий розчин олова у міді; фосфід міді Cu<sub>3</sub>P, котрий зміцнює матрицю матеріалу, і складний сульфід Cu<sub>2</sub>Mo<sub>3</sub>S<sub>4</sub>, який виконує роль твердого мастила. Дисульфід молібдену MoS<sub>2</sub> за температури 900 °С, взаємодіючи з міддю, утворює складний сульфід Cu<sub>2</sub>Mo<sub>3</sub>S<sub>4</sub> [6].

3. За результатами рентгенівського аналізу фазовий склад матеріалу поверхні зразків після нагріву до температури 900 °С такий: 89,71(Cu–Sn)+6,5 Cu<sub>3</sub>P+3,79Cu<sub>2</sub>Mo<sub>3</sub>S<sub>4</sub>.

4. Структура синтезованого матеріалу поверхні зразків композицій являє собою α–твердий розчин олова у міді, у якому розподілені зміцнювальна фаза–фосфід міді Cu<sub>3</sub>P і тверде мастило Cu<sub>2</sub>Mo<sub>3</sub>S<sub>4</sub>.

5. Структура матеріалу поверхні зразків композицій, синтезованих за температури 600 °С, на яку безпосередньо не діяв потік концентрованих сонячних променів, являє собою α–твердий розчин олова в міді, у якому розподілені зміцнювальна фаза–фосфід міді Cu<sub>3</sub>P і тверде мастило MoS<sub>2</sub>.

6. Мікромеханічні характеристики матеріалу поверхонь зразків композицій Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, синтезованих за температури 900 °С, є вищими, ніж за температури 600 °С:

7. Мікромеханічні характеристики матеріалу поверхонь експериментальних зразків композицій Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, синтезованого як за температури 900 °С, так і за температури 600 °С, є вищими, ніж у такого ж композиційного матеріалу, отриманого пресуванням розмолотої суміші дрібнодисперсних порошоків і наступним спіканням у водні за температури 780 °С протягом 2 год, а також відомого композиційного антифрикційного матеріалу Cu–9Sn–7,5CuWO<sub>4</sub>–5MoS<sub>2</sub> [7], спресованого із порошоків розміром 40 мкм і синтезованого спіканням у водні за температури 780 °С протягом 2 год.

8. Метод короткочасного опромінення поверхні порошкових композицій Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, спресованих із розмолотої суміші дрібнодисперсних порошоків, потоком концентрованих сонячних променів може бути застосований для спікання сформованих

малогабаритних заготовок і суттєвого зміцнення матеріалу їх поверхні за рахунок підвищення його мікромеханічних характеристик.

### Список літератури

1. Пат. 72823 Україна. Порошковий антифрикційний матеріал на основі міді / А. Г. Косторнов, О. І. Фушич // Промислова власність.–2005.–№ 4.

2. Пат. 73217 Україна. Композиційний антифрикційний самозмащувальний матеріал на основі міді / А. Г. Косторнов, О. І. Фушич, Т. М. Чевичелова та ін. // Промислова власність. –2005.–№ 6.

3. Пат. 77601 Україна. Самозмащувальний композиційний антифрикційний матеріал на основі міді / А. Г. Косторнов, Т. М. Чевичелова, О. І. Фушич та ін. // Промислова власність. –2006.–№ 12.

4. Горбань В. Ф. Свойства вторичных структур металлов и покрытий // Металлофиз. новейшие технологии.–2007.–Т. 25.–№ 11.–С. 1527–1535.

5. Фирстов С. М., Горбань В. Ф., Печковський Э. П., Мамека Н. А. Уравнение индентирования // Доповіді академії наук України.–2007.–№ 12.–С. 100–106.

6. В. Л. Калихман, Е. П. Гладченко, А. Г. Дуксина и др. Рентгенографическое исследование взаимодействия некоторых халькогенидов Mo. W. Nb. Ta с медью, серебром, никелем, кобальтом // Порошковая металлургия.–1971.–№ 6.–С. 57–60.

7. Косторнов А. Г., Пасичный В. В, Фушич О. И. и др. Использование вольфрамата меди, полученного переработкой вольфрамсодержащих отходов, в качестве добавки к антифрикционному материалу // Порошковая металлургия.–2009.–№ 11/12.–С. 132–139.

Косторнов А.Г., Фушич А.И., Горбань В.Ф., Чевичелова Т.Н., Костенко А.Д.

**Воздействие кратковременного облучения поверхности порошковых композиций концентрированных солнечных лучей на микромеханические характеристики триботехнических материалов** // Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2010. – Вип. 53. – С.186–195.

Исследовано влияние большой скорости нагревания до температуры 900 °С потоком концентрированных солнечных лучей экспериментальных композиций Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, спрессованных многосторонним прессованием из смеси мелкодисперсных порошков, на структуру, фазовый и химический состав, а также микромеханические характеристики синтезированного материала.

Рис. 4, табл.2, список лит.:7 наим.

**The impact of short-term exposure surface powder compositions of concentrated sunlight on micromechanical tribological characteristics of materials**

The effect of high heating rate to a temperature of 900 C the flow of concentrated sunlight Cu–Sn–P–MoS<sub>2</sub>, pressed multilateral experimental compositions pressing of a mixture of fine powders on the structure, phase and chemical composition, as well as the micromechanical characteristics of the synthesized material.

Стаття надійшла до редакції 15.04.10



## ДОСЛІДЖЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ КОМПОЗИЦІЙНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ КОБАЛЬТУ В УМОВАХ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ФРЕТИНГУ

Національний авіаційний університет

*Розглянуто завдання підвищення ресурсу робочих лопаток турбін авіаційних двигунів. Проведено випробування деяких композиційних (порошкових і литих) сплавів на основі кобальту в умовах високотемпературного фретингу. Пояснено механізм високої зносостійкості малопористих порошкових сплавів з високим умістом наповнювача.*

**Актуальність теми.** Умови роботи робочих лопаток турбін сучасних авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) характеризуються високим рівнем діючих статичних навантажень, широким діапазоном зміни робочих температур, високими швидкостями обертання, і як наслідок – високими вібронавантаженнями. З огляду на загальну тенденцію до зростання міжремонтних і загальнотехнічних ресурсів дедалі більшої значущості набуває підвищення тягових характеристик ГТД, що зумовлює збільшення межі допустимих навантажень і температур експлуатації лопаток.

Для зниження вібронавантажень лопатки бандажуються у верхній частині по зигзагоподібних поверхнях. Унаслідок вібропереміщень відбувається інтенсивне зношування контактних поверхонь полиць як результат розвитку фретинг-корозії, що призводить до підвищеного зношування і передчасного виходу деталей з ладу [1]. Крім того, руйнуванню внаслідок виникнення циклічних переміщень у номінально нерухомому з'єднанні піддаються і хвостовики лопаток.

**Завданням дослідження** було знайти такий матеріал, котрий за підвищеної робочої температури мав би вищі значення зносостійкості, ніж базовий сплав (сплав №1) табл. 1.

Як відомо, одними з найважливіших факторів, що визначають опір матеріалів зношуванню, є їх структура,

властивості, а також взаємне розташування, кількісне співвідношення та характер взаємодії окремих складових структури [2]. Велике значення мають процеси, що перебігають на поверхнях тертя матеріалів. Як приклад можна навести один з відомих способів підвищення трибологічних характеристик сплавів через реалізацію принципу Шарпі–Бочвара, що полягає в одержанні гетерогенної за розподілом і механічними характеристиками структури, що являє собою м'яку пластичну основу з наявними в ній твердих вкраплень. Саме такій умові відповідає структура усіх композиційних (литих і порошкових) сплавів, що випробовувались. Використання порошкових сплавів з високим умістом карбідів пояснюється неможливістю отримання литих сплавів такого складу через недостатню змочуваність TiC кобальтом.

Таблиця 1

Склад композиційних сплавів

№	Co, %	TiC, %	NbC, %	Пористість, %	Тип сплаву
1	80	----	20	----	Литий
2	70	30	----	----	Литий
3	50	50	----	3,1	Порошковий
4	70	30	----	25	Порошковий
5	50	50	----	28	Порошковий

**Методика експерименту.** Для триботехнічних випробувань використовували установку МФК -1. Для забезпечення температурного режиму її додатково обладнали кільцевою електричною піччю, термопарою та міліамперметром (рис. 1).

Робоча пара (рис. 2) являє собою рухомий зразок з кільцевим виточенням, до якого за допомогою високотемпературного припою кріпиться втулка, що притискається до нерухомого зразка. Нерухомий зразок виконано аналогічним способом.

Після випробування вимірювали середній лінійний знос зразків.

Установка дозволяє проводити дослідження фретинг-корозії в діапазоні частот 10 – 30 Гц за нормального тиску до 40 МПа та амплітуд вібропереміщення 0,001 – 2,5 мм.

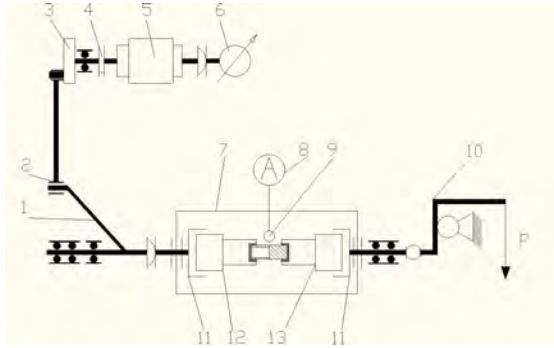


Рис. 1. Принципова схема установки МФК-1: 1 – горизонтальный шатун; 2 – вертикальный шатун; 3 – регулируемый эксцентрик; 4 – муфта; 5 – электродвигун; 6 – лічильник кількості циклів; 7 – електрична піч; 8 – міліамперметр; 9 – термопара; 10 – важільний навантажувальний пристрій; 11 – цанга; 12 – рухомий зразок; 13 – нерухомий зразок

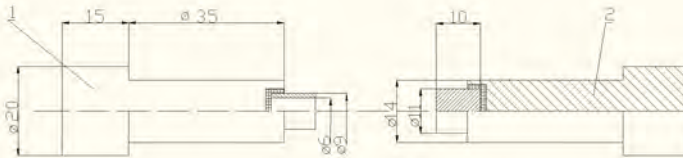


Рис. 2. Зразки для випробувань на фретинг-корозію:  
1 – рухомий; 2 – нерухомий.

Нагрівання зразків дозволяє проводити дослідження за температури до  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Для випробувань зразки встановлюються в цангах і установка навантажується. Таким чином, зразки самоцентруються, після чого відбувається їх остаточна фіксація. Задане навантаження на зразки здійснюється за допомогою важільного пристрою, що дозволяє створювати більші питомі навантаження.

**Випробування** проводили в однойменних парах за таких умов віброциклічного навантаження: питоме контактне навантаження –  $P = 30\text{ МПа}$ ; амплітуда відносного переміщення зразків –  $A = 120\text{ мкм}$ ; частота коливань –  $\nu = 30\text{ Гц}$ ; база випробувань –  $5 \cdot 10^6$  цикл. температура навколишнього середовища –  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Результати наведено на рис. 3.

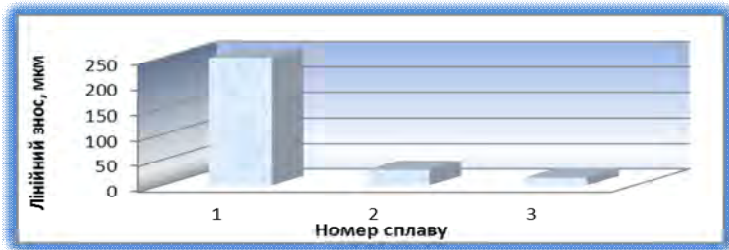


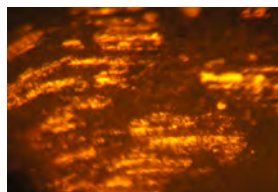
Рис. 3. Результати випробувань: сплав №1 – 250 мкм, сплав №2 – 30 мкм, сплав №3 – 15 мкм

Під час випробувань не вдалось оцінити зносостійкість композиційний порошкових сплавів з високою пористістю (№4 і №5). Вже на початковому етапі експерименту спостерігались коливання сили тертя в межах 15–20% з частотою в 8–10 с. Через  $2 \cdot 10^6$  циклів спостерігалось руйнування рухомих зразків на декілька частин, а також відокремлення зразка від основи паралельно лінії припою. Це пояснюється недостатньою здатністю пористого матеріалу релаксувати напруження. Внаслідок цього в приповерхневому шарі формується сітка тріщин.

Базовий литий сплав №1 у процесі тертя схильний до утворення стружки (рис. 4). На його поверхні утворюється тонка плівка оксидів, котра швидко руйнується. При цьому оголюються великі за площею ділянки металу, які, у свою чергу швидко зношуються. Аналогічно себе поводить і сплав №2, хоча вищий вміст карбіду титану в матриці забезпечує значно кращі триботехнічні характеристики. В обох випадках порушуються умови утворення і стійкості вторинних структур, унаслідок чого руйнуються поверхневі шари основного матеріалу.



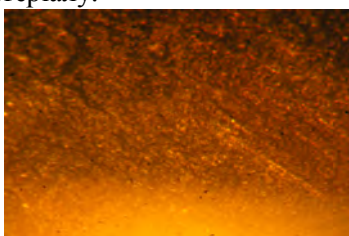
*a*,  $\times 30$



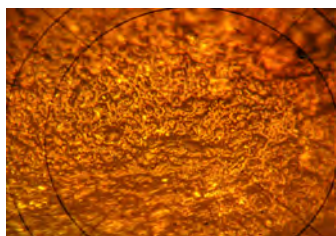
*b*,  $\times 500$

Рис. 4. Топографія поверхні сплаву №1 після випробувань: *a* – утворення стружки ( $2 \cdot 10^6$  циклів); *b* – оксидна плівка не суцільна ( $5 \cdot 10^6$  циклів)

Сплав №3, за результатами випробувань, має найвищу зносостійкість. Це пояснюється підвищеним умістом карбідів і низькою пористістю, що запобігає поширенню втомних тріщин всередину матеріалу. Як відомо [3], структурно неоднорідний матеріал зношується в парах тертя як одне ціле, оскільки в процесі тертя відбувається перерозподіл питомого навантаження: воно збільшується для більш зносостійких включень і зменшується для менш зносостійких. Тому частинки TiC, розміщуючись на ділянках фактичного контакту, запобігають при цьому руйнуванню захисних оксидних плівок. Крім того, ці плівки мають масивну текстуру і пористу поверхню (рис. 5). У цих парах на початковому етапі тертя відбувається нагромадження продуктів зношування, котрі відіграють роль твердого мастила. Всі ці умови забезпечують стабілізацію процесу зношування і високу зносостійкість матеріалу.



*a*, ×30



*b*, ×500

Рис. 5. Топографія поверхні сплаву №3 після випробувань: *a* – зношування має рівномірний характер ( $2 \cdot 10^6$  циклів); *b* – пориста поверхня оксидної плівки ( $5 \cdot 10^6$  циклів)

### Висновки:

1. Високопористі сплави руйнуються внаслідок утомного руйнування вже на початковому етапі випробування.

2. Сплави з низьким умістом карбідів формують тонку оксидну плівку, яка швидко руйнується і оголює ділянки чистого металу, що призводить до підвищеного зношування.

3. Порошковий сплав №3 утворює пористу оксидну плівку, яка акумулює продукти зношування, сприяючи стабілізації процесу тертя. Карбідна фаза сприймає на себе більшу частину навантаження, запобігаючи при цьому руйнуванню оксидної плівки. Цей сплав може бути використаним в якості матеріалу при

відновленні напаяванням контактних поверхонь лопаток турбін ГТД, а також під час їх виготовлення.

### Список літератури

1. *Духота О.І., Черепова Т.С., Тісов О.В., Вовк В.І.* Оцінка зносостійкості жароміцних композиційних сплавів в умовах високотемпературного фретингу// Сучасні проблеми трибології. Тези доповідей МНТК.–К.: ІВЦ АЛКОН.–2010. – С. 146.

2. *Поверхностная* прочность материалов при трении / Под ред. Б.И. Костецкого. – К.: Техника, 1976. – 291с.

3. *Присевок А.Ф., Яковлев Г.М., Даукнис В.И.* Исследование механизма разрушения сплавов при их трении о закреплённые абразивные зёрна // Прогрессивная технология машиностроения. – Минск: Высшая школа, 1971. – С. 120–126.

*Духота О.И., Тісов А.В.* **Исследование износостойкости композиционных сплавов на основе кобальта в условиях высокотемпературного фреттинга** // Проблемы тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2010. – Вип. 53. – С.196–201.

В работе решается задача повышения ресурса рабочих лопаток турбин авиационных двигателей. Проведены испытания ряда композиционных (порошковых и литых) сплавов на основе кобальта в условиях высокотемпературного фреттинга. Объяснен механизм высокой износостойкости малопористых порошковых сплавов с высоким содержанием наполнителя.

Рис. 5, табл.1, список лит.: 3 наим.

### **Investigation of heat-proof composite alloys wear properties at conditions of high temperature fretting – corrosion**

Present work solves a task of aviation engines rotor blades durability increase. Tribotechnical tests of a set of composite powder and cast alloys at conditions of high temperature fretting-corrosion have been conducted. Also a mechanism of low-porosity powder alloys with high content of filler agent is explained.

Стаття надійшла до редакції 26.05.10

## АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МЕХАНИЧЕСКИ СИНТЕЗИРОВАННОГО ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $TiAl - TiB_2$

Институт проблем материаловедения НАН Украины, [sirov@voliacable.com](mailto:sirov@voliacable.com)

*Проведены сравнительные исследования поведения детонационных покрытий на основе  $Ti-Al-B$ ,  $Ti-Al-B-O$ ,  $Ti-Al-B-N$  и покрытий из  $Al153$ ,  $KXH-35$  в условиях сухого трения в парах с различными материалами. Установлено, что наличие в структуре покрытий нитридов и оксидов улучшает характеристики трения при работе. Установлено, что наибольшей склонностью к схватыванию обладают пары, содержащие в своих составах одноименные металлы. Наиболее высокими показателями обладает покрытие со структурой из интерметаллидной матрицы с включениями твердых фаз в виде боридов титана и оксидов.*

**Введение.** Наиболее эффективным средством защиты изделий из титана и его сплавов от изнашивания при работе в парах трения, работающих в условиях трения скольжения без смазки или ограниченной смазки, является разработка антифрикционных покрытий. Известно, что средство химических составов основы и покрытия во многих случаях создает хорошие условия для обеспечения между ними прочной адгезии – одного из важнейших условий высокой работоспособности изделия. В этой связи разработка титансодержащих износостойких антифрикционных покрытий для деталей аэрокосмической техники, изготавливаемых из сплавов титана, является актуальной и перспективной. Достижение благоприятных результатов при использовании таких покрытий можно ожидать и в медицине, в частности, в эндопротезных суставах.

**Постановка задачи.** За счет применения активированных механическим сплавлением нанокompозитных порошков  $Ti-Al$ ,  $Ti-Al-B$  и варьирования режимами взаимодействия их с рабочей газовой средой в процессе детонационного напыления можно

формировать покрытия с кардинально различными фазовыми составами и структурами [1; 2]. Было установлено, что использование аргона для транспортирования порошка на основе системы Ti–Al–B (рис. 1) в зону горючей газовой смеси в процессе детонационного напыления приводит к формированию микрокомпозитного покрытия с интерметаллидной матрицей и включениями боридов титана с размером около 1 мкм, среднее расстояние между ними – 5 мкм (рис. 2). При использовании воздуха при напылении в покрытия дополнительно к боридным фазам формируются твердые оксидные фазы типа  $Ti_xAl_yO_z$ . Использование азота приводит к формированию покрытия, содержащего нитридные, боридные и интерметаллидные фазы.

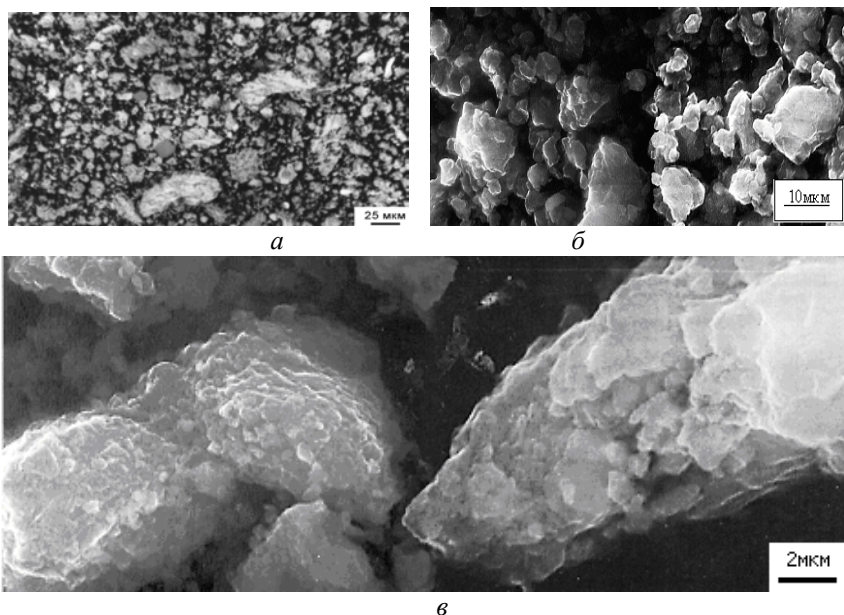


Рис.1. Внешний вид механически сплавленной частицы порошка Ti–Al–B:  
*a* – оптическая микроскопия; *б* – электронная микроскопия,  $\times 4000$ ;  
*в* – электронная микроскопия,  $\times 10000$

Целью данной работы является сравнительная оценка триботехнических характеристик покрытий, напыленных из порошков Ti–Al–B при различных режимах детонационно-газового метода. Среди достоинств этого метода следует отметить



возможность формировать покрытия с минимальной пористостью, что во многих случаях является необходимым условием их успешной работы.

**Экспериментальная часть.** Напыление покрытий осуществляли с помощью детонационно-газовой установки «Днепр – 5МА», разработанной в ИПМ НАН Украины. Из механически сплавленного порошка Ti-Al-B были напылены следующие покрытия: 1) с применением аргона – «Ar», 2) с применением воздуха – «Air», 3) с применением азота – «N». Условия формирования покрытий приведены в работе [2].

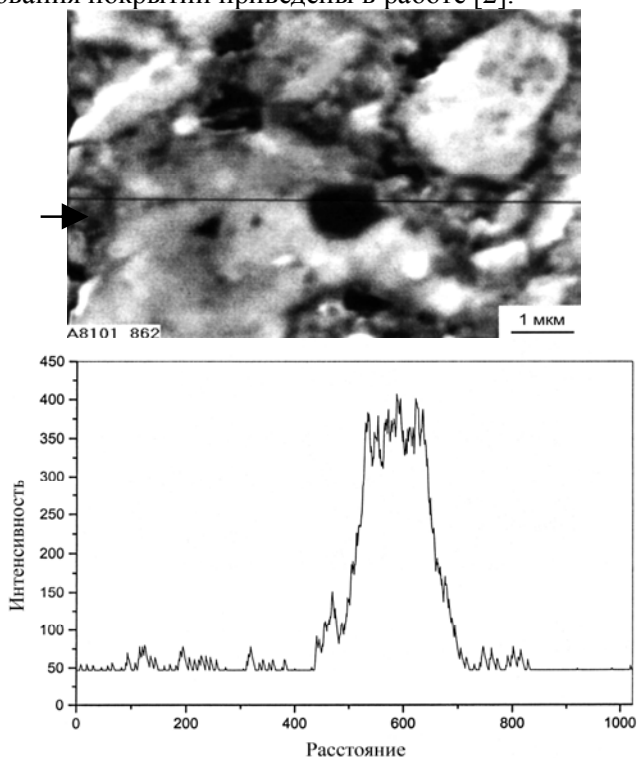


Рис. 2. Распределение бора по поперечному пересечению механически сплавленной частицы Ti-Al-B

Использование аргона для транспортирования порошка в зону горячей газовой смеси приводит к формированию покрытия из физически непрерывной интерметаллидной матрицы и

изолированных включений боридов титана. При использовании воздуха фазовый состав покрытия дополняется включениями оксидов и оксинитрида, что приводит к росту его твердости. Использование азота приводит к формированию покрытия, основа микроструктуры которого представляет собой случайную двухфазную смесь из интерметаллидных и нитридных фаз TiN, AlN, содержащую включения боридов, а также Al и Ti.

Характеристики трения и поведения разработанных покрытий в парах трения с контртелами, изготовленными из трех материалов (Ст45; коррозионно-стойкости стали 07X16H6; титанового сплава марки OT4) оценивали путем сравнения с характеристиками двух типов коммерческих износостойких покрытий, полученных в аналогичных условиях. Одно из них, имеющее фазовый состав в виде триалюминида  $(Al, Cr)_3Ti$ , было напылено из порошка, полученного из слитка механическим дроблением. Химический состав порошка был аналогичен составу коммерческого порошка марки AL153  $(Al_{66}Cr_9Ti_{25})$  [3]. Второе покрытие из карбидохромистого твердого сплава марки КХН-35 (число указывает на содержание никеля, остальное — карбид хрома) [4]. Оба покрытия были напылены с использованием воздуха – среды, транспортирующей порошок в зону действия детонации.

Триботехнические испытания проводили на машине трения ВМТ-75, обеспечивающей торцевое трение цилиндрического образца ( $h = 20$  мм,  $d = 10$  мм) по кольцевому контртелу (рис. 3). Во всех случаях испытания велись при скорости скольжения 0,18 м/с в режиме сухого трения при нагрузке  $P = 3,12$  МПа в течение 20 мин. Материалы имели седьмой класс шероховатости. Распределение элементов в структуре исследовали с помощью микрорентгеноспектрального анализатора марки «САМЕВАХ SX-50» (Франция). Оптическую микроскопию осуществляли с помощью прибора Jenaphot-2000 (Германия).

**Результаты и обсуждение.** Анализируя поведение материалов при трении, можно сделать заключение, что в случае со Ст45 оно в значительной степени существенно отличается для разных материалов. Наименьший коэффициент трения зафиксирован (рис. 4) в паре стали с твердым и не склонным к

адгезионному взаимодействию с ним покрытием на основе из алюминидов титана ( $H_{\mu} = 6$  ГПа), содержащего твердые и химически стойкие включения нитрида титана ( $H_{\mu} = 20,5$  ГПа) и диборида титана ( $H_{\mu} = 34$  ГПа).

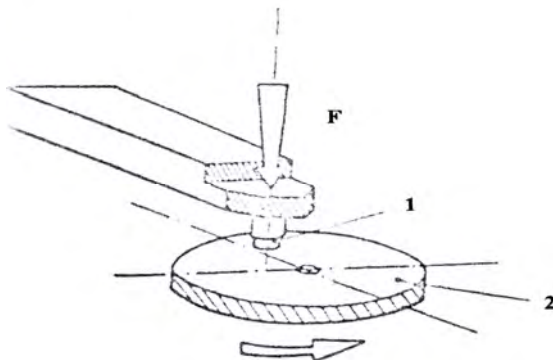


Рис. 3. Схема трения образец – контртело: 1–образец; 2 – контртело

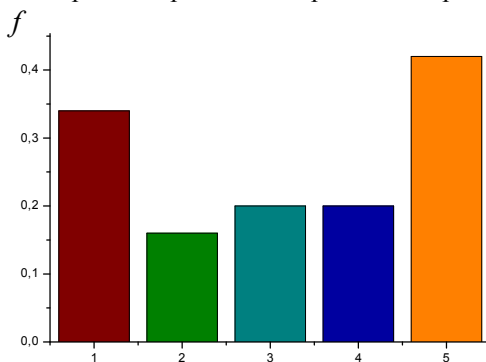


Рис. 4. Коэффициенты трения по стали 45 покрытий, напыленных с использованием различных газовых сред для транспортировки порошков: 1 – Ti–Al–B (аргон); 2 – Ti–Al–B (азот); 3 – Ti–Al–B (воздух); 4 – AL153 (воздух); 5 – KXH-35(воздух)

Этому соответствуют минимальные потери массы рассматриваемых объектов, контактирующих в процессе трения (рис. 5). Причем изнашиванию в указанных парах трения подвергается главным образом менее твердое стальное контртело.

Поверхности дорожек трения на обоих компонентах пары трения Ст 45 – покрытие «N» после приработки имеют стабильный профиль без задиrow, заеданий и выкрашиваний (рис. 6). При этом

поверхность менее твердого контртела закономерно характеризуется более высокой шероховатостью.

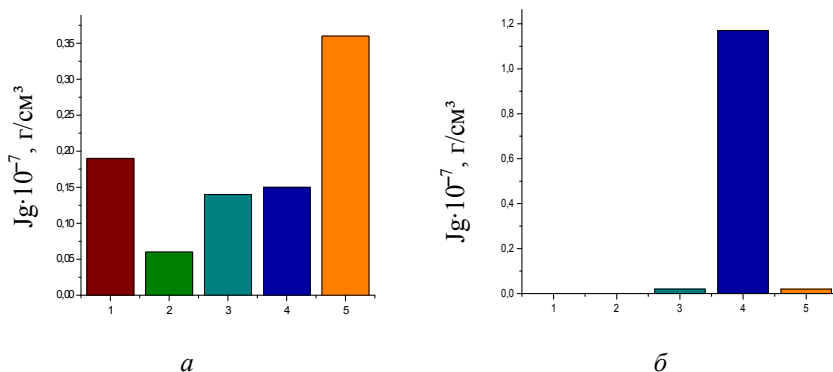


Рис. 5. Потеря массы при трении контртела из Ст 45 (*а*) покрытий (*б*), напыленных с использованием различных газовых сред для транспортировки порошков: 1 – Ti–Al–B (аргон); 2 – Ti–Al–B (азот); 3 – Ti–Al–B (воздух); 4 – AL153 (воздух); 5 – КХН-35 (воздух)

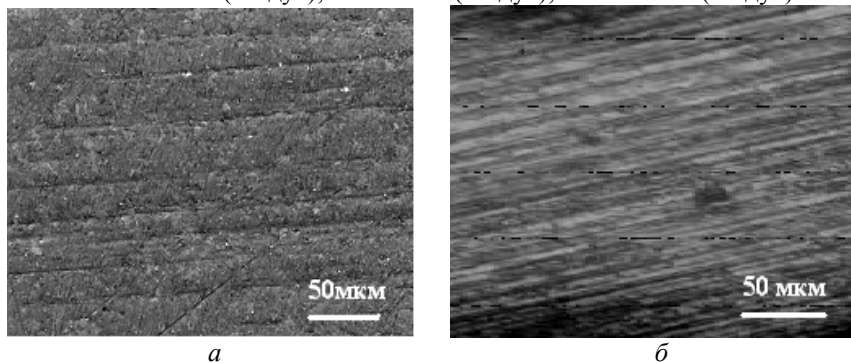


Рис. 6. Изображение поверхностей трения пары Ст45–Ti–Al–B (азот): *а* –покрытие; *б* – контртело

Наличия в структуре нитридов можно отнести к закономерному, поскольку покрытия TiN известны как износостойкие и широко применяются для снижения коэффициента трения рабочих поверхностей, в частности режущего инструмента, именно при обработке сталей [5]. Это объясняется тем, что нитридтитановые покрытия обладают высокой стойкостью к диффузии и химическому взаимодействию с железом.

Наибольшее значение коэффициента трения в паре со Ст45 зафиксировано для покрытия КХН-35. При этом большой износ зафиксирован и контртела, и покрытия, что объясняется активным адгезионным взаимодействием мягкой никелевой связки композиционного покрытия со сталью, сопровождающимся задирами и приводящим к повышенному износу(рис.7).

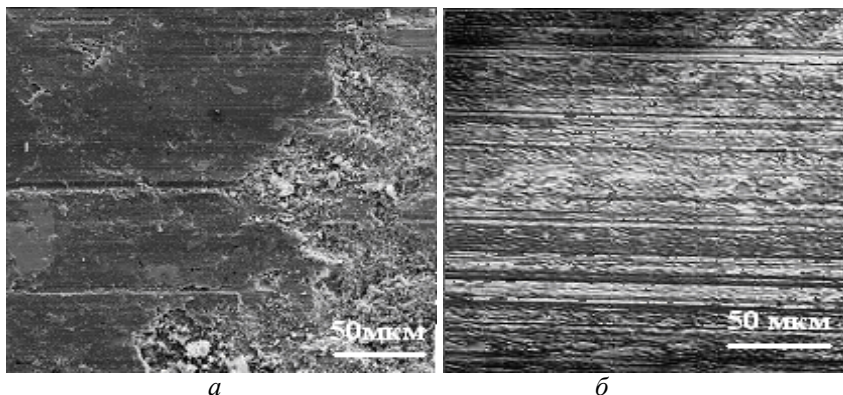


Рис. 7. Изображение поверхностей трения пары Ст45–Ti–Al–В (азот):  
*а* – покрытие; *б* – контртело

На поверхности покрытия видны места выломанных крупных участков структуры, а на поверхности контртела – грубые канавки, образовавшиеся в результате и микрорезания, и пластического воздействия твердой карбидтитановой структурной составляющей покрытия.

Наименьший коэффициент трения в паре со сталью 07X16H6 зафиксирован при работе с покрытием Ti–Al–В (воздух) (рис. 8). При этом оба компонента имеют высокую стойкость к изнашиванию (рис. 9). Состояние контактирующих поверхностей закономерно выглядит наиболее качественным (рис. 10).

Как видно из рис. 9, наибольший износ произошел в паре 07X16H6–AL153. В этом случае фазовый состав покрытия представлен  $(Al,Cr)_3Ti$  (рис. 11).

Покрытие Ti–Al–В (азот) при работе в паре с 07X16H6 подверглось также большому износу (рис. 12). На фотографии поверхности этого покрытия видны крупные борозды со сглаженными краями.

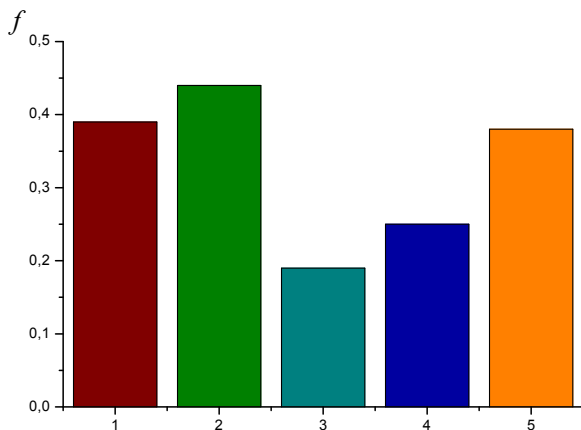


Рис. 8. Коэффициенты трения по стали 07X16H6 покрытий, напыленных с использованием различных газовых сред для транспортировки порошков: 1 – Ti-Al-B (аргон); 2 – Ti-Al-B (азот); 3 – Ti-Al-B (воздух); 4 – AL153 (воздух); 5 – KXH-35 (воздух)

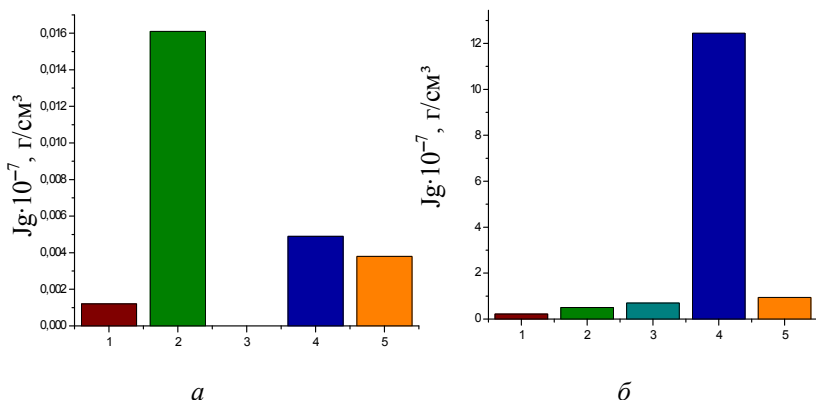
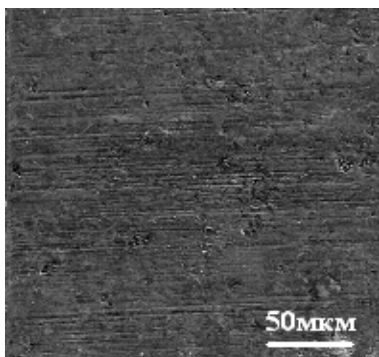
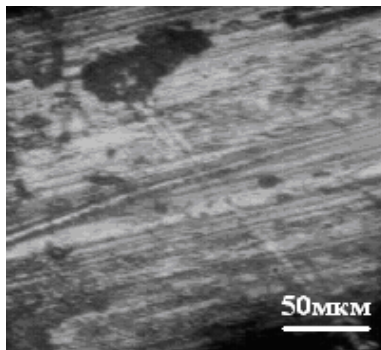


Рис. 9. Потеря массы при трении по стали 07X16H6 (а) покрытий (б), напыленных с использованием различных газовых сред для транспортировки порошков: 1 – Ti-Al-B (аргон); 2 – Ti-Al-B (азот); 3 – Ti-Al-B (воздух); 4 – AL153 (воздух); 5 – KXH-35 (аргон)

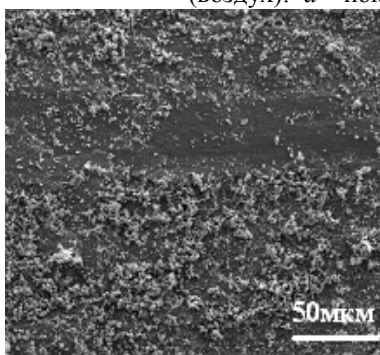


*a*

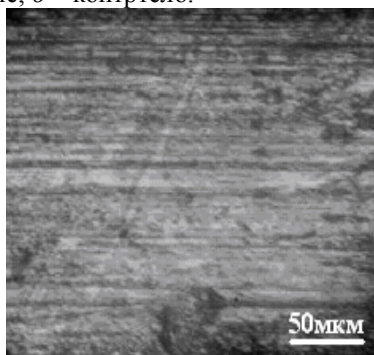


*б*

Рис. 10. Изображение поверхностей трения пары 07X16H6–Ti–Al–B (воздух): *a* – покрытие; *б* – контроло.

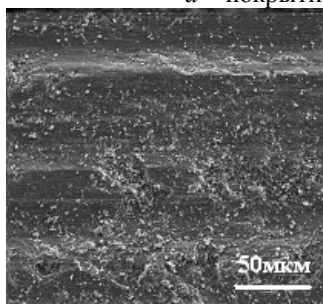


*a*

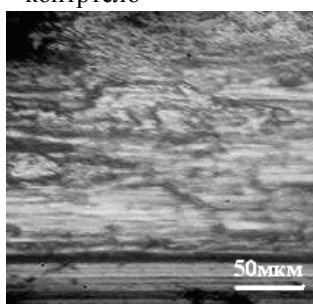


*б*

Рис. 11. Изображение поверхностей трения пары 07X16H6 –AL153: *a* – покрытие; *б* – контроло



*a*



*б*

Рис.12. Изображение поверхностей трения пары 07X16H6–Ti–Al–B (азот): *a* – покрытие; *б* – контроло

Можно предположить, что наряду со съемом материала происходило пластическое отеснение (деформирование) из-за наличия мягких структурных составляющих (Al, Ti, AlN). Однако поверхность контртела выглядит также поврежденной.

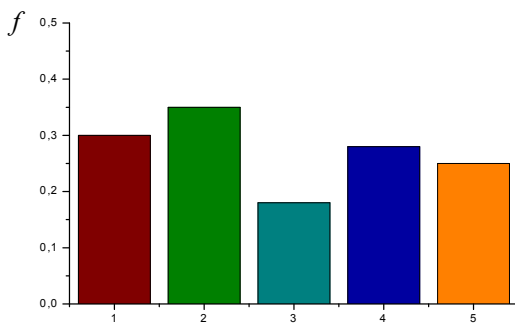


Рис. 13. Коэффициенты трения по сплаву ОТ4 покрытий, напыленных с использованием различных газовых сред для транспортировки порошков: 1 – Ti–Al–B (аргон); 2 – Ti–Al–B (азот); 3 – Ti–Al–B (воздух); 4 – AL153 (воздух); 5 – Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>–Ni (аргон)

Лучше других в парах с контртелом из титанового сплава проявило себя покрытие из порошка Ti–Al–B, напыленное с применением сжатого воздуха. В этой паре зафиксирован и минимальный коэффициент трения (рис. 13) и минимальный износ покрытия (рис. 14). Износ контртела при этом такой, как и в других сравниваемых парах. Можно предположить, что положительный эффект в этом случае достигнут благодаря дополнительному наличию в структуре твердых и не склонных к диффузионному взаимодействию с титановым контртелом таких фаз, как оксиды и оксинитриды. Поверхность покрытия после трения выглядит однородной и имеет минимальную шероховатость. Следов грубых повреждений на поверхности контртела не обнаружено (рис. 15). Принципиальное отличие в их структуре заключается в наличии у первого твердых боридных включений.

Худшим для работы в паре с титановым сплавом оказалось покрытие Ti–Al–B (азот) (рис. 16). На поверхности покрытия видны наросты материала. В отличие от покрытия поверхность трения контртела имеет однородные царапины со сглаженным профилем, но



при этом имеются места вырывов материала. Структурные составляющие покрытия по-разному взаимодействуют с поверхностью контртела.

Таким образом, активное адгезионное взаимодействие контактирующих сухих поверхностей химически родственных фаз  $Ti_2Al$ ,  $Ti$  в покрытии и  $Ti$  в контртеле приводит к схватыванию в условиях повышенных температур, возникающих при трении без смазки.

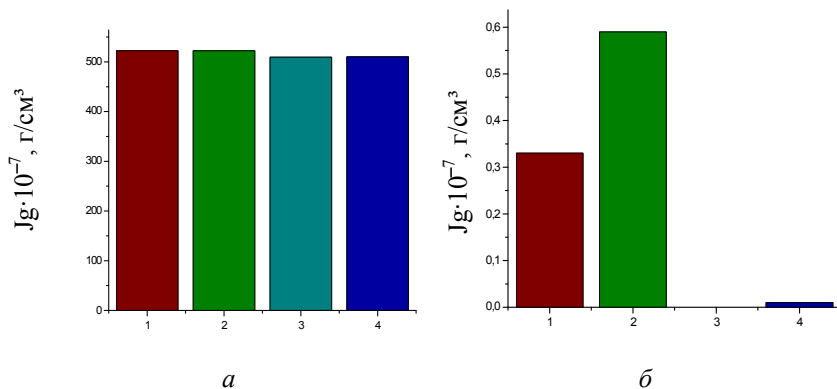


Рис. 14. Потеря массы при трении по сплаву OT4 (а) покрытий (б), напыленных с использованием различных газовых сред для транспортировки порошков: 1 – Ti–Al–В (аргон); 2 – Ti–Al–В (азот); 3 – Ti–Al–В (воздух); 4 – AL153 (воздух)

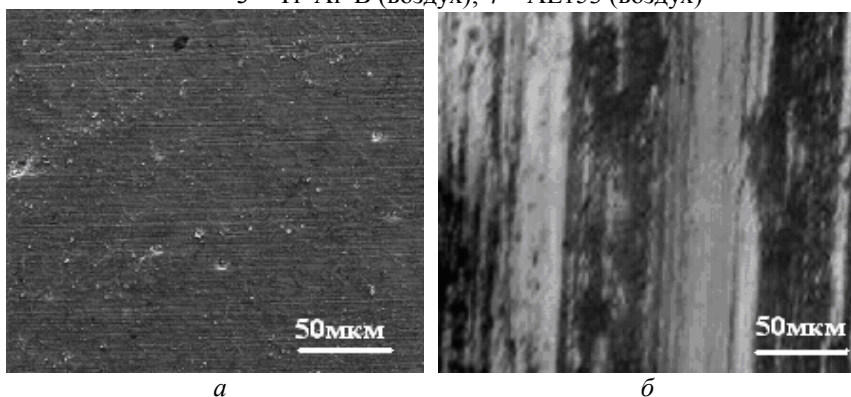


Рис. 15. Изображение поверхностей трения пары сплав OT4–Ti–Al–В (воздух): а – покрытие; б – контртело

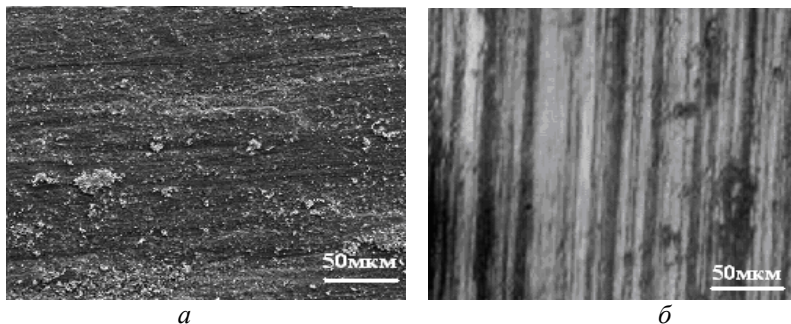


Рис.16. Изображение поверхностей трения пары сплав ОТ4–Ti–Al–B (азот): *а* – покрытие; *б* – контртело

При этом твердые включения боридов и нитридов осуществляют царапающее воздействие более мягкой поверхности титанового контртела, формируя царапины. Наряду с твердыми фазами покрытие содержит и более мягкие (Al, AlN, TiAl), что, в свою очередь, негативно сказывается на его сопротивлении изнашиванию.

**Выводы.** Сравнительными исследованиями поведения детонационных покрытий на основе Ti–Al–B, Ti–Al–B–N и Ti–Al–B–O в условиях сухого трения в парах с различными материалами установлено, что наличие в структуре покрытий нитридов и оксидов улучшает характеристики трения при работе. Наибольшей склонностью к схватыванию обладают пары, содержащие в своих составах одноименные металлы. Наиболее высокими показателями обладают покрытия со структурой из интерметаллидной матрицы с включениями твердых фаз в виде боридов титана и оксидов. Покрытие, основа микроструктуры которого представляет собой случайную двухфазную смесь из сравнительно мягких интерметаллидных и нитридных фаз, в которой твердая составляющая представлена только боридами, обладает наиболее низкой износостойкостью в условиях сухого трения.

#### Список литературы

1. *Oliker V.E., Sirovatka V.L., Timofeeva I.I., Gridasova T.Ya., Hrechyshkin Ye.F.* Formation of detonation coatings based on titanium aluminide alloys and aluminium titanate ceramic sprayed from mechanically

alloyed powders Ti-Al // Surface and Coatings Technology. – vol. 200 – (2006). – P. 3573–3581.

2. Оликер В.Е. Эволюция структуры и фазового состава в процессе напыления детонационных покрытий из механохимически синтезированных порошков Ti-Al-B / Оликер В.Е., Сироватка В.Л., Гридасова Т.Я., Тимофеева И.И., Гречишкин Е.Ф., Яковлева М.С // Порошковая металлургия. –2009.– № 11/12.– С. 34–42.

3. Dewald D., Austin M., Laitila E. and Mikkola D. Cubic Titanium Trialuminide Thermal Spray Coatings-A Review // Journal of Thermal Spray Technology, Vol. 10(1) March (2001). – P.111–117.

4. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: Справочник / И.М. Федорченко, И.Н. Францевич, И.Д. Радомысльский и др.; Отв. ред. И.М. Федорченко. – Киев: Наук. думка, 1985.– 624 с.

5. Гнесин Г.Г. Износостойкие покрытия на инструментальных материалах (Обзор) / Гнесин Г.Г., Фоменко С.Н. // Порошковая металлургия.–1996.– № 9/10.–С. 17–28.

**Сироватка В.Л. Антифрикційні властивості детонаційних покриттів на основі механічно синтезованого дисперсно-зміцненого інтерметаліда** // Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2010. – Вип. 53. – С.202–214.

Проведено порівняльні дослідження поведінки детонаційних покриттів на основі Ti-Al-B, Ti-Al-B-O, Ti-Al-B-N та покриттів з AL153, KHN-35 в умовах сухого тертя в парах з різними матеріалами. Установлено, що наявність у структурі покриттів нітридів та оксидів поліпшує характеристики тертя під час роботи. З'ясовано, що найбільшу схильність до схоплення мають пари, що вміщують у своїх складах однойменні метали. Найбільш високими показниками володіє покриття зі структурою з інтерметалідної матриці з включеннями твердих фаз у вигляді боридів титану та оксидів.

Рис. 4, табл.2, список літ.: 7 найм.

A comparative study of detonation coatings based on Ti-Al-B, Ti-Al-B-O, Ti-Al-B-N coatings and of the AL153, KHN-35 under conditions of dry friction in pairs with different materials. It was found that the presence in the structure of coatings of nitrides and oxides improves the characteristics of friction at work. It was found that most tend to have a pair of grip, with their combinations of the same metals. Most have high rates of coatings with the structure of the intermetallic matrix with inclusions of solid phases in the form of borides and titanium oxides.

Стаття надійшла до редакції 21.04.10

## ЗАСТОСУВАННЯ МЕТАЛЕВИХ ТА НЕМЕТАЛЕВИХ ПОКРИТТІВ

УДК 621.9.048

Є. В. Іващенко, канд. тех. наук., доц.  
Н. В. Франчік, асп.

### ФОРМУВАННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ ЛАЗЕРНИМ ЛЕГУВАННЯМ ЗАЛІЗА КАРБІДОМ ТА НІТРИДОМ ТИТАНУ

Національний технічний університет України «КПІ»  
e-mail: [marchenko@kpm.kpi.ua](mailto:marchenko@kpm.kpi.ua)

*Досліджено особливості формування структури і властивостей поверхневого шару на залізі після лазерного легування обмазками TiC та TiN. Показано, що легування заліза обмазками TiC та TiN зумовлює насичення заліза вуглецем та азотом і утворення дисперсних виділень карбїду TiC. Виявлено, що за більшої густини потужності збільшується зона лазерної дії.*

**Вступ.** Із розвитком сучасного виробництва ставляться нові вимоги до якості існуючих і створення нових покриттів, які б відповідали вимогам підвищення ресурсу та надійності роботи деталей машин, інструментів та елементів конструкцій в машинобудуванні [1].

Використання висококонцентрованих потоків, зокрема, лазерного випромінення, натепер є ефективним і актуальним методом поверхневого модифікування металів і сплавів [2].

Модифікування поверхні виробу нанесенням зносостійких покриттів – це один з найперспективніших методів удосконалення властивостей пар тертя зі сталей та сплавів.

Застосування технології лазерного легування дозволяє поєднувати не тільки процеси виплавки сплаву заданого складу безпосередньо на поверхні виробу, а також і наступне гартування з рідкого стану. Висока густина потужності енергії лазерного променя дає змогу не тільки значно підвищити продуктивність і технологічність процесу, але й отримати нові властивості покриттів. При цьому зростає їх мікротвердість, зносостійкість, корозійна стійкість тощо.

**Постановка завдання.** Метою цієї роботи було дослідження структури та мікротвердості зони лазерної дії (ЗЛД) на залізі при нанесенні обмазок на основі карбіду титану та нітриду титану.

Передбачалося, що застосування як обмазок карбіду титану і нітриду титану дозволить зменшити відбивну здатність поверхні зразків та додатково легувати ЗЛД титаном і фазами проникнення  $TiC$  та  $TiN$ , що збільшить твердість, зносостійкість і протяжність ЗЛД.

**Методика і техніка експерименту.** Дослідження результатів зміцнення поверхні проводили на залізі після лазерної обробки за режимами, які забезпечували розплавлення поверхні, з використанням імпульсного лазера «Квант-16» з активним елементом зі скла з неодимом, який працює в режимі вільної генерації. Довжина хвилі випромінювання  $\lambda = 1,06$  мкм, тривалість – 8 мс, густина потужності імпульсу змінювалася фокусуванням променя в інтервалі  $Wp = 6,5 \dots 8,3$  ГВт/м<sup>2</sup>.

Лазерне легування виконували на зразках армо-заліза у вигляді шайб діаметром 8 і висотою 5 мм на повітрі. Перед обробкою лазерним променем на поверхню зразків наносили обмазку з порошоків карбіду та нітриду титану (розмір частинок близько 1 мкм) з використанням органічної в'язучої речовини.

Залежно від густини потужності й товщини обмазки отримували зміцнені зони з різною структурою та мікротвердістю по перетину мікрровани розплаву. В роботі використовували комплексну методику, яка включала мікроструктурний (на оптичному мікроскопі МИМ-10), мікродюрOMETричний (мікротвердомір ПМТ-3 за навантаження 50 г), рентгенофазовий (ДРОН-2.0 –  $\lambda_{K\alpha}$ -Fe) та електронно-мікроскопічний (на мікроскопах РЕМ-106И зі збільшенням 400-1000 разів та ПЕМ-125К зі збільшенням від 2000 до 250000) аналізи.

**Результати роботи.** Насичення заліза з використанням обмазки нітриду титану за густини потужності лазерного випромінювання  $Wp = 6,5$  ГВт/м<sup>2</sup> привело до збільшення мікротвердості зони лазерної дії до 3,5 ГПа. У разі легування карбідом титану мікротвердість підвищувалася до 8,5 ГПа (рис. 1 а, крива 1). У структурі ЗЛД при легуванні карбідом титану

спостерігається рівномірна зона травлення з точковими темнотравленими виділеннями (рис. 1, б).

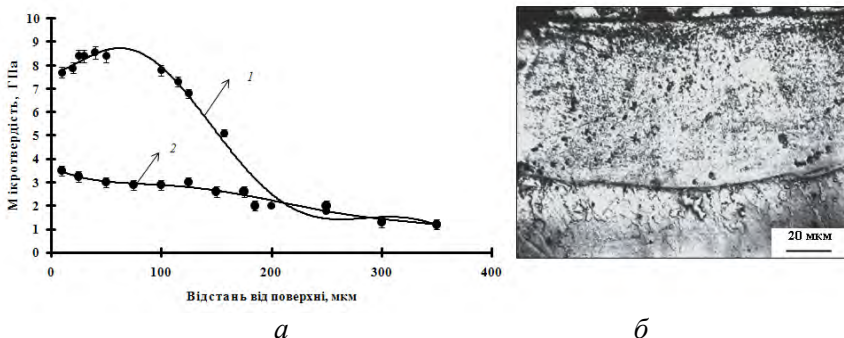


Рис. 1. Мікротвердість ЗЛД в залізі: 1 – обмазка TiC; 2 – обмазка TiN (а), мікроструктура заліза після лазерного легування обмазкою TiC(б);  $W_p = 6,5 \text{ ГВт/м}^2$

Якщо густина потужності лазерного випромінення становить  $W_p = 8,3 \text{ ГВт/м}^2$ , спостерігався ефект значного збільшення протяжності ЗЛД до 700 мкм та одночасного зменшення мікротвердості легованої зони до 5 ГПа (обмазка TiC) та до 3 ГПа (обмазка TiN) (рис. 2, а, крива 1, 2).

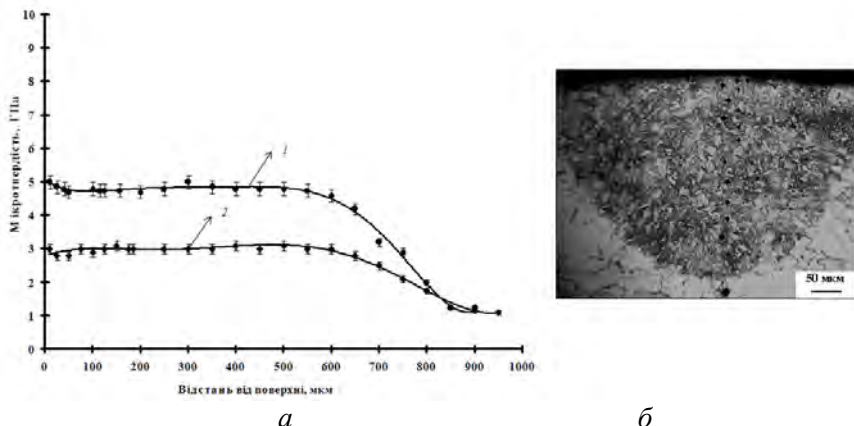


Рис. 2. Мікротвердість ЗЛД в залізі: 1 – обмазка TiC; 2 – обмазка TiN(а), мікроструктура заліза після лазерного легування обмазкою TiN(б),  $W_p = 8,3 \text{ ГВт/м}^2$

Відносно велика протяжність ЗЛД обумовлена зокрема її темним кольором, що значно зменшує коефіцієнт відбиття і збільшує кількість поглиненої енергії лазерного випромінювання.

Мікроструктура зони лазерної дії, легованої нітридом титану за густин потужності випромінення  $W_p = 6,5$  ГВт/м<sup>2</sup> та  $W_p = 8,3$  ГВт/м<sup>2</sup> має вигляд стовпчасто-дендритних зерен (рис. 2, б).

Під час легування карбідом титану рентгеноструктурний аналіз виявив наявність у ЗЛД  $\alpha$ -фази заліза і невеликої кількості TiC (рис. 3). У процесі легування нітридом титану виявляються лінії  $\alpha$ -фази заліза та слабкі лінії TiN.

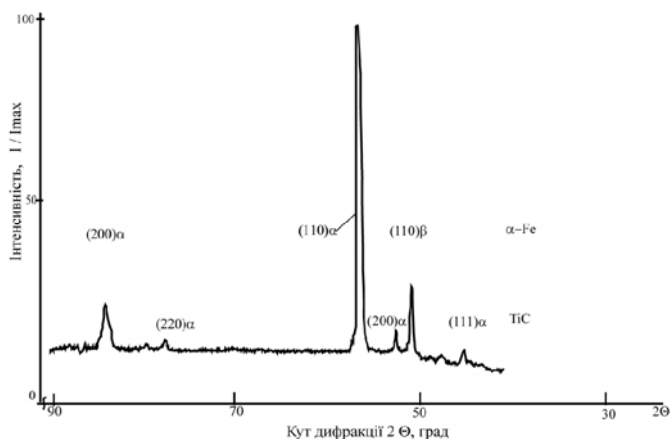


Рис. 3. Фрагмент дифрактограми ЗЛД заліза після легування обмязкою TiC

Електронномікроскопічне дослідження зони лазерного впливу після легування карбідом TiC дозволило виявити досить високу густину дислокацій та створення ділянок з комірковою структурою (рис.4, б, в). Середній лінійний розмір комірок становить приблизно 500 нм. На скупченнях дислокацій спостерігалося виділення дисперсних частинок, імовірно, – карбіду титану. Такі експериментальні дані можуть свідчити про складний багатостадійний механізм процесу лазерного легування.

У межах зони спостерігалися ділянки з різною густиною дислокацій і різною кількістю виділених дрібнодисперсних частинок з середнім розміром приблизно 30 нм (рис. 4, а, в), розташованих окремими скупченнями.

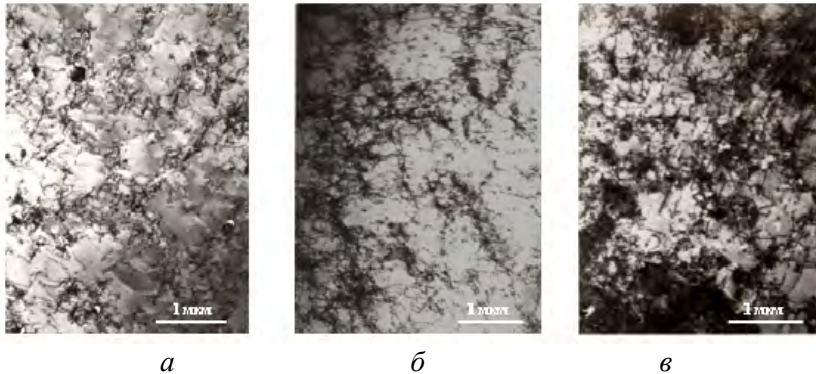


Рис. 4. Електронні мікрофотографії ЗЛД, залізо, обмазка TiC,  $W_p=6,5$  ГВт/м<sup>2</sup>

Ці скупчення дрібнодисперсних частинок розташовуються на ділянках з підвищеною густиною дислокацій і мають розгалужену форму. Такий характер електронно-мікроскопічного зображення структури може свідчити про значну нерівномірність хімічного складу в ЗЛД. Більша кількість виділень відповідає ділянкам, на яких концентрація Ti та C більша, і навпаки. На певних ділянках ЗЛД поряд з дисперсними виділеннями виявляються частинки більшого розміру близько 150 нм. Ці частинки, ймовірно, є фрагментами нерозплавлених частинок обмазки.

Наявність дрібнодисперсних виділень карбіду TiC, частинок більшого розміру та підвищена густина дислокацій і зумовлюють високі значення мікротвердості ЗЛД. Крім того, фактором, який сприяє підвищенню мікротвердості, ймовірно, є збільшення розчинності вуглецю або азоту в  $\alpha$ -твердому розчині заліза, легованого титаном у процесі лазерного оплавлення [3].

Можливий механізм зміцнення ЗЛД у процесі лазерної обробки з обмазок можна подати такими процесами: імпульс світла нагріває обмазку до високих температур (близьких до температури випаровування). Залежно від товщини обмазки може також відбуватися часткове розкладення насичувальної сполуки – карбіду та нітриду титану. Над поверхнею виникає «хмара» хімічної активної плазми. Одночасно відбувається нагрівання і випаровування металу. Взаємодія плазми з розплавленим металом призводить до насичення ЗЛД елементами проникнення – вуглецем



та азотом, а також титаном. За високих швидкостей нагрівання та охолодження в умовах високих градієнтів температури, які призводять до високих внутрішніх напружень, виникають та перерозподіляють дислокації на яких виділяються дисперсні частинки карбіду титана чи нітриду титана.

Дані, отримані на растровому електронному мікроскопі, дозволили дослідити будову ЗЛД заліза при легуванні обмазкою TiN.

На мікрофотографіях окремих фрагментів ЗЛД (рис. 5, а, б) виявляються ділянки з різним характером мікроструктури.

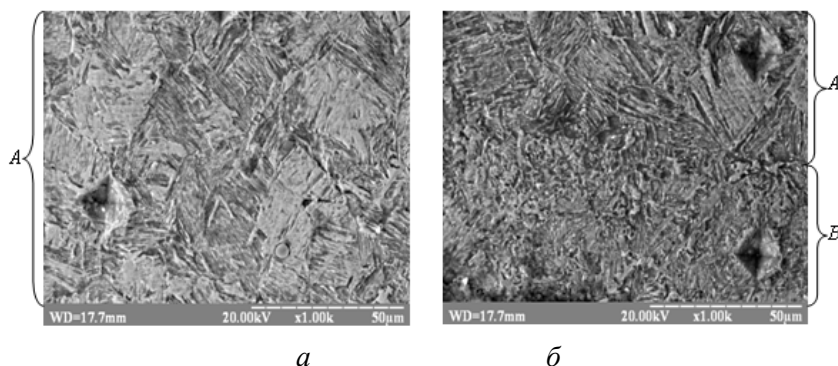


Рис. 5. Фотографії мікроструктури ЗЛД у вторинних електронах, залізо, обмазка TiN,  $Wp = 8,3 \text{ ГВт/м}^2$

Поряд із структурою, яку можна характеризувати як дендритну (А) виявляється зерниста структура (В), що може свідчити про відмінні умови охолодження та різницю в хімічному складі ЗЛД.

### **Висновки.**

За результатами дослідження лазерного легування карбідом та нітридом титану заліза методами мікроструктурного, мікродюриметричного, рентгенофазового та електронно-мікроскопічного виявлено особливості структури та властивостей зон лазерної дії.

Установлено, що легування обмазкою TiC збільшує мікротвердість поверхневого шару до 8,5 ГПа, а легування обмазкою TiN – до 3,5 ГПа. Виявлено, що збільшення густини

потужності призводить до більшої протяжності зони лазерної дії та зменшенню мікротвердості.

Електронно-мікроскопічне дослідження зони лазерного впливу після легування карбідом TiC дозволило виявити значне збільшення густини дислокацій та створення ділянок з комірковою структурою і виділення дисперсних частинок – карбіду титану.

Зона лазерної дії на залізі, отримана в результаті легування поверхні карбідними частинками, має високу зносостійкість і може бути запропонована для зміцнення поверхонь деталей, що працюють в умовах тертя.

Нині момент проводяться дослідження триботехнічних характеристик отриманих покриттів.

### Список літератури

1. Григорьянц А. Г. Основы лазерного термоупрочнения сплавов. / А.Г. Григорьянц, А. Н.Сафонов. – М.: Высш. шк., 1988. – 159 с.
2. Упрочнение деталей лучом лазера / [Коваленко В.С., Головки Л.Ф., Меркулов Г.В., Стрижак А.И.]. – К.: Техника, 1981. – 131 с.
3. Лахтин Ю.М. Азотирование стали. / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган. – М.: Машиностроение, 1976. – 256 с.

*Иващенко Е.В., Франчик Н.В. Формирование износостойких покрытий лазерным легированием железа карбидом и нитридом титана// Проблемы тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2010. – Вип. 53. – С.215–221.*

Исследованы особенности формирования структуры и свойств поверхностного шара в железе после лазерного легирования обмазками TiC и TiN. Показано, что легирование железа обмазками TiC и TiN приводит к насыщению железа углеродом и азотом и образованием дисперсных выделений карбида TiC. Выявлено, что при большей плотности мощности увеличивается зона лазерного воздействия.

Рис. 5, список лит.: 3 наим.

### **Formation of wear resistance layers by laser alloying of iron with TiC and TiN**

The features of structures formation and surfaces properties of the iron layer after laser alloying with plasters TiC and TiN were investigated. It is show that iron doping plaster TiC and TiN leads to saturation of iron, carbon and nitrogen discharge and formation of dispersed carbide TiC. It is found that at larger power density the area of the laser action increases.

Стаття надійшла до редакції 20.05.10

## ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ВПЛИВУ ПОПЕРЕДНЬОЇ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД, БУДОВУ І ВЛАСТИВОСТІ АЗОТОВАНИХ ШАРІВ НА СТАЛЯХ У8, 40Х13, 0Х18Н10Т ТА 40Х

Національний технічний університет України «КПІ»

*Розглянуто вибір оптимальних зносостійких конструкцій та склад дискретних покриттів, сформованих лазеро-хіміко-термічною обробкою. Показано, що якісний та кількісний характер змін в азотованому шарі визначається заздалегідь сформованим структурно-фазовим станом.*

**Вступ.** Для підвищення працездатності поверхонь тертя сталей машин, приладів та інструменту широко використовуються різноманітні покриття та модифіковані шари. Особливо лазерні технології дали змогу в останні десятиріччя створити нові методи обробки поверхні, що різко змінюють будову і структурно-напружений стан поверхневих шарів, збільшують їх твердість, зносостійкість та деякі інші властивості.

Перспективним методом зміцнення підвищення довговічності деталей машин є створення зносостійких дискретних композиційних покриттів [1; 2]. Регулюючи геометрію, структуру і фізико-механічні властивості поверхневих шарів параметрами нагрівання та контурно-променевої схеми лазерного зміцнення можна керувати характеристиками покриттів.

**Мета роботи** – вибір оптимальних щодо зносостійкості конструкції та складу дискретних покриттів, сформованих лазеро-хіміко-термічною обробкою.

**Методики дослідження.** Лазерну дискретну обробку сталей У8, 0Х18Н10Т, 40Х13 та 40Х здійснювали на установці «ЛАТУС-31» за режимами: потужність випромінювання – 0,9–1,1 кВт, діаметр ділянки фокусування променя – 5 мм, швидкість пересування лазерного променя – 0,5; 0,8; 1,2; 1,4 м/хв. При цьому температура поверхневого шару на сталі перевищувала  $A_{C3}$ , але була нижчою за температуру плавлення. Наступне азотування проводили в середовищі аміаку за температури 800 – 860 К. Час витримування – 10–20 год.

Дослідження структури, товщини, фазового складу, мікротвердості та вмісту азоту поверхневих шарів зразків проводили методами металографічного та рентгеноструктурного аналізу в  $Fe_{\text{ка}}$  випромінюванні, дюрOMETричного аналізу та газового аналізу з використанням відповідно металографічного мікроскопа «Neophot-21» з цифровою приставкою, ДРОН-3, ПМТ-3 та аналізатора фірми «Леко» ТМ-114.

**Результати досліджень.** Зміни морфології зеренної структури сталі У8 після лазерної обробки характеризуються інтенсивним подрібненням вихідної зеренної структури зі значним збільшенням протяжності границь зерен, зростає площа та активність їх поверхні, що сприяє дифузії атомів проникнення.

Аналіз отриманих даних показав, що залежно від технологічних параметрів лазерної обробки (швидкості пересування лазерного променя) змінюється фазовий склад, товщина і мікротвердість азотованого шару (табл. 1).

Мікротвердість з віддаленням від поверхні в глибину шару плавно знижується до рівня вихідної матриці. Ефективна глибина шару після обробки зі швидкістю переміщення променя лазера 0,8 м/хв становить приблизно 0,45 мм для сталі У8 та 0,1 мм для сталі 0Х18Н10Т (табл. 2).

Фазовим рентгеноструктурним станом показано, що без попередньої лазерної обробки в азотованому шарі переважає  $\epsilon$ -фаза (гексагональний нітрид заліза  $Fe_3N$ ), тоді як після лазерної обробки основу нітридного шару складає  $\gamma$ -фаза (кубічний нітрид заліза  $Fe_4N$ ). Крім того спостерігається тенденція розширення інтерференційних ліній  $\alpha$ -фази. Такі зміни структурного стану поверхні дозволяють не тільки зменшити кількість крихкої і пористої  $\epsilon$ -фази, підвищити концентрацію азоту в  $\alpha$ - і  $\gamma$ -фазах, але й суттєво прискорити дифузійні процеси порівняно з традиційними методами [1].

Також було проведено дослідження впливу тривалості часу азотування на зносостійкість дискретно оброблених лазером поверхонь сталі 40Х. З'ясовано, що зі збільшенням часу витримування процесу азотування від 1 до 10 год. Ці дані наведено у табл. 3.

Досліджено вплив поверхневої концентрації азоту зміцнених поверхонь на триботехнічні властивості. Максимальна зносостійкість спостерігається за концентрацій азоту в діапазоні (у масових частках) 6,0 – 8,5 % (див. рисунок).

Таблиця 1

## Параметри поверхневих шарів на сталі У8

Вид обробки	Швидкість пересування лазерного променя $V$ , м/хв	Товщина шару, мм	Поверхнева мікротвердість, ГПа	Вміст азоту, %	Фазовий склад дифузійного шару
Азотування без лазерної обробки	-	0,115	3,5	0,071	$\alpha$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; $\gamma$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; FeC; Fe <sub>3</sub> C; FeC; FeO; Fe <sub>3</sub> N; Fe <sub>2</sub> N; Fe <sub>4</sub> N; $\epsilon$ -Fe
Азотування після лазерної обробки	0,5	0,632/0,461*	7,3	0,158	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> ; Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; FeO; $\alpha$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; $\gamma$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; FeO; Fe <sub>2</sub> C; FeC; Fe <sub>2</sub> N; Fe <sub>3</sub> N; Fe <sub>4</sub> N; $\alpha$ -Fe; $\epsilon$ -Fe
	0,85	0,580/0,200	8,7	0,150	
	1,2	0,192/0,190	7,3	0,143	FeO; $\alpha$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; $\gamma$ -Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; FeC; Fe <sub>2</sub> N; Fe <sub>3</sub> C; Fe <sub>5</sub> C <sub>2</sub> ; $\alpha$ -Fe; $\epsilon$ -Fe
	1,4	0,124/0,120	7,0	0,143	
* в чисельнику – товщина обробленого лазером шару, в знаменнику – товщина азотованого шару					

Таблиця 2

## Параметри азотованих шарів на сталях з попередньою лазерною обробкою

Матеріал	Товщина шару*, мм	Поверхнева мікротвердість, ГПа
У8	0,45	8,8
40Х13	0,21	3,7
0Х18Н10Т	0,10	12,0
* швидкість пересування лазерного променя 0,8 м/хв		

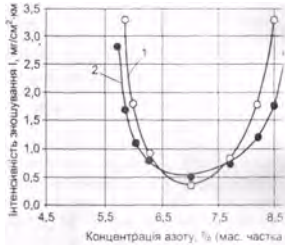
Це пояснюється тим, що поверхневі нітридні шари пар тертя складаються переважно з  $\epsilon$ -фази (гексагонального карбонітриду  $\text{Fe}_{2-3}(\text{NC})$ ), близької до нижньої межі розчинності азоту. Така структура  $\epsilon$ -фази дозволяє виключити її крихкість та отримання в шарі крихкого нітриду  $\text{Fe}_2\text{N}$  (він більш пластичний, ніж гранецентрований нітрид  $\text{Fe}_4\text{N}$ ). При цьому твердість зміцненого шару наближується до твердості  $\gamma$ -фази з одночасним зберіганням пластичності  $\epsilon$ -фази, утворюючи таким чином, оптимальні структурні передумови для підвищення зносостійкості.

Таблиця 3

**Триботехнічні характеристики дискретно обробленої сталі 40X**

Обробка	Товщина азотованого шару		Зношування мг/см <sup>2</sup> хкм
	На ділянках з лазерною обробкою	На ділянках без лазерної обробки	
Лазерна обробка + азотування 1 год	0,35	0,02	0,33
Лазерна обробка + азотування 5 год	0,39	0,06	0,38
Лазерна обробка + азотування 10 год	0,45	0,12	0,45
Азотування 10 год	-	0,12	0,80

Таким чином, з аналізу отриманих результатів випливає, що лазерна обробка поверхні робить значний внесок у процес наступного азотування. Якісний та кількісний характер змін в азотованому шарі визначається заздалегідь сформованим структурно-фазовим станом. Підвищена розчинність азоту в кристалічній ґратці сталі під час оброблення її поверхні променем лазера є наслідком утворення високої щільності легкорухомих дислокацій сильного диспергування вихідної зеренної структури та збільшення протяжності границь зерен. Установлено, що корегуванням структурно-фазового та хімічного складу трибоеквивалентів можна керувати процесом формування вторинних структур для забезпечення підвищення зносостійкості матеріалу. Найбільшу зносостійкість мають дифузійні шари, що складаються з  $\epsilon$ -фаз – нітридної ( $\text{Fe}_3\text{N}$ ) та карбонітридної [ $\text{Fe}_{2-3}(\text{N,C})$ ]. Все це свідчить про перспективу технологічного поєднання методів хіміко-термічної та лазерної обробок для розвитку інженерії поверхні.



Залежність інтенсивності зношування і коефіцієнта тертя від концентрації

### Список літератури

1. *Юркова О.І., Білоцький О.В.* Структура дифузійних шарів, утворених на сталі Ст.3 при терті у газових середовищах // *Металознавство та обробка металів.* – 2004. – № 3. – С.32 – 37.

2. *Вплив попередньої пластичної деформації на процеси насичення сплавів на основі заліза азотом та вуглецем* // Л.Д. Демченко, С.І Сидоренко, В.Г.Тиняєв, Ю.П.Шейко та ін. // *Металлофізика и новейшие технологии.* – 2000. – 22. № 8. – С. 95 101.

3. *Пат. 19551 Україна, МПК (2006) С 23 С 8/02.* Спосіб комбінованої лазеро-хіміко- термічної обробки матеріалів / М.В.Кіндрачук, Н.В.Іщук, В.М.Писаренко, Л.Ф.Головко. – Заявл. 04.07.06., опубл. 15.12.06. Промислова власність – 2006. – №12. – 4с.

4. *Пат. 25412 Україна, МПК (2006) С 23 С 8/02.* Спосіб отримання зносостійких дискретних азотованих шарів / М.В.Кіндрачук, Н.В.Іщук, В.М.Писаренко, Л.Ф.Головко, М.С. Яхья – Заявл. 22.03.07, опубл. 10.08.07. Промислова власність – 2007. – № 12 – 4 с.

*Ищук Н.В.* Исследование особенностей влияния предварительной лазерной обработки на фазовый состав, строение и свойства азотированных шаров на сталях У8, 40Х13, 0Х18Н10Т и 40Х // *Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб.* – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друку», 2010. – Вип. 53. – С.222–226.

Рассмотрен выбор оптимальных износостойких конструкций на состав дискретных покрытий, сформированных лазеро-химико-термической обработкой. Показано, что качественный и количественный характер изменения в азотированном слое определяется предварительно сформированным структурно-фазовым состоянием.

Рис. 1, табл. 3, список лит.: 4 наим.

### **Investigation peculiarity influence preliminary laser processing on phase structure, construction and properties on steel nitrid's surface layers**

Selection optimal wearproof construction on composition discrete coating formed laser chemical thermal processing were considered. It was shown that the strong changes of the steel structure inside of nitrided layers related to the phase and structure composition after laser treatment.

Стаття надійшла до редакції 04.06.10

<sup>1</sup>П. П. Савчук, канд. техн. наук, доц.,  
<sup>1</sup>В. П. Кашицький, канд. техн. наук, доц.,  
<sup>1</sup>О. П. Киселюк, асп.,  
<sup>2</sup>І. С. Сміян, асп.

## **ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ЕПОКСИКОМПОЗИТНИХ ДВОШАРОВИХ ПОКРИТТІВ**

<sup>1</sup>Луцький національний технічний університет, [icenter@bsc.lutsk.ua](mailto:icenter@bsc.lutsk.ua),  
<sup>2</sup>Національний авіаційний університет, [ptznau@ukr.net](mailto:ptznau@ukr.net)

*Проаналізовано триботехнічні характеристики епоксидних композиційних покриттів, що містять адгезійний і робочий зносостійкий шари. Показано оптимальні режими функціонування створеної трибосистеми. Обґрунтовано шляхи досягнення необхідних характеристик та забезпечення стабільності роботи захисних покриттів на основі епоксидних композитів.*

**Вступ та постановка проблеми.** Підвищення зносостійкості робочих поверхонь технологічного устаткування є важливою проблемою сучасного трибоматеріалознавства. Особливо гостро вона постає під час експлуатації технічних систем в умовах впливу корозійно-активних гідро- та газових середовищ [1]. Одним зі шляхів її розв'язання є формування на поверхні субстрату двошарових покриттів, де нижній шар забезпечує максимальну адгезію, а верхній – витримує необхідні робочі навантаження. При цьому важливими є спільна материнська природа полімерної основи, а також фактор мультинаповнення, коли інгредієнти наповнення виконують різні функції, в цілому підсилюючи систему [2; 3].

Значний науковий інтерес становить застосування композиційних покриттів на основі полімерів, зокрема епоксидних смол, що обумовлено комплексом їх функціональних та експлуатаційних характеристик [4; 5]. Перспективним напрямом вирішення цієї проблеми є спрямоване регулювання експлуатаційних властивостей композиційних матеріалів науково-обґрунтованим уведенням структурно-активних модифікаторів та наповнювачів (структурна модифікація), а також додаткова активізація процесів фізико-хімічної взаємодії між структурними



елементами композиційної системи шляхом застосування зовнішніх енергетичних полів (фізична модифікація).

**Мета роботи** – проаналізувати трибологічні властивості двошарових епоксидних композиційних покриттів з різними концентраційними співвідношеннями компонентів.

**Матеріали та методи досліджень.** Як матеріал основи використали епоксидно-діанову смолу марки ЕД-20, твердник поліетиленполіамін (ПЕПА) та кремнієорганічні лаки-модифікатори. Як наповнювачі застосували вуглецеве волокно (ВВ), а також порошки базальту, лускатого графіту (ЛГ), високодисперсного фторопласту (ВДФ) та оксиду міді.

Кількісний вміст інгредієнтів розраховували у масових частках (на 100 масових часток епоксидної смоли ЕД-20). Композиції формували методом гідродинамічного суміщення компонентів з наступною обробкою енергетичними полями. При цьому використовували установки для оброблення епоксикомпозитів на стадії формування ультразвуком та ультрафіолетовим опроміненням.

Композиції наносили методом пневматичного розпилення за допомогою установки високого тиску (7000 Н) для безповітряного формування покриттів.

Дослідження макро- та мікроструктури епоксидних композитів проводили на оптичному мікроскопі МБС-9 при збільшенні ( $\times 30$ ) та металографічному мікроскопі МИМ-10 ( $\times 100 \dots 600$ ). Фрактограми зламу досліджували на сканувальному електронному мікроскопі SUPERPROBE 733 (JEOL, Японія) за прискорювальної напруги 25 кВ. Термостійкість композитів оцінювали методом диференціально-термічного аналізу на дериватографі Паулік-Паулік-Ердей.

Фізико-механічні характеристики ЕКП оцінювали за стандартними методиками.

Дослідження триботехнічних характеристик проводили на машинах тертя М-22П та СМЦ-2 за схемою диск–сегмент втулки в умовах сухого тертя. Контртіло виготовляли у формі диска зі сталі 45 (ГОСТ 1050–74) діаметром 50 мм з шорсткістю поверхні  $R_a = 3,2$ . Шлях тертя становив 2000 м. Масу зразків визначали з точністю 0,0001 г. Аналіз топографії поверхонь трибоконтакту здійснювали на сканувальному електронному мікроскопі

SUPERPROBE 733 та модульному комплексі Dimic 1000, що являє собою оптичну 3D-систему контролю [6].

**Результати досліджень та їх обговорення.** Вивчення поведінки ЕКМ-систем в умовах прецизійного багатофакторного впливу є важливим для оцінювання їх ресурсних можливостей, прогнозування довговічності функціонування та стабільності задекларованих характеристик. Лише системи, що здатні ефективно реагувати на прикладений фізичний та механічний впливи шляхом мобілізації внутрішніх резервів, структурної переорієнтації, можуть забезпечити кероване функціонування. Аналіз експлуатаційних характеристик ЕКМ-систем з різним ступенем наповнення ґрунтувався на оцінюванні їх триботехнічного потенціалу та здатності протидіяти динамічним навантаженням.

Мінімум на кривих зношування оптимізованих ЕКМ, термічно оброблених за температури 483 К, спостерігається у разі введення 30–35 масових часток кремнієорганічних лаків і пояснюється ефектом самоорганізованого формування плівки перенесення у вузлах тертя за оптимальних умов. Це породжує стабілізацію фрикційних характеристик ЕКМ для такого роду контакту і підтверджено результатами електронної мікроскопії. Оптимум зносостійкості зафіксований при застосуванні термічно обробленого модифікатора ТКОС за рахунок спрацювання ефекту «адаптації» до попереднього термічного впливу в зоні максимальних для епоксикремнієорганічної компоненти температур [8].

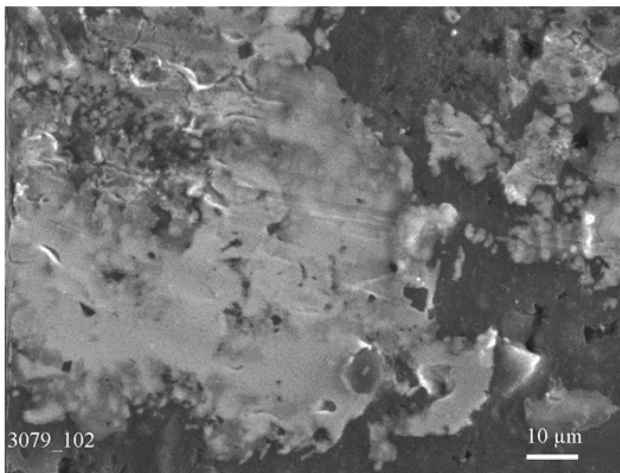
У випадку фрикційної взаємодії модифікованого ЕКМ матриця має вищу термостійкість і це сповільнює процеси термічної деструкції. Відповідно окиснення поверхні контргіла є незначним, забезпечується тривале існування ювенільної поверхні і зростає ймовірність формування фрагментів плівки перенесення як на поверхні металевого контргіла, так і на спряженій поверхні (див. рисунок).

Методом математичного планування експерименту (модель Бокса-Уілсона) оптимізовано трибологічні властивості ЕКМ-покриттів. Оцінено вплив як структурних компонентів, так і фізичних чинників на зносостійкість в умовах сухого тертя ковзання. Зокрема, підбирання порошкових і волокнистого, низько-

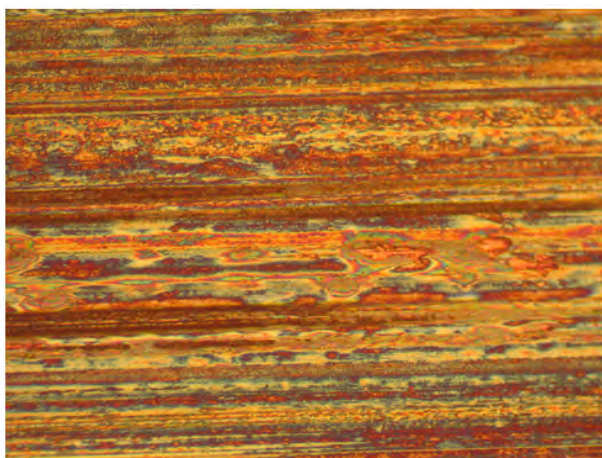
та високодисперсних інгредієнтів за чотирикомпонентного наповнення було досягнуто високої зносостійкості та отримано таку математичну модель:

$$Y = 8,5 - 1,33X_1 + 0,96X_2 - 3,83X_3 - 3,5X_4 + 0,98X_1X_3 + 1,46X_3X_4,$$

де  $X_1$  – ЛГ,  $X_2$  – CuO,  $X_3$  – ВДФ,  $X_4$  – ВВ (масових часток).



*a*



*б*

Структура плівки перенесення на поверхні ЕКП (*a*) та контртіла (*б*) при за оптимальних умов фрикційного контакту

Структурна модифікація та комплексна обробка композицій забезпечила підвищення зносостійкості в 1,6–1,8 разу. Методом ДТА зафіксовано підвищення термостійкості епоксикомпозитів, оскільки кремнієорганічні сполуки виконують функцію поверхневих бар'єрів, уповільнюючи процеси термоокиснювальної деструкції в системі. Для модифікованих композицій характерне існування додаткових екзотермічних піків, які зміщені в напрямі вищих температур на 12–22 °С (з 310 до 350°C), а втрати маси менші на 4–8%.

Установлено кореляцію між триботехнічними і фізико-механічними характеристиками досліджуваних систем, зокрема пропорційне зростання показників зносостійкості, границі міцності при стисканні в разі збільшення температури полімеризації до 483 К, а також їх підвищення у процесі комплексної обробки фізичними полями, що особливо відчутно за жорсткіших режимів фрикційного навантаження ( $P \geq 1$  МПа).

Розроблені епоксидні композиційні матеріали і технологію їх отримання захищено патентами України [7]. Порівняльна оцінка властивостей композиційних матеріалів показала переваги створених матеріалів порівняно з їх аналогами.

У результаті експлуатації розроблених матеріалів установлено, що їх використання особливо ефективно як захисних двошарових покриттів днища та надколісних ніш автомобільної техніки, зносо- і корозієстійких покриттів для захисту газотранспортного обладнання, а також для герметизації корпусних елементів витратомірів води.

### **Висновки.**

Уведення в полімерну матрицю модифікаторів та в композиційну систему інгредієнтів, які виконують армувальну функцію, дозволило отримати матеріали зі стабільними фізико-механічними характеристиками, а застосування функціональних домішок – досягнути відповідних триботехнічних характеристик на завершальному етапі їх створення.

У результаті комплексних досліджень нами запропоновано модифіковане двошарове покриття на епоксиполімерній основі. В процесі структурної та фізичної модифікації систем зафіксовано підвищення фізико-механічних, теплофізичних характеристик та

зносостійкості композицій за рахунок досягнення оптимальної щільності структурної сітки полімерної матриці, необхідної взаємодії на межі фаз та між складовими системи.

При цьому інтенсивність вагового зношування для даних композицій перебуває в межах 0,59–0,8 мг/км (якщо  $P = 1\text{МПа}$ ;  $v = 1\text{м/с}$  в умовах сухого тертя ковзання).

### Список літератури

1. *Бельй В.А.* Проблема создания композиционных материалов и управление их фрикционными свойствами // Трение и износ. – 1982. – Т. 3. – №3. – С. 389-395.

2. *Зносостійкість* мультинаповнених полімерматричних двошарових покриттів / П.П. Савчук, В.П. Кашицький, І.С. Сміян, Є.М. Кальба // Сучасні проблеми трибології : тези доповідей міжнародної науково-технічної конференції, 19-21 травня 2010 р. – К., 2010. – С. 54.

3. *Косторнов А.Г., Савчук П.П.* Трибологические свойства эпоксикремнийорганических композитов // HighMatTech. Матеріали міжнародної конференції (12 – 16 октября 2007 р, м. Київ). – Київ: ИПМ. – С. 368.

4. *Савчук П.П., Косторнов А.Г.* Особливості впливу процесів модифікації на триботехнічні характеристики епоксидних композиційних матеріалів // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. – К.: НАУ. – Вип. 48. – С. 135–148.

5. *Букетов А.В.* Закономірності впливу обробки енергетичними полями зв'язуючого і наповнювачів на властивості епоксикомпозитних матеріалів для захисних покриттів: дис... д-ра техн. наук: 05.02.01 – Тернопіль: ТДТУ, 2007. – 337 с.

6. <http://www.video-microscope.com.ua/htm/dimic1000.php>.

7. *Пат. 34752 Україна*, МПК<sup>6</sup> C08K3/00, C09D163/00, C23C14/00. Спосіб одержання двошарового епоксидного композиційного покриття / Савчук П. П., Косторнов А. Г., Кашицький В. П.; заявник і патентовласник Луцький державний технічний ун-т. – № u200802352 ; заявл. 25.02.08 ; опубл. 26.08.08, Бюл. № 16.

8. *Савчук П. П.* Закономерности регулирования структуры и свойств защитных оксидных композиционных покрытий / П. П. Савчук, А. Г. Косторнов // Фізико-хімічна механіка матеріалів. Спеціальний випуск № 7. Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. – 2008. – С. 453–456.

*Савчук П.П., Кашицкий В.П., Киселюк А.П., Смян И.С.*  
**Износостойкость эпоксикомпозитных двоярочных покрытий**//  
Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: Вид-во НАУ  
«НАУ-друк», 2010. – Вип. 53. – С.227–233.

Проанализированы триботехнические характеристики эпоксидных композиционных покрытий, которые содержат адгезионный и рабочий износостойкий слои. Показаны оптимальные режимы функционирования созданной трибосистемы. Обоснованы пути достижения необходимых характеристик и обеспечения стабильности работы защитных покрытий на основе эпоксидных композитов

Рис. 1, список лит.: 8 наим.

### **Wear resistance of epoxy composition two-layer coverings**

Tribotechnical characteristics of epoxy composition coverings, which contains adhesion and working wear resistance layers, are analyzed. The optimum functioning modes of created tribosystem are shown. Achievement of necessary characteristics and providing work stability of epoxy composition defensive coverings is established.

Стаття надійшла до редакції 06.06.10

## ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МЕХАНОСИНТЕЗИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ Ti–Al–B

Институт проблем материаловедения НАН Украины, [sirov@voliacable.com](mailto:sirov@voliacable.com)

*Исследована износостойкость детонационных композиционных покрытий Ti–Al–B с разным структурным строением к абразивному изнашиванию. Установлено, что наиболее высокими показателями обладает покрытие со структурой из интерметаллидной матрицы с включениями твердых фаз в виде боридов титана и оксидов. Покрытие, основа микроструктуры которого представляет собой случайную двухфазную смесь из сравнительно мягких интерметаллидных и нитридных фаз, в которой твердая составляющая представлена только боридами, обладает наиболее низкой стойкостью к абразивному изнашиванию.*

**Введение.** Во многих случаях работоспособность изделий определяется свойствами поверхности. Упрочняя поверхностный слой, удастся более чем на порядок повысить срок эксплуатации валов, подшипников, резцов и других изделий, подвергающихся интенсивному износу. Износостойкие покрытия распространены в аэрокосмической промышленности, атомной энергетике, автомобилестроении. Использование покрытий позволяет увеличить в несколько раз срок эксплуатации изделий, сэкономить дорогостоящие и дефицитные металлы.

Известно, что титан и его сплавы при работе в парах трения с металлами склонны к значительному адгезионному взаимодействию, сопровождаемому заеданием поверхностей трения. Одним из эффективных средств защиты изделий из титана и его сплавов от изнашивания при трении скольжения без смазки или в условиях ограниченной смазки является напыление износостойких покрытий. Средство химического состава основы и покрытия, как известно, во многих случаях создает хорошие условия для прочной адгезии между ними – одного из важнейших условий высокой работоспособности изделия. В этой связи

разработка титаносодержащих износостойких покрытий для деталей аэрокосмической техники, изготавливаемых из сплавов титана, является актуальной и перспективной [1–5].

Формирование структуры покрытий на основе алюминидов титана в виде композита, содержащего в алюминидной матрице включения высокомодульных и малопластичных тугоплавких твердых соединений (в частности карбидов), обеспечивает их повышенную стойкость к абразивному изнашиванию [6]. Чаще всего дисперсно-упрочняющая фаза вводится в исходную порошковую смесь для напыления в виде добавки. Имеется возможность получения порошков для напыления путем механического сплавления, которое осуществляется в науглероживающей среде. В этом случае возможно формирование покрытий с ультратонкими композиционными структурами, состоящими, например, из наноразмерных карбидных включений в интерметаллидной матрице.

**Постановка задачи.** Ранее в было показано [7; 8], что за счет применения активированных механическим сплавлением нанокompозитных порошков Ti–Al, Ti–Al–B и варьирование режимами взаимодействия их рабочей газовой средой в процессе детонационно-газового напыления можно формировать покрытия с кардинально различными фазовыми составами и структурами. Так, было установлено, что использование аргона для транспортирования порошка Ti-50%ат. Al-25%ат. В в зону горючей газовой смеси в процессе детонационного напыления приводит к формированию микрокомпозитного покрытия с интерметаллидной матрицей ( $Al_3Ti$ ,  $\gamma-TiAl$ ), в которой распределены включения боридов титана ( $TiB$ ,  $TiB_2$ ) с размером около 1,5 мкм, а среднее расстояние между ними  $\sim 5$  мкм. Известно, что на ряду с экстремально высокой твердостью диборид титана характеризуется высокой химической стойкостью к различным агрессивным средам в широком интервале повышенных температур. При использовании воздуха при напылении в покрытие дополнительно к боридным фазам формируются включения твердых оксидов и оксинитридов. Использование азота приводит к формированию покрытия, основа микроструктуры которого представляет собой случайную двухфазную смесь из интерметаллидных и нитридных фаз  $TiN$ ,  $AlN$ , которая содержит включения боридов, а также Al и Ti.



Целью данной работы является осуществить сравнительную оценку износостойкости покрытий, напыленных из порошка Ti-50% ат. Al-25% ат. В при различных режимах детонационно-газового метода. Среди достоинств этого метода следует отметить возможность формировать покрытия с минимальной пористостью, что во многих случаях является необходимым условием их успешной работы, в частности, при изнашивании в коррозионных средах.

**Методы испытаний.** Напыление покрытий осуществляли с помощью детонационно-газовой установки «Днепр-5МА», разработанной в ИПМ НАН Украины. Из механически сплавленного порошка Ti-50 % ат. Al-25% ат. В были напылены следующие покрытия: 1) с применением аргона – «Ti-Al-B» (Ar); 2) с применением воздуха «Ti-Al-B-O» (Air); 3) с применением азота – «Ti-Al-B-N» (N). Условия формирования покрытий приведены в работе [1]. Оценка стойкости к абразивному изнашиванию разработанных покрытий осуществляли путем сравнения с характеристиками коммерческого износостойкого покрытия марки КХН-35 (число указывает на содержание никеля, остальное – карбид хрома). В качестве среды, транспортирующей порошок в зону действия детонации при напылении, использовали аргон.

Распределение элементов в структуре исследовали с помощью микрорентгеноспектрального анализатора марки «САМЕВАХ SX-50» (Франция). Оптическая микроскопия осуществлялась с помощью прибора Jenaphot-2000 (Германия). Микротвердость измеряли по методу Виккерса (по величине диагонали остаточного пластического отпечатка). Абразивное изнашивание осуществлялось с помощью устройства, обеспечивающего взаимодействие поверхности покрытия с абразивными частицами, прижимаемыми к ней вращающимся резиновым роликом. Абразивные частицы карбида кремния размером 60–200 мкм подавали в зону контакта ролика с покрытием со скоростью 20 г/мин. Ролик имел диаметр 70 мм, ширину – 20 мм, частота его вращения – 125 об/мин, нагрузка  $P=1,08$  МПа, путь трения – 274 м. Изнашивание оценивали по объёму снятого материала с покрытия.

**Результаты эксперимента и их обсуждение.** Причина разного поведения покрытий, безусловно, связана с их фазовыми и

структурными отличиями. О различном характере разрушения покрытий можно судить по состоянию дорожек изнашивания (рис. 1). На микрофотографиях (рис. 1, *з*) видно, что покрытие КХН-35 имеет наиболее поврежденную поверхность. Можно заключить, что характер повреждений в этом случае состоит в «выламывании» структурных фрагментов. Механизм разрушения при этом можно представить следующим образом. В процессе взаимодействия с твердой абразивной частицей карбида кремния происходит вырезание мягкой никелевой составляющей из композиционной структуры покрытия, после чего растрескивается и удаляется хрупкая карбидная фаза.

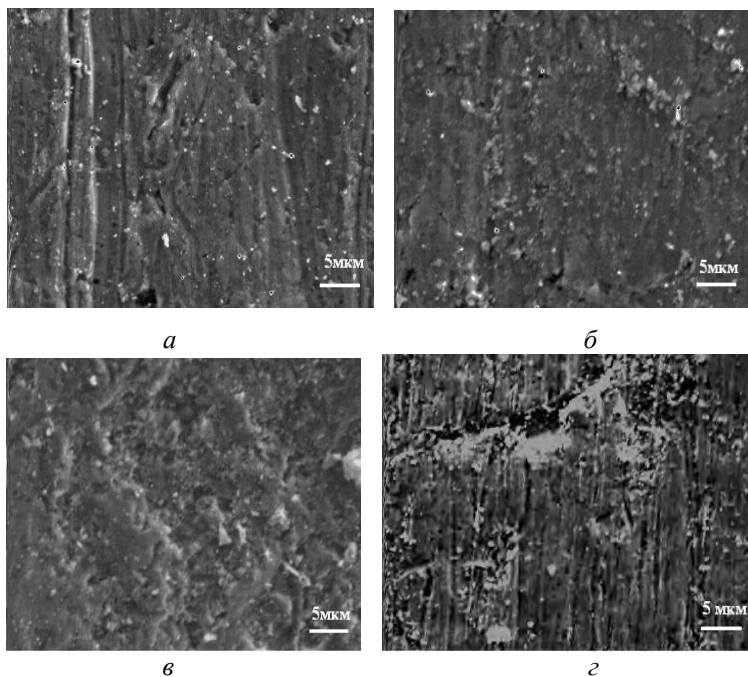


Рис. 1. Оптическая микрофотография поверхности после абразивного изнашивания покрытий, напыленных с использованием различных газовых сред для транспортировки порошков:

*а* – Ti–Al–B(Ar); *б* – Ti–Al–B(Air); *в* – Ti–Al–B(N); *з* – КХН-35 (Ar)

Для самого «мягкого» и наименее пористого покрытия «N» (табл. 1) характерно «пластическое» изнашивание, при котором материал интенсивно удаляется с изнашиваемой поверхности

главным образом за счет истирания (рис.1, в). На поверхности этого покрытия наблюдаются следы от пластической деформации в виде канавок со сглаженным профилем. В результате зафиксирован максимальный съём материала с изнашиваемой поверхности (табл. 2).

Таблица 1

**Характеристики структуры детонационных покрытий  
из порошка Ti-Al-B**

Газ, транспортирующий порошок в процессе напыления	Микротвердость HV, ГПа	Пористость, %
Азот (N)	3,456 ± 0,76	0,468 ± 0,29
Аргон (Ar)	4,483 ± 0,68	0,676 ± 0,32
Воздух (Air)	5,070 ± 0,78	6,158 ± 2,80

Таблица 2

**Объём удаленного материала при абразивном изнашивании  
покрытий, напыленных с использованием различных газовых сред**

Покрытие	Объём удаленного материала ( $V \cdot 10^{-3}$ , см <sup>3</sup> )
Ti-Al-B(Ar)	7,62
Ti-Al-B(N)	14,25
Ti-Al-B (Air)	2,71
KXH-35 (Ar)	6,44

Именно наличие в структуре металлических составляющих, а также сравнительно «мягкого» нитрида алюминия (табл. 3), можно объяснить такой важный для практического применения факт, что покрытие «N» характеризуется наименьшим значением микротвердости, несмотря на минимальную пористость по сравнению с покрытиями «Air» и «Ar». В отличие от рассматриваемого выше покрытия «N» на поверхности более твердого (см. табл. 1) и более пористого покрытия «Ar» образовались царапины с острым профилем (см. рисунок, а). Размер боридных включений в этом покрытии значительно меньше, чем размеры абразивных частиц, и потому они не в состоянии эффективно препятствовать процессу микрорезания.

Кроме того, на изнашивании сказываются сравнительно большие расстояния между включениями упрочняющей фазы. Наиболее высокой стойкостью к абразивному изнашиванию обладает наиболее твердое покрытие «Air» (см. табл. 1), основа которого упрочнена по сравнению с покрытием «Ag» дополнительным присутствием оксидов и оксинитридов. Поверхность этого покрытия выглядит наиболее «гладкой», а объём удаленного с нее материала минимальный. Оценивая механизмы разрушения сравниваемых покрытий, необходимо отметить, что характер абразивного изнашивания зависит от локальной нагрузки. Если нагрузка выше чем напряжение разрушения покрытия под сжимающим грузом, то механизм изнашивания является хрупким. В обратном случае имеем пластическое («податливое») изнашивание. Для второго типа изнашивания характерно постепенное и более интенсивное удаление материала с поверхности покрытия. Для обеспечения максимальной стойкости к абразивному изнашиванию необходимо минимизировать интервал между хрупким компонентами, который обеспечивал бы уменьшение области «податливых» компонентов.

В рассматриваемом случае к хрупким компонентам структуры могут быть отнесены оксиды, бориды и карбиды, характеризующиеся наиболее высокими значениями микротвердости (табл. 3). Преимущество покрытия с повышенным содержанием твердых и хрупких компонентов обеспечивается в определенном интервале нагрузок, при превышении которых наступает катастрофический износ.

Таблица 3

**Микротвердость химических соединений**

Соединение	H <sub>ц</sub> , МПа	Лит. источник
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	20700	[9]
TiN	20500	[9]
TiB <sub>2</sub>	34000	[10]
TiAl	5000	[4]
AlN	12000	[9]
TiB	27500	[10]

Пористость покрытия «Air» на порядок выше по сравнению с другими сравниваемыми покрытиями и, тем не менее, «Air»

характеризуется максимальной износостойкостью. Сравнивая размеры пор (максимальный размер не превышает 1–2 мкм) и абразивной частицы (минимальный размер около 80 мкм), можно сделать вывод, что отличия между ними настолько велики, что фактор пористости на характере изнашивания при выбранных условиях почти не сказался.

### **Выводы**

Сравнительными исследованиями стойкости к абразивному изнашиванию детонационных композиционных покрытий на основе Ti–Al–B, Ti–Al–B–O и Ti–Al–B–N было установлено, что наиболее высокими показателями обладает покрытие со структурой из интерметаллидной матрицы с включениями твердых фаз в виде боридов титана и оксидов. Наиболее низкой стойкостью к абразивному изнашиванию обладает покрытие, основа микроструктуры которого представляет двухфазную смесь сравнительно мягких интерметаллидных и нитридных фаз, твердую составляющую которых составляет только бориды. Таким образом, вопрос обеспечения работоспособности титановых сплавов в различных машиностроительных конструкциях может быть успешно решен за счет применения покрытий из механически синтезированных порошков на основе системы Ti–Al–B. Предлагаемый детонационный метод напыления этих покрытий при его правильном применении обеспечивает хорошую адгезию получаемых покрытий, в чем легко убедиться, визуальное проанализировав представленные здесь покрытия, частично изношенные до основного материала потоком абразивных частиц. Переход от основы к покрытию носит плавный характер, отсутствует ступенька, что свидетельствует о высокой адгезионной прочности, способной удержать покрытие вплоть до его полного износа частицами.

### **Список литературы**

1. Brady M.P., Brindley W.J., Smialec J.L., Lossi I.E. Oxidation and protection of  $\gamma$  titanium aluminides // JOM. – 1996. – November. – P.46-50.
2. Dimiduk D.M. Gamma titanium aluminide alloys – an assessment within the competition of aerospace structural materials // Mat. Sci. and Eng., A 262 (1999), 281–288.

3. *Gauthier V., Dettenwanger F., Schutze M.* Oxidation behaviour of  $\gamma$ -TiAl coated with zirconia thermal barriers // *Intermetallics* 10 (2002), 667–674.
4. *Oliker V.E., Kresanov V.S.* Scandium-containing gamma titanium aluminide alloys and coatings for aerospace structural parts // *Advanced materials and processes for gas turbines. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society).*–2003. – p.293–300.
5. *Narita T., Izumi T., Nishimoto T., Shibata Y., Thosin K.Z., Hayashi S.* Advanced coatings on high temperature application // *Materials Science Forum* Vols. 522–523 (2006), p.1–14.
6. *Dewald D., Austin M., Laitila E. and Mikkola D.* Cubic Titanium Trialuminide Thermal Spray Coatings – A Review // *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 10 (1), March (2001). – p.111-117.
7. *Oliker V.E., Sirovatka V.L., Timofeeva I.I., Gridasova T.Ya., Hrechyshkin Ye. F.* Formation of detonation coatings based on titanium aluminide alloys and aluminium titanate ceramic sprayed from mechanically alloyed powders Ti-Al // *Surface and Coatings Technology* 200 (2006).– p.3573–3581.
8. *Оликер В.Е.* Влияние газовой среды на эволюцию структуры и фазового состава в процессе напыления детонационных покрытий из механохимически синтезированных порошков системы Ti-Al-B / Оликер В.Е, Сироватка В.Л., Гридасова Т.Я., Тимофеева И.И., Гречишкин Е.Ф., Яковлева М.С., Елисеева. Е.Н. // *Порошковая металлургия.* – 2009. – № 11/12. – С. 34–42.
9. *Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: Справочник / И.М. Федорченко, И.Н. Францевич, И.Д. Радомысльский и др.; Отв. Ред. И.М. Федорченко.* – Киев: Наук. Думка, 1985.– 624 с.
10. *Свойства, получение и применение тугоплавких соединений.* Справ. Изд. Под ред. Косолаповой Т.Я. – М.: Металлургия, 1986. – 628 с.

**Ключевые слова:** покрытия, структура, бориды, оксиды, интерметаллид, износ.

*Сироватка В.Л.* Зносостійкість детонаційних покриттів на основі механосинтезованих порошків системи Ti-Al-B // *Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб.* – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2010. – Вип. 53. – С.234–242.

Досліджено зносостійкість детонаційних композиційних покриттів Ti-Al-B з різною структурною будовою до абразивного зносу. Встановлено, що найбільш високі показники має покриття зі структурою з

інтерметалідної матриці з вкрапленнями твердих фаз у вигляді боридів титану та оксидів. Покриття, основа мікроструктури якого являє собою випадкову двофазну суміш з порівняно м'яких інтерметалідних фаз, у якій тверда складова містить тільки бориди, має найнижчий стійкість до абразивного зносу.

Рис. 1, табл. 3, список літ.: 10 найм.

***Sirovatka V.L.* The studied wear-resistance of detonation coatings of composite Ti-Al-B with different structural structure to abrasion.**

Found that the highest rate of coatings has the structure of the intermetallic matrix with inclusions of solid phases in the form of borides of titanium oxides. The basis of the microstructure of coatings which is a random two-phase mixture of a relatively soft intermetallic and nitride phases in which the solid component is represented only borides has the lowest resistance to abrasion.

Стаття надійшла до редакції 21.04.10

## ЗМАЩУВАЛЬНА ДІЯ ТА ЗМАЩУВАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

*Е. Нахимович д-р тех. наук, проф.,  
Р. Корбут, магистр, инж.*

### **РАБОТОСПОСОБНОСТЬ ЖИДКИХ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ИГОЛЬЧАТЫХ ПОДШИПНИКАХ**

Белостокский политехнический институт, Польша

*The outcomes of the analysis of the approaches and introductions about processes of outweaning of materials and details tribojoint are reduced. The complications of prediction of longevity tribojoint and advantage of the structural – energy approach are rotined at examination of endurance of new materials.*

На трёх масштабных уровнях внешнего нагружения исследована износостойкость трибосопряжения: тел качения из стали ШХ15 – вал из стали 15ХГМ после цементации, а также после наплавки в среде CO<sub>2</sub> проволоками 80Г, 35Х5М1,5 и 50Х10ГС1,5. Для смазки трибосопряжений использовали трансмиссионные масла различных классов вязкости SAE I 183; SAE 85W/90 и SAE 85W/140 с тремя составами (дополнительных) антифрикционных присадок. Сравнительные испытания трибосопряжений, имитирующих работу игольчатых подшипников, проводили на специальном стенде (рис.1), позволяющем изменять жесткость контактного нагружения сопряженных деталей в достаточно широком диапазоне. Масштабные переходы при изнашивании трибосопряжений обусловлены соответствующей сменой режимов трения. При этом поведение смазочной пленки контролируется структурно-энергетическим критерием, а именно: критической плотностью потока энергии упругой деформации в мольном объеме смазочного материала [2; 3].

Важным результатом использования СК, содержащих противоизносные (противозадирные) присадки, является обеспечение требуемой работоспособности трибосопряжения в более жестких условиях нагружения, которые по инструкциям не допускаются в условиях эксплуатации. Эта особенность поведения трибосопряжений с удачным подбором материалов для



сопряженных деталей и СК показана на рис. 2, где линия *I* соответствует условиям смазки трибосопряжения маслом 4 кл. вязкости без присадки, а линия *II* показывает зависимость износа вала от критического зазора при использовании масла с присадкой Asorox-88 [1].

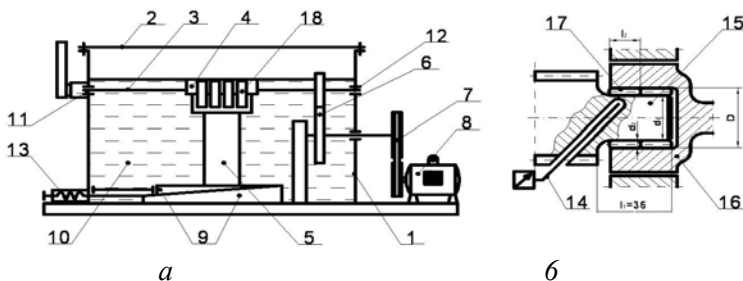


Рис.1. Кинематическая схема испытательного стенда (а) и узел трения с системой измерения температуры (б); 1 – корпус; 2 – плита; 3 –вал–образец; 4 – соединительная гильза; 5 – сервомотор нагружения; 6 – одноступенчатая зубчатая передача; 7 – ременная передача; 8 – трехфазный электродвигатель SZJe 3,5кВт, 1410 мин<sup>-1</sup>; 9 – шпонки, регулирующие величину нагрузки (нагрузочные клинья); 10 – масло; 11 – игольчатый подшипник К28×33×13; 12 – игольчатый подшипник К40×45×17; 13 – механизм перемещения клиньев; 14 – термопара; 15 – шейка вала диаметром 28мм; 16 – стакан двухрядного игольчатого подшипника; 17 – иголки (диаметром 2,5 мм;  $l_2=13$ мм); 18 – головка, передающая нагрузку на гильзу

При отсутствии в масле присадки зависимость между  $U$  и  $h_c$  не проявляется. Добавление присадки в масло существенно повышает работоспособность трибосопряжений, смещая переход от нормального механохимического изнашивания к более интенсивному изнашиванию при фреттинге, пропорционально приращению критического зазора

$$\Delta h_{кр} = (h_{кр})_{II} - (h_{кр})_I \quad (1)$$

в область увеличения зазоров, т.е. вправо на рис. 2. При этом справедливо

$$\Delta h_{кр} = (3,12/U)0,38 - (h_{кр})_I \quad (2)$$

где  $U$  в мкм, а  $h_{кр}$  в мм;  $(h_{кр})_I = 0,305$  мм.

В соответствии трибосопряжение, упрочненное по 5-му варианту, при использовании СК с присадкой (5 на рис.2) превосходит штатный

игольчатый подшипник, работающий в трансмиссиях тракторов невысокой мощности ( $I_H$ ), по  $\Delta h_{кр}$  примерно на 20% и по износостойкости в условиях масштабного перехода I→III примерно на 58%.

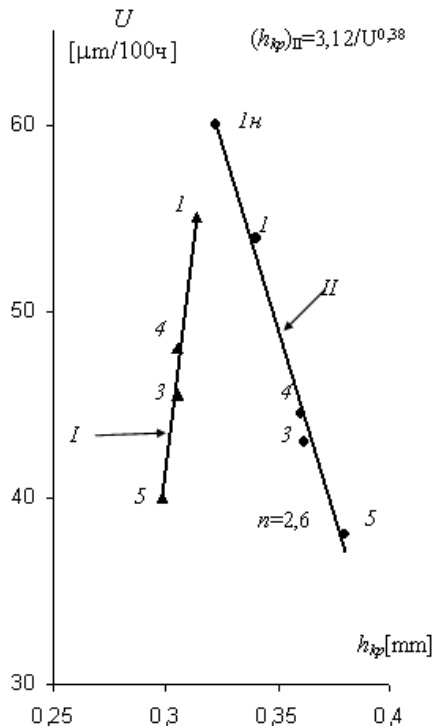


Рис. 2. Влияние критической (переходной I→II) величины исходного зазора в трибосопряжении на линейный износ вала: I смазка маслом SAE 85W/90 без присадки; II – то же с присадкой;  $I_H$  – вал цементованный (натурные условия); I – то же на стенде; 3, 4, 5 – валы, наплавленные проволоками: 80Г, 35Х5М2 и 50Х10ГС2 соответственно

Если учесть, что высшие кинематические пары, в том числе и подшипники качения, рассчитываются на работу в условиях жидкостного трения, то можно считать, что при докритических зазорах в игольчатых подшипниках осуществляется смешанное трение при значительном вкладе жидкостного трения. При закритических зазорах жидкостное трение почти не проявляется и

преобладает граничное трение. Это подтверждается результатами анализа шероховатости и морфологии поверхности вала, изнашиваемой в I, II и III зонах (на микро-, мезо- и макроуровнях).

Таким образом, критические зазоры в трибосопряжениях  $(h_{кр})_{II}$ , определенные по формулам (1) и (2), характеризуют условие деструкции смазочного слоя, переход к фреттингу и волновым процессам переноса энергии в деформируемых средах. При этом величина  $\Delta h_{кр}$  характеризует степень расширения границ существования режимов трения в условиях жидкостного (полужидкостного) трения за счет использования СК с присадками, повышающими устойчивость режима жидкостного трения.

В связи с анализом рис. 2 следует отметить, что при моделировании особенностей изнашивания материалов при масштабных переходах целесообразно использовать энергетические критерии износостойкости в акустической и ударно-волновой модификациях [5].

Рассмотрим поведение жидких смазочных материалов (ЖСМ), точнее – смазочных пленок, в трибосопряжениях в связи со свойствами ЖСМ: предельной прочностью при сдвиге  $\tau_{сд}$ , модулем сдвига  $G$ , акустическими характеристиками  $(\rho c)_{ЖСМ}$  и  $\rho c/V_m$  а также в связи с коэффициентом трения в условиях трения качения с проскальзыванием.

Для относительного объема деструкции ЖСМ  $V_{\delta}^{отн}$ , равного отношению объема деструкции  $V_{\delta}$  к мольному объему  $V_m$ , можем записать

$$V_{\delta} = \frac{V_{\delta}}{V_m} \sim \frac{N^*_{mp}}{(N^*_{mp})_{кр}} \sim \frac{(f_{mp} p v)_i}{(f_{mp} p v)_{кр}} \sim \frac{(\gamma G v)_i}{(\gamma G v)_{кр}}, \quad (3)$$

где  $p_i$  и  $p_{кр}$  – текущее и критическое давления, действующие на ЖСМ;  $\tau_{is}$ ,  $\tau_{сд}^{max}$  и  $G_i$ ,  $G^{max}$  – соответствующие напряжения и модули сдвига;  $\gamma_i$  и  $\gamma_{кр}$  – текущая и предельная упругая деформации сдвига в ЖСМ;  $v_i$  и  $v_{кр}$  – изменение текущей и критической массовых скоростей при прохождении волны деформации.

Из соотношений (3) вытекает важная критериальная зависимость объема деструкции ЖСМ от структурной плотности потока энергии упругой деформации  $W_{кр}^{ymp}$ :

$$V_{\delta} = const_{83} / \rho c^2 \cdot c \sim const_{84} / W_{кр}^{ymp}, \quad (4)$$

и выражение для модуля упругости

$$G = \rho c^2 \cdot c / v, \quad (5)$$

в котором деформация сдвига  $\gamma = v / c$ .

В момент наступления гидродинамической деформации  $\gamma \rightarrow \infty$  и  $G \rightarrow 0$  т.е. слой смазки теряет упругость и растекается. До начала деструкции ЖСМ коэффициент трения имеет наибольшее значение  $f_{mp}^{max}$ . При  $f_{mp} > f_{mp}^{max}$  режим трения изменяется: жидкостное трение переходит в смешанное (полужидкостное), сопровождаемое автоколебаниями внешней нагрузки – плотности мощности трения  $N^*_{mp}$ . Появление автоколебаний в трибосистеме способствует развитию фреттинг-процессов, резко повышающих интенсивность изнашивания сопряженных деталей. Если на различных масштабных уровнях  $\tau_{co}^{max}$  и  $G^{max}$  контролируют объем деструкции ЖСМ, то в общем случае можно записать

$$V_o^{omni} \sim 1/Gv \sim 1/(\rho c^2 \cdot c)^{n/3} \sim 1/(W_{kp}^{yup})^{n/3}, \quad (6)$$

где на основании выполненных исследований для весьма жестких условий трения на макроуровне  $n = 1$ ; для менее жестких условий, преимущественно жидкостного трения,  $n = 3$  и для мезомасштабного уровня внешнего нагружения  $n = 6$ . При указанных значениях параметра  $n$  в уравнениях (6) модуль сдвига ЖСМ окажется в зависимости от скорости звука в мольном объеме в первой, третьей и шестой степени соответственно.

Для подтверждения справедливости частных зависимостей

$$G \sim (W_{kp}^{yup})^{1/3;1;2} \sim (c / V_M)^{1;3;6}, \quad (7)$$

вытекающих из модели поведения ЖСМ в трибосопряжениях, представленных формулами (3) – (6), на рис.3 приведены результаты экспериментальных исследований различных составов ЖСМ на высокоскоростном роликовом стенде с целью установления условий существования режима жидкостного трения [37].

Из рис.3, *a* и *б* следуют зависимости коэффициента трения от предела сдвиговой прочности ЖСМ и модуля сдвига:

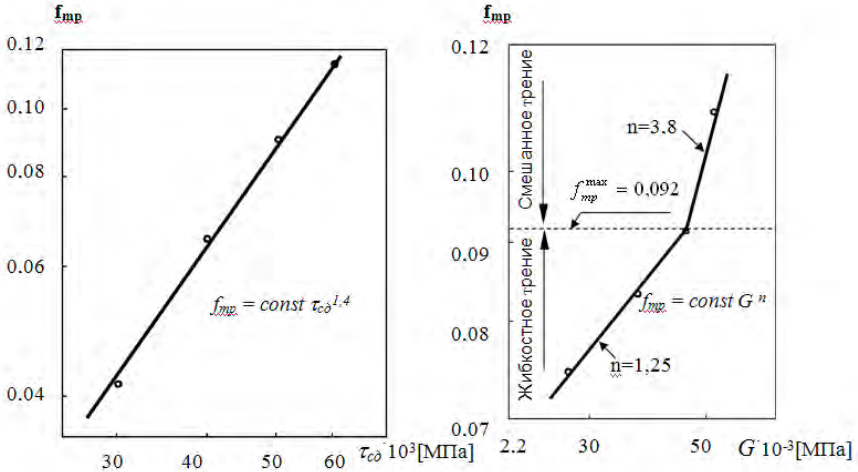
$$f_{mp} = const \tau_{co}^{1,4}, \quad (8)$$

$$f_{mp} = const G^{1,25 \text{ и } 3,8}, \quad (9)$$

Излом зависимости  $f_{mp}(G)$  в т. *A* – на рис.3, *б* при  $f_{mp} = 0,092$

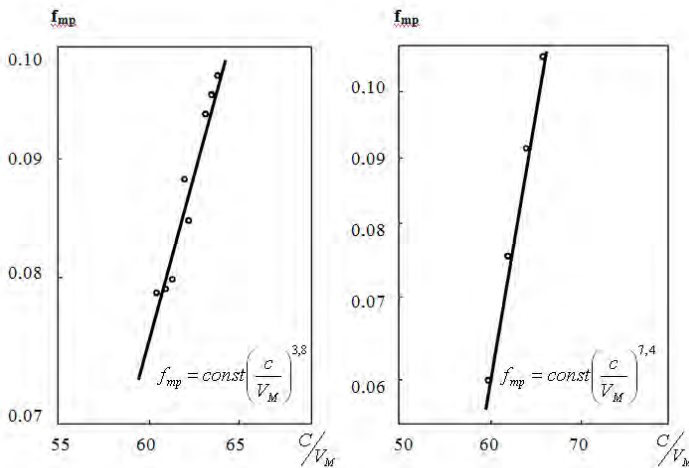
происходит при смене режимов трения. Для режима жидкостного трения ниже т.А на рис.3, б справедливы соотношения, вытекающие из формулы (8) и (9) в виде

$$f_{mp} = const G^{1,25} \text{ и } f_{mp} = const \tau_{сд}^{1,14}, \quad (10)$$



а

б



в

г

Рис.3. Влияние свойств смазочных материалов на коэффициент трения при испытании трибоспрежений на стенде

Близкая к линейной зависимость (10) подтверждает корректность двух последних соотношений в исходной модели (3) и, следовательно, справедливость последующего анализа:

$$f_{mp} = const \tau_{cv}^{1,4}$$

Режим смешанного трения характеризуют зависимости, вытекающие из рис.3, б и в:

$$f_{mp} = const G^3, \quad \text{и} \quad f_{mp} = const (c / V_M)^3, \quad (11)$$

которые дают линейную зависимость между модулем сдвига и физико-химическим критерием ЖСМ, представленным в уравнении (7) в виде отношения скорости звука к мольному объему ЖСМ, а именно:

$$G = const (c/V_M)^{1,0}, \quad (12)$$

Из уравнений (11) и (9) следует кубическая зависимость

$$G = const (c/V_M)^{3,8/1,25 \cong 3}, \quad (13)$$

Для наиболее благоприятного мезоструктурного уровня нагружения трибосопряжения и соответствующего поведения ЖСМ справедлива зависимость, вытекающая из рис.3, з:  $f_{mp} = const (c/V_M)^{7,4}$  которой в совокупности с формулой (9) следует

$$G = const (c / V_M)^{7,4/1,25 \cong 6}, \quad (14)$$

Сравнивая опытные результаты (12) – (14) с теоретической моделью (3), нетрудно убедиться в их полном совпадении, что подтверждает возможность оценки работоспособности ЖСМ по структурно-энергетическим критериям.

Таким образом, масштабные переходы при изнашивании трибосопряжений обусловлены соответствующей сменой режимов трения. При этом поведение смазочной пленки контролируется структурно-энергетическим критерием, а именно: критической плотностью потока энергии упругой деформации в мольном объеме смазочного материала:

$$\left( W_{кр} \right)_{ynp} = \frac{1}{3} \left( E_{y\delta} \right)_{ynp} c, \quad (15)$$

где  $(E_{y\delta})_{ynp}$  – плотность кинетической энергии, переносимая в мольном объеме ЖСМ волнами упругих деформаций со скоростью звука. Для большей ясности можно записать:

$$W_{кр}^{yup} = \frac{1}{3} \left( \frac{1}{2} m c^2 \right) c / V_m = \frac{1}{3} \left( \frac{1}{2} \rho c^2 \right) c = \frac{1}{3} (E_{yod})_{yup} c, \quad (16)$$

где  $m$  – масса смазочного материала в мольном объеме.

Из уравнений (3) и (5) следует важная для выбора ЖСМ пропорциональность

$$W_{кр}^{yup} \sim G v_{кр}, \quad (17)$$

которая учитывает критическую скорость движения среды  $v_{кр}$  при прохождении волн со скоростью  $c$ . Поэтому соотношение (17) определяет и в то же время ограничивает энергетический ресурс и долговечность деформируемых сред [4].

Любая среда (жидкая или твердая) имеет вполне определенную скорость движения  $v$ , вызванную волновыми возмущениями. Очевидно, что при  $v \geq v_{кр}$  будет происходить деструкция ЖСМ, которая может заключаться, например, в разрыве полимерных цепей с образованием мономеров. Интенсивность деструкции ЖСМ и присадок органического происхождения в узлах трения, как показал анализ, определяется целым комплексом физико-химических и механических критериев (3)–(17), из которых одним из самых доступных для использования на практике является акустическое сопротивление  $\rho c$ , пригодное для оценки работоспособности любых смазочных материалов в трибосопряжениях. Для оценки и контроля качества смазочных материалов по акустическому сопротивлению, разработан специальный стенд, где на состояние смазочной пленки и поверхности трения одновременно воздействуют высокочастотные колебания и фреттинг-коррозия.

### Список литературы

1. *Nachimowicz. J., Погодаев Л.И.*: Моделирование процесса изнашивания и прогнозирование долговечности опор качения, Изд. СПбГТУ, Санкт-Петербург, 2002, с.129.

2. *Погодаев Л.И., Кузьмин В.Н., Дудко П.П.*: Повышение надежности трибосопряжений. Санкт-Петербург: Академия транспорта Российской Федерации.- 2001, 316 с.

3. *Nachimowicz J., Чулкин С.Г.*: Состояние решения задач по повышению долговечности и износостойкости материалов и деталей машин, Машинознание, №4, Львов 2002, –С. 36–39.

4. *Nachimowicz J.*: Влияние смазочных композиций на износостойкость деталей опор качения, Второй Международный симпозиум по транспортной триботехнике, Железнодорожный транспорт, Сборник Трудов СПбГТУ, Санкт-Петербург, 2002, с.314-318.

5. *Елманов И.М.*: Термовязкоупругость жидких смазочных материалов в тяжело нагруженных узлах трения. Автореф. дисс... докт. техн. наук. Ростовский гос. ун-т путей сообщения, 2001, 41 с.

**On the criteria of the influence of the lubrication medium on the durability of ball bearings** // Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друку», 2010. – Вип. 53. – С.243–251.

The outcomes of the analysis of the approaches and introductions about processes of outweaning of materials and details tribojoint are reduced. The complications of prediction of longevity tribojoint and advantage of the structural – energy approach are rotined at examination of endurance of new materials.

Рис. 3, список лит.: 5 наим.

Стаття надійшла до редакції 19.06.10



<sup>1,2</sup> Ю. Л. Іщук, д-р техн. наук, проф.,  
<sup>1</sup> О. О. Міщук, канд. ф.-м. наук, старш. наук. співроб.,  
<sup>1</sup> А. В. Богайчук, асп.,  
<sup>2</sup> О. О. Македонський, канд. техн. наук,  
<sup>2</sup> О. В. Шапошник, інж.

## ЗМАЩУВАЛЬНА ДІЯ МАСТИЛ З ПОГЛЯДУ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ МЕТАЛУ

<sup>1</sup> Український науково-дослідний інститут  
нафтопереробної промисловості «МАСМА», м. Київ  
<sup>2</sup> ВАТ «АЗМОЛ», Бердянськ

*Наведено результати систематичних досліджень трибологічних характеристик мильних мастил, що мають високу змащувальну здатність. Унаслідок аналізу властивостей поверхонь тертя зроблено висновки, що доводять значущість мильного загусника в забезпеченні ефективної змащувальної дії сучасного мастила.*

**Вступ і постановка проблеми.** Антифрикційні мастила залежно від типу загусника, додатків та наповнювачів можуть бути багатофункціональними, автомобільними, індустріальними тощо [1]. Їх змащувальну дію зумовлено різними процесами, що створює труднощі її дослідження [2–14].

Спеціалізація дослідників суттєво впливала і впливає на характер сприйняття ними феномену змащування. В 60–80 роки минулого століття набули значного розвитку декілька наукових напрямів. Серед хіміків-технологів дотепер поширені погляди щодо ефективності гідродинамічного роз'єднання поверхонь пари тертя мастильним середовищем та формування стійких граничних шарів адсорбційного походження. Вважали також, що взаємодія між поверхнево-активними додатками та поверхнями тертя металів за високих навантажень призводить до формування хімічних плівок. Цим можна пояснити антифрикційну дію мастил та придушення ними процесів схоплювання поверхонь тертя [7–9].

Однак, зважаючи на характерний розмір частинок зношування металу, що значно переважає товщини граничного мастильного шару та змінюється на декілька порядків залежно від

режимів тертя, механізми протизношувальної активності мастильного матеріалу з позицій теорії граничного шару залишалися незрозумілими.

Важливий підхід до розгляду проблеми зношування було застосовано професором І. В. Крагельським та учнями [15], які зосередили увагу на металознавчих аспектах формування структури підповерхневих шарів та, дослідивши вплив дефектної підсистеми металу, здебільшого дислокаційної, змогли загалом пояснити процес зношування металу за жорстких умов тертя та схоплювання пар тертя. Недоліком створеної теорії молекулярно-механічного тертя вважаємо, однак, недостатньо чіткий зв'язок між зношуванням металу та мастилом, особливо за режимів нормального тертя.

Особливий науковий напрям у трибології розвинула київська наукова школа, очолювана професором Б. І. Костецьким [3; 16]. Теорії поверхневих вторинних структур металу розглянуто спряжені механохімічні перетворення як мастильного граничного шару, так і приповерхневого шару металу в контактній зоні тертя, що сприяло баченню «генетичного» зв'язку між протизношувальною ефективністю мастильного матеріалу та процесами утворення частинок зношування. Так, мастила, в яких дисперсійне середовище (олива), загущене мильною дисперсною фазою, формують на поверхні тертя адсорбційні прошарки, що впливають на механохімічні реакції в контактній зоні, на дифузійні процеси, деформування та подрібнення структури поверхневого шару, утворення зносостійких тонкоплівкових поверхневих структур та, врешті-решт, сприяють мінімізації зношування поверхонь тертя металу.

Відзначимо, що у Всесоюзному науково-дослідному та проектно-конструкторському інституті нафтохімічної промисловості (тепер це УкрНДІНП «МАСМА»), що був головною організацією в СРСР з питань розроблення та застосування мастильних матеріалів, з метою комплексного вивчення впливу останніх на тертя та зношування металів і процеси металообробки була створена лабораторія трибологічних досліджень, в якій учнями Б. И. Костецького активно досліджувалися проблеми формування поверхонь тертя в широких діапазонах навантажень, швидкостей, частот обертів, температур. Важливою складовою

досліджень було інструментальне вивчення властивостей поверхонь тертя металів, що сприяло інтенсивному розвитку теорії вторинних структур [17; 18].

Теорію кристалоаморфних вторинних структур Б. І. Костецького натепер підтверджено і вона продовжує розвиватися у зв'язку з новим напрямом наноматеріалознавством, зокрема, вирішуються завдання зі створення аморфно-наноструктурних покриттів на металах. Водночас знаходять пояснення проблемні питання теорії.

Так, визначимо термін «вторинна структура» [16]: це ультрадисперсний твердий розчин або ультрадисперсні нестехіометричні хімічні сполуки активних атомарних елементів мастильного середовища в металі. Механізми утворення вторинної структури – це інтенсивна пружно-пластична деформація матеріалу в контактній зоні тертя, дифузійне насичення поверхневого шару металу активними хімічними елементами середовища та вплив мастильного матеріалу через перебігу глибокої механохімічної деструкції його молекул.

Водночас, й донині невирішені проблеми передбачення впливу на перебіг утворення вторинних структур колоїдної та молекулярної структури мастильного матеріалу, зокрема структур граничного мастильного шару [14; 18–20]. Актуальність цих проблем особливо посилюється внаслідок розвитку технологій сучасних вискоефективних комплексних мастил [20; 21].

Ще одним важливим дискусійним питанням є ймовірність конвективного (не дифузійного) масоперенесення елементів у поверхневих шарах металу в контактній зоні, що стосується, зокрема, механізмів впливу порошків неорганічних наповнювачів до мастил [22–24].

**Мета та завдання роботи.** Метою роботи є дослідження ролі мильного загусника в умовах високої змащувальної ефективності сучасного антифрикційного мастила.

Зважаючи на новизну проблеми, вивчали змащувальні властивості низки досконалих мильних мастил, що за своїм складом та фізико-хімічними характеристиками моделювали типові вискоефективні товарні мастила різного призначення. Мастила досліджували за різних умов тертя. Їх змащувальну ефективність

оцінювали методом побудови рейтингів мастил за головними групами трибологічних характеристик: антифрикційною, протизношувальною та протизадирною. Аналізуючи позиції мастил у різних рейтингах змащувальної ефективності виявляли мастила, що мали особливості. Для випадків цих мастил досліджували стан поверхонь тертя.

**Об’єкти та методи досліджень.** Перелік та характеристики мильних мастил наведено в табл. 1. Зазначимо, що дисперсійним середовищем цих мастил є нафтові оливи, в’язкість яких та їх груповий склад поряд з властивостями дисперсної фази та додатків також можуть суттєво впливати на величину досліджуваних характеристик [1; 4]. Але це вже є предметом окремих досліджень.

Таблиця 1

**Характеристика досліджених мастил**

Мас-тило	Ключові ознаки		
	Дисперсна фаза	Типи додатків*	Наповнювачі
<u>Мастила різноцільового (загального) призначення</u>			
A	Комплексне Li-мило	АО	
B	Комплексне Li-мило	АО+ AW/EP	
<u>Індустріальні мастила</u>			
C	12-Гідроксистеарат Li	EP	
D	Комплексне Ca-мило ЖК	АО+EP	
<u>Автомобільне мастило</u> <u>(для шарнірів рівних кутових швидкостей)</u>			
E	12-Гідроксистеарат Li	АО+EP	MoS <sub>2</sub> ; ПТФЕ

\*Додатки: АО – антиокиснювальний; AW – протизношувальний; EP – протизадирний.

Антифрикційні, протизношувальні та протизадирні характеристики мастил для різних кінематичних схем тертя оцінювали, використовуючи стандартні методи [25–27].

Дослідження проводили на пристроях тертя:

- Falex FB-FW Test Machine, ЧШМ-К1М, Falex-6 (чотирикулькова кінематична схема точкового контакту);

- модифікованому Falex-1 (Faville LeValle Corp.) – (кінематична схема лінійного контакту «блок-кільце»).

Властивості поверхонь тертя для різних мастил досліджували методами електронної растрової мікроскопії та електронної спектроскопії, використовуючи оже-спектральний мікросонд [28]. З метою вивчення профілів розподілу елементів у поверхневих шарах сталі поверхні тертя розпорозували променем йонів аргону.

**Результати досліджень та їх обговорення.** Результати дослідження антифрикційних властивостей мастил, отримані згідно з ASTM D 5183 [25], ілюструє рис. 1. Їх аналіз виявляє такий рейтинг антифрикційної ефективності мастил:

$$B > D \geq C \geq A > E.$$

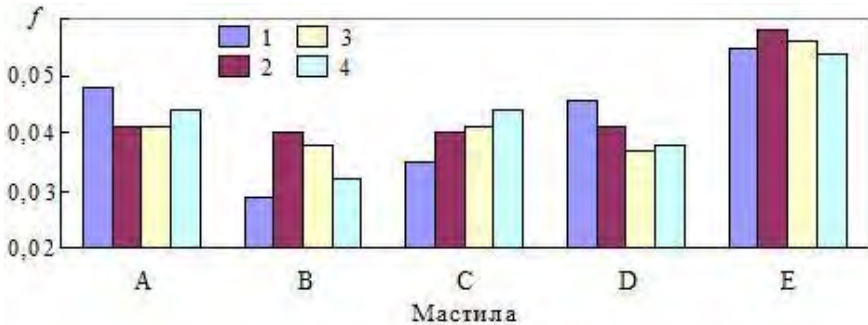


Рис. 1. Залежність коефіцієнта тертя ( $f$ ) від навантаження:  
 1 – 98 Н; 2 – 196 Н; 3 – 294 Н; 4 – 392 Н

Діаграми протизношувальних характеристик мастил, отримані для точкового та лінійного типів герцівського контакту пари тертя згідно з ГОСТ 9490 [26] та ASTM D 2509 [27] відповідно показано на рис. 2 та 3. Вони підтверджують результати роботи [21] щодо впливу типу кінематичної схеми тертя на рейтинг протизношувальної ефективності мастил.

За отриманими результатами для випадку точкового та лінійного герцівського контакту маємо рейтинги протизношувальної ефективності мастил (P2) та (P3) відповідно:

$$E > B \approx D \geq A > C.$$

$$B > D \geq C \geq A > E.$$

Рис. 4 та 5 ілюструють результати досліджень протизадірних характеристик мастил для випадків точкового (ГОСТ 9490 [26]) та лінійного (ASTM D 2509 [27]) типів герцівського контакту пари тертя.

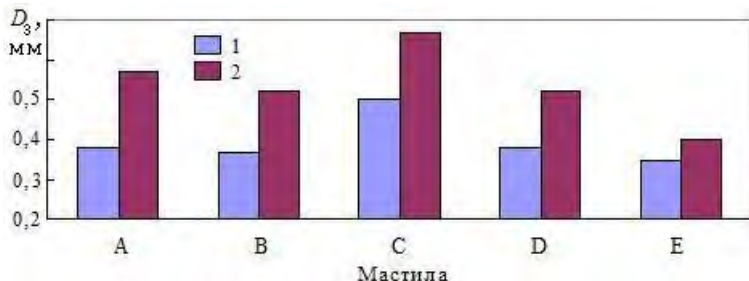


Рис. 2. Залежність діаметра сліду зношування ( $D_3$ ) від навантаження: 1 – 196 Н; 2 – 392 Н

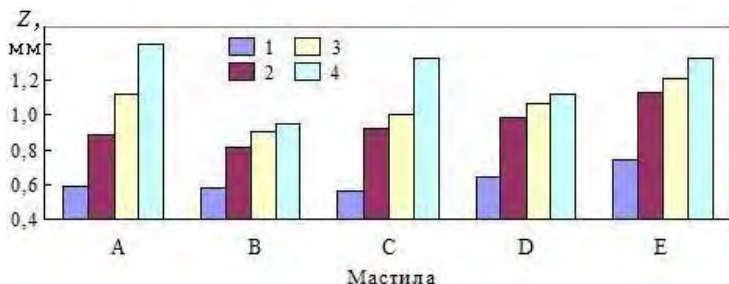


Рис. 3. Залежність ширини сліду зношування ( $Z$ ) від навантаження: 1 – 134 Н; 2 – 269 Н; 3 – 403 Н; 4 – 537 Н

За критичним навантаженням (характеристика  $P_K$ ) та навантаженням зварювання (характеристика  $P_3$ ) для умов точкового контакту спостерігаємо (рис. 4) дещо відмінні рейтинги протизадірної ефективності мастил (P4 та P5 відповідно):

$$E > B \geq A \geq D > C;$$

$$E > C \geq B > A \geq D.$$

За критичними навантаженнями (характеристики  $OK$ -навантаження та  $L-C.C.$  [21; 27]) для випадку кінематичної пари тертя з лінійним герцівським контактом (рис. 5) рейтинги

протизадірної ефективності мастил також інші (P6 та P7 відповідно):

$$D \approx B \approx A > C \approx E;$$

$$D > B \approx E > A > C.$$

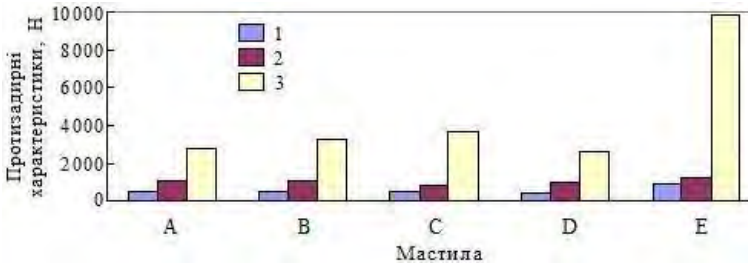


Рис. 4. Протизадірні властивості мастил у випадку точкового контакту (чотирикулькова пара тертя) [26]: 1 – індекс задиру ( $I_3$ ); 2 – критичне навантаження ( $P_K$ ); 3 – навантаження зварювання ( $P_3$ )

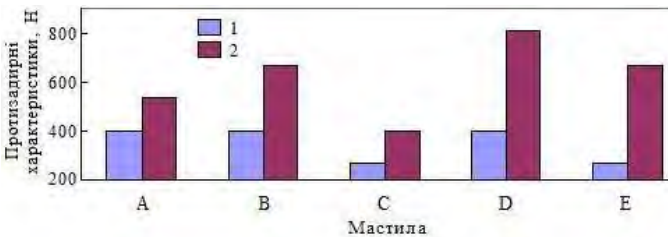


Рис. 5. Протизадірні властивості мастил у випадку лінійного герцівського контакту (пара «блок-кільце») [21; 27]: 1 – ОК-навантаження; 2 – критичне навантаження  $L-C.C.$

Порівняння всіх рейтингів змащувальної ефективності мастил P1–P7 виявляє, що одні й ті ж мастила займають різні позиції в рейтингах, побудованих за величинами різних трибологічних характеристик. Аналіз отриманих результатів дослідження змащувальної дії мастил, призначених для різних галузей застосування, підтверджує, загалом, висновки, зроблені нами в роботі [21], а тому на них не зупинятимемося.

Для пояснення змінних позицій одних і тих же мастил у різних рейтингах ефективності досліджено властивості поверхонь тертя, відібраних для випадку рейтингів P1, P2 (навантаження 392 Н) та P3 (ОК-навантаження), для таких мастил (табл. 2):

- *B* – одного з найкращих як в точковому , так і в лінійному контактах;
- *D* – ефективного в лінійному контакті, але з неоднозначною дією в точковому;
- *E* – найкращого в точковому контакті (не розглядаючи, однак, випадок коефіцієнта тертя), але малоефективного в лінійному.

Таблиця 2

**Відносна ефективність мастил згідно з рейтингами P1-P7 \***

Мастило	Номер рейтингу						
	Точковий контакт				Лінійний контакт		
	P1	P2	P4	P5	P3	P6	P7
<i>B</i>	в	в	в	с	в	в	с
<i>D</i>	в	с	с	н	с	в	в
<i>E</i>	н	в	в	в	н	н	с

\*) Позначення відносної ефективності мастил: в – висока; с – середня; н – низька.

Результати досліджень поверхневих шарів сталі на характерних ділянках поверхонь тертя проілюстровано рис. 6–8. Профілі розподілу свідчать про наявність у поверхневих шарах сталі після тертя значної кількості кисню (головним чином з повітряної атмосфери [12]), вуглецю (з вуглеводневих фаз мастила та зі сталі [10; 16; 22]), а також інших елементів (з додатків та наповнювачів, властивих відповідним мастильним матеріалам (див. табл. 1)). Відзначимо, що вплив кожного з елементів є суттєвим.

Мастило *B*, ефективність якого серед інших мастил найвища, сприяє формуванню під впливом механохімічних перетворень у зоні тертя поверхневих шарів сталі, що містять сірку, фосфор, кисень, вуглець. Унаслідок дії мастила *D* утворюються поверхневі шари механохімічного походження, збагачені киснем, вуглецем та, значно менше, сіркою і кальцієм. Мастило *E* обумовлює механохімічне формування нового стану сталевих поверхонь тертя під впливом сірки, вуглецю та молібдену (дисульфиду молібдену – табл. 1).

Для вивчення структурних особливостей різних поверхонь тертя сталі досліджували як характеристику щільності поверхневих шарів таку величину:



$$\text{Характеристика} = (S_n - S_{\text{vol}}) / S_{\text{vol}} \quad (1)$$

де  $S_n = \sum_i I_{in} / g_i$  – сума нормованих інтенсивностей спектральних ліній всіх елементів, що відповідає їх загальній концентрації в  $n$ -й точці профілю розподілу концентрацій елементів у поверхневих шарах металу;  $g_i$  – коефіцієнт відносної чутливості  $i$ -го елемента [28];  $S_{\text{vol}}$  – значення  $S_n$  в об'ємі металу.

З досвіду вважаємо, що зменшення загальної концентрації елементів (від'ємні значення характеристики (1)) відповідає зменшенню щільності поверхневого шару порівняно з об'ємом металу та, навпаки, зростання величини (1) вище нуля характеризує ефект збільшення його щільності.

Профіль розподілу цієї характеристики щільності поверхонь тертя для випадків, що відповідають профілям концентраційних розподілів (рис. 6–8), проілюстровано рис. 9.

Загальний аналіз рис. 6–9 свідчить, що змащувальна ефективність мастил згідно з отриманими рейтингами є найкращою в тих випадках, коли формується структура поверхонь тертя з менш щільним («розрідженим») поверхневим шаром (характеристика (1) є меншою за  $-0,05$ ), товщина якого більша за 20 нм. І навпаки, низькі рейтинги мастил обумовлені формуванням ущільнених поверхневих шарів (характеристика (1) стає більшою за  $0,03$ ), що мають товщину понад 150 нм.

Зокрема, ефект формування ущільнених поверхневих шарів реєструємо у випадках відносно низької ефективності мастила Е згідно з рейтингами Р1 та Р3 (рис. 9, *в*, криві 1 та 3). За цих обставин на обох відповідних профілях розподілу (рис. 8, *а*, *в*) спостерігаємо наявність чітко вираженого поверхневого оксидного шару товщиною близько 50 нм. У свою чергу, для випадку високої ефективності мастила Е (рейтинг 2) маємо ефект зменшеної щільності поверхневого шару (рис. 9, *в*, крива 2), а профіль на рис. 8, *б* ілюструє, що товщина оксидного шару суттєво менша і, що важливо, він сформований на поверхні значно товщого поверхневого шару типу  $\text{FeMoS}_x$  механохімічного походження.

Напрошується висновок, що оксидний шар перешкоджає ефективній дії дисульфиду молібдену, який є наповнювачем мастила Е (табл. 1).

Порівнюючи методи випробувань у випадках рейтингів P1 та P2 для точкового контакту пари тертя, відзначимо особливість першого з них, що стосується визначення антифрикційних характеристик мастил згідно з ASTM D 5183 [25]. В цьому випадку пару тертя перед випробуваннями попередньо припрацьовують у світлій оливі до утворення достатньо великого сліду зношування діаметром  $0,67 \pm 0,03$  мм. Отже, під час випробувань мастил згідно з ASTM D 5183 контакти чотирикулькової пари тертя вже не є герцівськими і точковими.

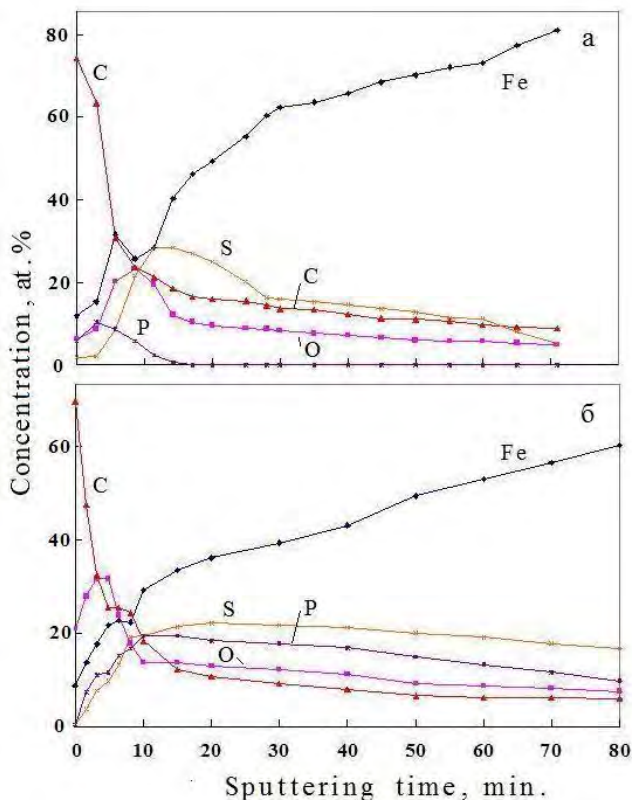


Рис. 6. Профілі розподілу концентрацій елементів у поверхневих шарах сталі для мастила В та чотирикулькової пари тертя за умов випробування: а – ASTM D 5183, рейтинг P1; б – ГОСТ 9490 (392 Н), рейтинг P2

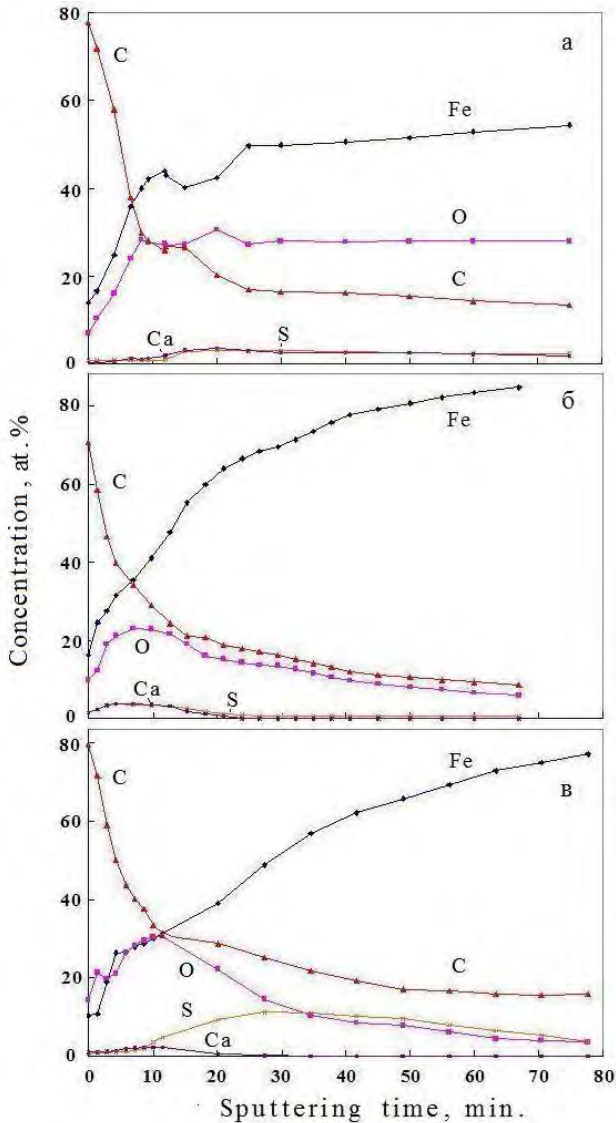


Рис. 7. Профілі розподілу концентрацій елементів у поверхневих шарах сталі для мастила D після тертя за умов випробування: *a* – ASTM D 5183, рейтинг P1; *б* – ГОСТ 9490 (392 Н), рейтинг P2; *в* – ASTM D 2509, рейтинг P3

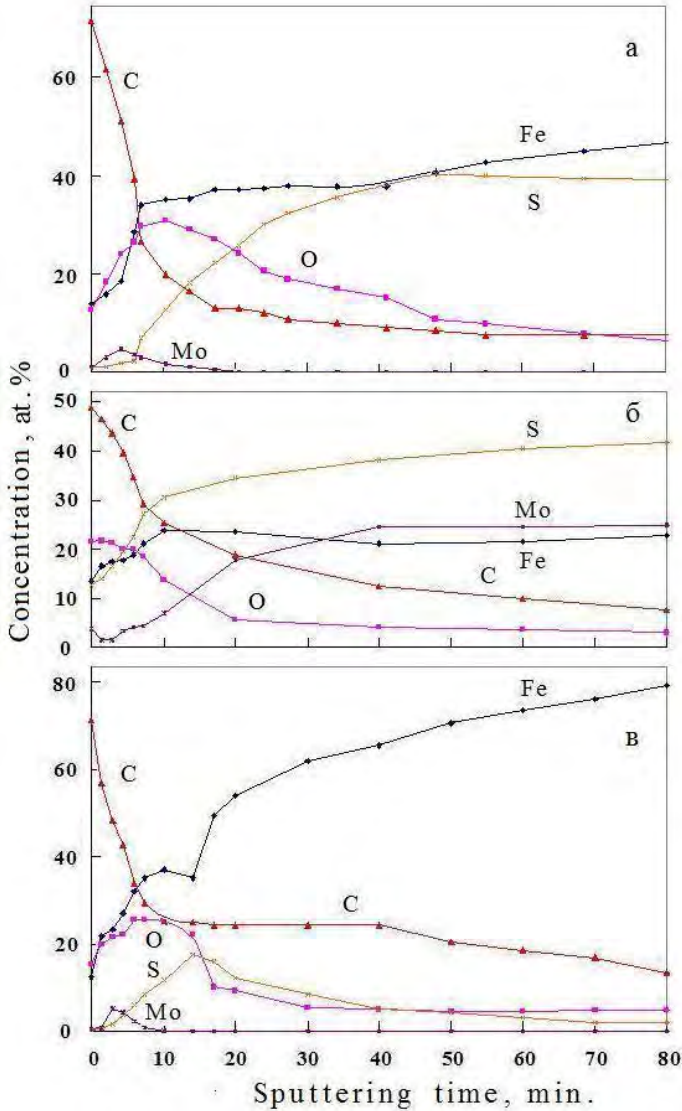


Рис. 8. Профілі розподілу концентрацій елементів у поверхневих шарах сталі для мастила Е після тертя за умов випробування: а – ASTM D 5183, рейтинг P1; б – ГОСТ 9490 (392 Н), рейтинг P2; в – ASTM D 2509, рейтинг P3

Тому констатуємо, що достатньо великі площі реального контакту поверхонь тертя як методикою визначення коефіцієнта тертя (рейтинг P1), так і у випадку лінійного контакту (рейтинг P3) сприяють нагромадженню на поверхнях тертя нанорозмірних оксидних частинок зношування сталі. Для мастила Е цей ефект проявляється як формування чітких поверхневих оксидних прошарків (див. рис. 8 а, в). Припускаємо, що ці оксидні частинки, акумульовані на поверхні мильним загусником мастила, і стають на заваді початковому закріпленню на поверхні металу частинок наповнювача MoS<sub>2</sub>.

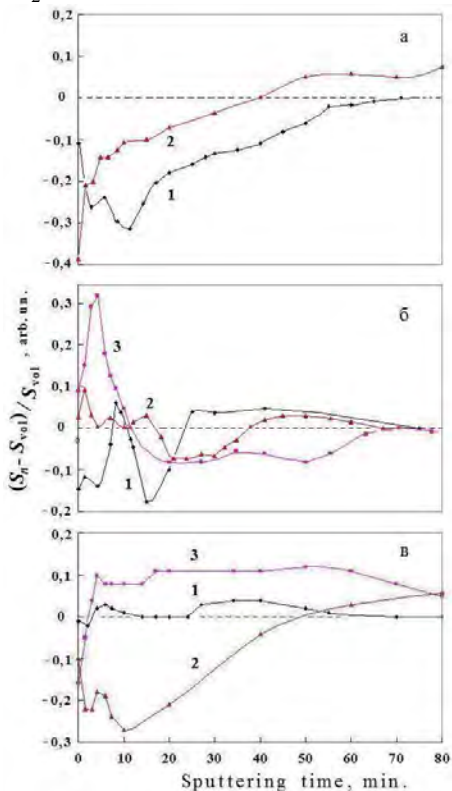


Рис. 9. Профілі розподілу щільності (характеристика (1)) поверхневих шарів сталі після тертя для: а – мастила В; б – мастила D; в – мастила Е.

Умови випробування: 1 – ASTM D 5183, рейтинг P1; 2 – ГОСТ 9490 (392 Н), рейтинг P2; 3 – ASTM D 2509, рейтинг P3

У випадку ж визначення діаметра сліду зношування (рейтинг Р2) мікрогеометрія точкового герцівського контакту, (зокрема значна кривизна поверхонь чотирикулькової пари тертя) сприяє винесенню частинок зношування за межі контакту та нагромадження частинок дисульфиду молібдену, що зумовлює формування зносостійкої поверхневої плівки типу  $\text{MoFeS}_x$  (рис. 8, б).

Аналіз приповерхневої частини всіх досліджених профілів вуглецю (рис. 6–8) та співвідношення концентрацій заліза і кисню свідчить про наявність механохімічно перетвореного поверхневого шару молекул мильного загусника мастила, що вміщує частинки зношування у вигляді оксидів заліза типу  $\text{FeO}$ .

Порівняння профілів на рис. 6–8 та оцінювання товщини поверхневого «вуглецево (вуглеводнево)-оксидного» шару виявляє, що комплексні мастила В і Д сприяють акумулюванню в поверхневому шарі більш дрібних оксидних частинок зношування (діаметром порядку 15 нм) порівняно з мастилом Е (розмір оксидних частинок до 50 нм), яке загущене простим літійовим милом. Очевидно, що низькомолекулярні компоненти мильного комплексу в комплексних мастилах краще пасивують поверхню наноскопічних оксидних частинок зношування та перешкоджають їх коагуляції в межах адсорбційного шару.

Отже, мильний загусник у процесі тертя «зв'язує» наноскопічні частинки зношування металу переважно оксидного типу, як свідчать концентраційні профілі розподілу елементів (рис. 6–8), чим сприяє, з одного боку, їх акумулюванню на поверхні тертя, а з другого – припиняє їх коагуляцію та нарощування до мікроскопічних розмірів. Ці процеси, що відбуваються в умовах механохімічного «перетирання» утворюваного граничного шару, одночасного впливу карбідних частинок зношування сталі, потребують подальших досліджень.

Згідно зі зробленими висновками можна очікувати, що тверді наповнювачі типу дисульфиду молібдену будуть значно ефективнішими в мильних комплексних мастилах порівняно з простими мильними мастилами. Водночас, під час дослідження змащувальної ефективності мастил з наповнювачами обов'язково потрібно враховувати геометрію контакту пари тертя (кривизну та площу поверхонь контакту).

Негативний вплив частинок зношування у випадках мастил В та Д нівелюється механохімічними перетвореннями контактної зони, властивими для цих мастил. Аналізуючи профілі на рис. 6 та 9, *а*, підсумуємо, що для мастила В важливою ознакою є механохімічне формування поверхневих шарів під одночасним впливом процесів дифузії сірки, фосфору та вуглецю, які зменшують уміст кисню та оптимізують вплив вторинних оксидних сполук. У свою чергу, мастило Д (рис. 7 та 9, *б*) підтримує водночас механохімічне окиснення та науглецювання поверхонь тертя під впливом кальцію та сірки.

Зазначимо, що закономірності рейтингів Р2 та Р3, що стосуються режимів нормального тертя сталеві пари, обумовлюють і закономірності рейтингів Р4 та Р6 відповідно, що характеризують протизадирні властивості мастил. Особливо показовим у цьому разі є випадок комплексного кальційового мастила Д (рис. 9, *б*). Зокрема, порівняно менша протизадирна ефективність цього мастила в точковому контакті (рейтинг Р4) співвідноситься з мінімальною товщиною «розрідженого» приповерхневого шару (рис. 9, *б*, крива 2), що формується під час визначення протизношувальної ефективності мастила (рейтинг Р2). І навпаки, найкраща протизадирна ефективність цього мастила у випадку лінійного контакту (рейтинги Р6 та Р7) корелює з наявністю в поверхневих шарах сталі «розрідженого» прошарку значної товщини (рис. 9, *б*, крива 3) для випадку визначення рейтингу Р3.

### **Висновки**

Аналіз результатів дослідження поверхонь тертя металів засвідчив, що рейтинги змащувальної ефективності досліджених мастил значною мірою обумовлені ефектами нагромадження на поверхнях тертя наноскопічних частинок зношування оксидного типу та характером механохімічних перетворень поверхневих шарів металу під впливом мастильного матеріалу, внаслідок чого утворюються поверхневі прошарки різної щільності.

Виявлено особливу роль мильного загусника в умовах ефективної змащувальної дії всіх компонентів сучасного мастила. Молекули мильного загусника зв'язують нанорозмірні оксидні частинки зношування металу, утримуючи їх на поверхнях тертя, та

забезпечують відсутність коагуляції цих частинок до мікроскопічних розмірів. Комплексний мильний загусник сприяє акумулюванню в поверхневому шарі дрібніших частинок зношування порівняно з простим загусником. Ці ефекти впливають на поверхневу активність інших компонентів мастила та пояснюють вищу ефективність комплексних мильних мастил порівняно з простими.

### Список літератури

1. *Ishchuk Yu.L.* Lubricating grease manufacturing technology. – New Delhi: New AGE International Publishers, 2005. – 224 p.
2. *Бойден Ф. П., Тейбор Д.* Трение и смазка твердых тел. – Москва: Машиностроение, 1968. – 544 с.
3. *Костецкий Б.И.* Трение, смазка и износ в машинах. – К.: Техніка, 1970. – 396 с.
4. *Ицук Ю.Л.* Состав, структура и свойства пластичных смазок. – Киев: Наук. думка, 1996. – 516 с.
5. *Райко М.В.* Смазка зубчатых передач. – К.: Техніка, 1970. – 196 с.
6. *Аксенов А.Ф.* Трение и изнашивание металла в углеводородных жидкостях. – Москва: Машиностроение, 1977. – 152 с.
7. *Фукс Г.И.* Адсорбция и смазочная способность масел // Трение и износ. – 1983. – Т. 4, № 3. – С. 398-414.
8. *Виноградова И.Э.* Противоизносные присадки к маслам. – Москва: Химия, 1972. – 272 с.
9. *Матвеевский Р.М.* Температурная стойкость граничных смазочных слоев и твердых смазочных покрытий при трении металлов и сплавов. – Москва: Наука, 1972. – 223 с.
10. *Мицук О.О., Ицук Ю.Л.* Поверхнева активність мастильного середовища при терті: Її вплив на стан приповерхневих мікрооб'ємів металу // Катализ и нефтехимия. – 1996. – № 2. – С. 50-55.
11. *Заславский Ю.С., Заславский Р.Н.* Механизм действия противоизносных присадок к маслам. – Москва: Химия, 1978. – 224 с.
12. *Виноградов Г. В., Подольский Ю. Я.* Механизм противоизносного и антифрикционного действия смазочных сред при тяжелых режимах граничного трения / В кн.: О природе трения твердых тел. – Минск: Наука и техника, 1971. – С. 281-304.
13. *Ward W.C., Najman M.* Properties of tribochemical films from various additives in grease generated under load // NLGI Spokesman. – 2006. – V. 70, No. 7. – P. 20-26.



14. *Cann Ph.* Grease lubricant film distribution in rolling bearing contacts // *NLGI Spokesman*. – 1997. – V. 61, No. 2. – P. 22-28.

15. *Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С.* Основы расчетов на трение и износ. – Москва: Машиностроение, 1977. – 526 с.

16. *Поверхностная* прочность материалов при трении / Костецкий Б.И., Носовский И.Г., Караулов А.К., Бершадский Л.И., Костецкая Н.Б., Ляшко В.А., Сагач М.Ф. – Киев: Техніка, 1976. – 296 с.

17. *Tribological* problems of surfactant application in lubricants / A.K. Karaulov, G.I. Cherednichenko, V.S. Romanov et.al. – In: *Surfactant: Transact. World Congr., D.-A. Munchen*, 1984. – P. 237-246.

18. *Mishchuk O.A., Ishchuk Yu.L.* Influence of surfactants on the state of surface microvolumes of the metal at friction / In: *Abstract of World Tribology Congress, London, September 8-12, 1997*. London: Inst. Mech. Eng., 1997. – P. 712.

19. *Уровень* структурирования и смазочная способность литиевых смазок / Р.М. Матвеевский, Д.В. Рябов, И.Г. Фукс и др. // *Трение и износ*. – 1987. – Т. 8, № 6. – С. 1010-1018.

20. *Ischuk Yu.L., Bulgak V.B., Stakhursky A.D.* Composition of lithium complex soap and its role in the formation of grease properties // *NLGI Spokesman*. – 1995. – V. 59, No. 1. – P. 21-24.

21. *Дослідження* змащувальної здатності антифрикційних мастил різного призначення методами ASTM / Ю.Л. Іщук, О.О. Мішук, О.О. Македонський та ін. // *Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. зб.* – К.: НАУ, 2009. – Вип. 51. – С. 186-198.

22. *Трибохимия* металлоорганических систем / Г.А. Гороховский, В.Г. Чернышев, В.П. Рева, Л.В. Коваленко // *Трение и износ*. – 1988. – Т. 9, № 3. – С. 461-472.

23. *Hopple G.B., Loewenthal S.H.* Development, testing and characterization of MoS<sub>2</sub> thin film bearings // *Surface and Coatings Technology*. – 1994. – N 68/69. – P. 398-406.

24. *Development* of a high performance low molybdenum disulfide grease / Aswath P., Patel K., Munot S., Elsenbaumer R.L. // *NLGI Spokesman*. – 2007. – V. 70, No. 11. – P. 24-32.

25. *ASTM D 5183-95* (Reapproved 1999). Standard test method for determination of the coefficient of friction of lubricants using the Four-Ball Wear test machine.

26. *ГОСТ 9490-75* Материалы смазочные жидкие и пластичные. Метод определения трибологических характеристик на четырехшариковой машине.

27. *ASTM D 2509-93* (Reapproved 1998). Standard test method for measurement of load-carrying capacity of lubricating grease (Timken Method).

28. *Анализ* поверхности методами Оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии: Пер. с англ. / Под ред Д. Бриггса, М.П. Сиха. – Москва: Мир, 1987. – 600 с.

*Ищук Ю.Л., Мищук О.А., Богайчук А.В., Македонский О.А., Шапошник А.В. Смазывающее действие пластичных смазок в фокусе структуры поверхностных слоев металла // Проблемы тертя та зношування: Наук.-техн. зб. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2010. – Вип. 53. – С.252–269.*

Приведены результаты систематических исследований трибологических характеристик ряда мыльных смазок, которые имеют высокую смазывающую способность. У результате анализа свойств поверхностей трения сделаны выводы, которые подтверждают значимость мыльного загустителя в обеспечении эффективного смазочного действия современной смазки.

Рис. 9, табл 2, список лит.: 28 наим.

### **Lubricities of the greases in a view of structure of metal surface layers**

The wide field of tribological characteristics of some soap greases which have high lubricities is investigated systematically. As a result of the analysis of friction surface properties the conclusions which confirm a role feature of the soap thickener in foundation of efficient lubricities of the modern lubricating grease are made.

Стаття надійшла до редакції 27.05.10

## ХРОНІКА, ПОВІДОМЛЕННЯ

До 70-річчя від дня народження В.М.Голубця.



17 серпня 2010 року виповнюється 70 років від дня народження і понад 45 років наукової, науково-організаційної і педагогічної діяльності завідувача кафедри технології матеріалів Національного лісотехнічного університету України, лауреата Державної премії України в галузі науки і техніки, заслуженого діяча науки і техніки України, доктора технічних наук, професора Голубця Володимира Михайловича

В.М. Голубець – відомий вчений і педагог, спеціаліст у галузі матеріалознавства, технології металів, тертя та зношування в машинах.

Здобувши у 1961р. кваліфікацію інженера-механіка, з 1964 до 1970 рр. він аспірант і асистент кафедри автомобілів Львівського політехнічного інституту. З 1970 по 1993 рік працював у Фізико-механічному інституті ім. Г.В. Карпенка НАН України, де пройшов шлях від старшого інженера до завідувача відділу, а з 1988 по 1991 рік обіймав посаду першого заступника директора інституту з НДР. З 1993 р. дотепер – завідувач кафедри Національного лісотехнічного університету (НЛТУ) України, у продовж 1986–2000 рр. – декан технологічного факультету. У 1973 р. захистив кандидатську дисертацію на тему «Вплив білого шару на зносостійкість деталей машин» за спеціальністю 05.02.04 – тертя та зношування в машинах, у 1986 р. – докторську дисертацію «Науково – технічні основи створення евтектичних покриттів з порошкових матеріалів для підвищення ресурсу роботи деталей машин» за спеціальністю 05.02.01 – матеріалознавство в машинобудуванні.

У науковому доробку В.М. Голубця понад 235 наукових публікацій, з них п'ять монографій та 37 авторських свідоцтв і патентів на винаходи з проблеми поверхневого зміцнення металів

та сплавів, вивчення закономірностей їх працездатність за різних видів контактного навантаження і дії робочих середовищ. Ним підготовлено два доктори і 10 кандидатів технічних наук. Науково-технічні розробки В.М. Голубця та його учнів пройшли різносторонню апробацію і знайшли застосування для підвищення ресурсу роботи широкої номенклатури деталей геологорозвідувального, хімічного, вугільного, нафтодобувного обладнання, дорожньої і сільськогосподарської техніки, метало- і дереворізального інструменту, технологічного оснащення.

В.М. Голубець – автор 17 навчально-методичних праць, в тому числі чотирьох навчальних посібників з дисциплін «Матеріалознавство», «Технологія конструкційних матеріалів», «Електротехнічні матеріали», «Технологічні методи поверхневого зміцнення металевих матеріалів». Значну роботу провадить з організації навчального процесу, підвищення науково-педагогічного рівня кадрового складу кафедри, виховання студентської молоді.

Він є членом рядколегії ряду наукових журналів, спеціалізованих рад із захисту докторських дисертацій, вчених рад і науково-технічної ради НЛТУ України, голова Президії трудового колективу університету.

Нагороджений Почесною грамотою ВЦРПС, медаллю «Ветеран праці», знаком «Изобретатель СССР», Грамотами Президії НАН України та Міністерства освіти і науки України, знаком «Відмінник освіти України». Обирався членом Львівського обласного комітету і Республіканського комітету профспілки працівників освіти, вищої школи і наукових установ, депутатом Львівської міської ради.

Редколегія збірника «Проблеми тертя та зношування», наукова і педагогічна громадськість, учні і колеги щиро вітають Володимира Михайловича Голубця з ювілеєм, бажають міцного здоров'я, всіяких гараздів і здійснення творчих задумів.

## Міжнародна науково-технічна конференція «Сучасні проблеми трибології»

19–21 травня 2010 р. у Національному авіаційному університеті відбулася міжнародна науково-технічна конференція «Сучасні проблеми трибології», присвячена 100-річчю з дня народження заслуженого діяча науки УРСР, доктора технічних наук, професора, засновника вітчизняної наукової школи трибології Бориса Івановича Костецького.

Активну участь у підготовці та проведенні конференції брали Аерокосмічний інститут НАУ, Національний університет біоресурсів та природокористування України, Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАНУ.

У роботі конференції брали участь 114 осіб, доповіді яких були заслухані на пленарному і секційних засіданнях та представлені на стендах. На конференції працювали такі секції: «Трибоматеріалознавство», «Трибомоніторинг та інженерія поверхні», «Змащувальна дія, мастильні матеріали та присадки», «Триботехніка та технології відновлення вузлів тертя».

Із вступним словом виступив проректор Національного авіаційного університету д.т.н., професор В.П.Марченко, який окреслив проблеми, що виникають під час експлуатації сучасної техніки, особливо авіаційної.

Привітання учасникам конференції надіслала голова Міжвідомчої наукової ради з трибології, академік Російської академії наук І.Г. Горячова.

На пленарному засіданні виступили: академік НАНУ В.В. Панасюк, чл.-кор. О.Ф. Аксьонов, професори М.В. Кіндрачук, В.П. Івахнік, Д. Петкова, С. Питко, В.А. Левченко, А.Г. Кузьменко і Ю. Шалапко.

З цікавою доповіддю і широким спектром ілюстративного матеріалу про життєвий і творчий шлях Б.І. Костецького виступила його дочка к.т.н., доцент Н.Б. Костецька.

За досягнення в галузі трибології були вручені Почесні грамоти Національного авіаційного університету молодим науковцям, аспірантам і студентам.

На секційних засіданнях з доповідями виступили науковці України, Росії, Республіки «Білорусь», Литви, Польщі, Болгарії, Німеччини, США.

Проблемні проведення космічних експериментів «матеріал – тертя», створення випробувальної апаратури для розроблення матеріалів триботехнічного призначення для вузлів тертя орбітальної техніки була присвячена доповідь А.Я. Григорєва «Обладнання, матеріали і методика випробувань на тертя і знос у космосі та імітаційних умовах».

Від групи фахівців Українського науково-дослідного інституту нафтопереробної промисловості «МАСМА» виступив О.О. Мішук. Він

довів про результати систематичних досліджень широкого кола трибологічних характеристик низки мильних мастил, що мають високу змашувальну здатність.

Велику зацікавленість викликала доповідь Є. Саевича (Білостокський політехнічний інститут, Польща), в якій робота зубів людини розглядається як біотрибологічна система зі специфічними властивостями. Результат проведених досліджень підтвердили ефективність розробленої Б.І. Костецьким структурно-енергетичної теорії тертя та зношування.

Провідну роль кисню та сегрегації елементів у процесі окиснювального зношування виявлено під час дослідження евтектичних сплавів системи Fe–Cu–C–B, кераміки В<sub>4</sub>C та сталі ШХ15 М.І. Пашечко (Люблінська політехніка, Польща).

Усі доповіді були присвячені вирішенню актуальних проблем з підвищення надійності, довговічності та працездатності вузлів тертя сучасних машин, механізмів та інструменту.

Особливу увагу доповідачі приділили розробленню новітніх триботехнологій поверхневого зміцнення та відновленню деталей вузлів тертя сучасної техніки.

На конференції обговорювалось питання про створення Українського товариства трибологів, основне завдання якого – об'єднати фахівців-трибологів з метою розвитку і вдосконалення досліджень у напрямі тертя та зношування в машинах, технологій отримання трибоматеріалів і покриттів, діючої у цій сфері нормативної бази та вирішення інших суттєвих питань.

Таким чином, основним підсумками міжнародної науково-технічної конференції «Сучасні проблеми трибології» є:

- 1) продовження наукових досліджень у напрямках роботи секцій, в тому числі і в міжнародній співпраці;
- 2) створення Українського товариства трибологів;
- 3) підготовка документації до вступу в Європейське товариство трибологів.

Робота конференції показала, що ідеї професора Бориса Івановича Костецького знаходять свій подальший розвиток у працях його учнів, науковців Національного авіаційного університету та інших трибологічних центрів України, а також у працях учених Росії, Республіки Білорусь, Болгарії, Польщі, Німеччини та інших країн ближнього і дальнього зарубіжжя.

*В. Ф. Лабунець, Л. С. Братиця  
кафедра машинознавства АКІ*