

В.А. Скачков <sup>(1)</sup>, доцент, к.т.н.

С.А. Воденников <sup>(1)</sup>, зав. кафедрой, д.т.н., профессор

В.И. Иванов <sup>(1)</sup>, ст. научный сотрудник

О.С. Воденникова <sup>(1)</sup>, ассистент

С.С. Сергиенко <sup>(1)</sup>, аспирант

Т.Б. Янко <sup>(2)</sup>, инженер

## ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗНОСА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<sup>(1)</sup> Запорожская государственная инженерная академия,

<sup>(2)</sup> Государственный научно-исследовательский и проектный институт титана, г. Запорожье

Розроблено методику розрахунку прогнозування зносу композиційних матеріалів у зоні тертя. Експериментальним шляхом досліджено масове зношення пресованого титану, а також графіту із різним захисно-зміцнюючим покриттям залежно від твердості та пористості поверхневого шару.

Разработана методика расчета прогнозирования износа композиционных материалов в зоне трения. Экспериментальным путем исследован массовый износ пресованного титана, а также графита с различными защитно-упрочняющими покрытиями в зависимости от твердости и пористости поверхностного слоя.

*Введение.* Известно, что работоспособность узлов трения определяется степенью износа фрикционной пары, которая, в свою очередь, зависит от силы трения и физических характеристик компонентов композиционного материала.

*Анализ достижений.* В работе [1] предложена модель расчета коэффициентов трения композиционных материалов, которые обуславливают появление силы трения.

В работах [2,3] показано, что износ соответствует усталостному разрушению, которое реализуется в поверхностных и подповерхностных слоях. Усталостное разрушение характеризуется процессом накопления микроструктурных разрушений, которые имеют случайный характер, связанный со структурой поверхности трения и случайным распределением действующих напряжений.

В работе [4] процесс износа рассматривается с позиций детерминированных энергетических критериев.

*Постановка задачи.* Задачей данной работы является разработка методики расчета процесса износа композиционных материалов в зоне трения, а также проведение экспериментальных исследований для ряда материалов данного типа.

*Основная часть исследований.* При моделировании композиционного материала средой класса  $B_2$  физические уравнения для условий накопления повреждений можно представить в виде

$$\xi_{ij} = \sum_{k=1}^N Q_{ij\alpha\beta}^k \cdot (I_{\alpha\beta\gamma\delta} - \Psi_{\alpha\beta\gamma\delta}^k) \cdot \lambda_k \cdot \left[ \varepsilon_{\gamma\delta} - \sum_{m=1}^N b_{\gamma\delta}^m \cdot (1 - \varphi_k) \cdot \lambda_k \cdot \Delta T \right], \quad (1)$$

где  $\xi_{ij}$ ,  $\varepsilon_{mn}$  – микроструктурные напряжения и деформации соответственно;  $Q_{ijmn}^k$ ,  $b_{ij}^k$  – случайные модули упругости и коэффициенты линейного термического расширения компонентов композиционного материала с номером  $k$  соответственно;  $I_{ijmn}$  – единичный тензор четвертого ранга;  $\Psi_{ijmn}^k$ ,  $\varphi_k$  – случайные структурные функции, устанавливающие зависимость упругих характеристик и коэффициентов линейного термического расширения компонентов композиционных материалов с номером  $k$  от степени структурных преобразований соответственно;  $\lambda_k$  –

случайная индикаторная функция;  $N$  – количество компонентов в композиционном материале;  $T$  – температура процесса.

В уравнении (1) случайную функцию микроповреждений задают как

$$\Psi_{ijmn}^k(\vec{r}, S, \xi) = P_0^k(\vec{r}, S_k, \xi_k) \cdot I_{ijmn} + P_{ijmn}^k(\vec{r}, S_k, \xi_k), \quad (2)$$

где  $P_0^k(\vec{r}, S_k, \xi_k)$ ,  $P_{ijmn}^k$  – случайные тензорная и скалярная функции, описывающие накопление трехмерных и плоских дефектов соответственно;  $S_k$  – случайный тензор прочности структурного элемента композиционного материала с номером  $k$ .

Компоненты случайной тензорной функции (2) однозначно определяются распределением микронапряжений и тензорами прочности структурных элементов композиционного материала. В общем случае, когда главные оси симметрии структурных элементов не совпадают с направлениями главных напряжений, тензор  $\Psi_{ijmn}$  несимметричен и его компонентами являются 36 случайных функций. В ряде частных случаев симметрия функции (2) увеличивается.

Для определения компонентов случайных тензорных функций микроповреждаемости и статистических параметров микронапряжений и микродеформаций решают статистическую краевую задачу микромеханики композиционных материалов, связанную по процессам деформирования и разрушения. В постановке данной задачи дополнительно к уравнениям (1) вводят уравнение равновесия, геометрические соотношения и граничные условия:

$$\xi_{i\alpha, \alpha} = 0; \quad (3.1)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\chi_{i,j} + \chi_{j,i}}{2}; \quad (3.2)$$

$$\chi_i|_{\Gamma} = \chi_i^{\Gamma}, \quad (3.3)$$

где  $\chi_i$ ,  $\chi_i^{\Gamma}$  – вектор случайных перемещений в объеме и на границе тела соответственно.

Решение системы уравнений (3) для флуктуаций микроструктурных напряжений  $\hat{\xi}_{ij}$  можно записать как

$$\begin{aligned} \hat{\xi}_{ij} = & \sum_{k=1}^N \left[ \hat{\theta}_{ij\alpha\beta}^k \cdot (I_{\alpha\beta\gamma\delta} - \langle \psi_{\alpha\beta\gamma\delta}^k \rangle) - C_{ij\alpha\beta}^k \langle \psi_{\alpha\beta\gamma\delta}^k \rangle \right] \cdot \hat{\lambda}_k \cdot \\ & \cdot \left[ \hat{\varepsilon}_{\gamma\delta} - \sum_{k=1}^N \langle b_{\gamma\delta}^k \rangle \cdot (1 - \langle \phi_k \rangle) \cdot \hat{\lambda}_k \cdot \Delta T \right], \end{aligned} \quad (4)$$

где  $e_{ij}$  – макроскопическая деформация;  $\hat{\theta}_{ijmn}^k$ ,  $C_{ijmn}^k$  – флуктуации и средние значения модулей упругости компонентов композиционного материала соответственно.

В выражении (4) флуктуации микроструктурных деформаций определяются согласно работе [5]:

$$\hat{\varepsilon}_{ij} = \int_V G_{i\varphi, j} \cdot \Pi_{\varphi\alpha, \alpha} dV, \quad (5)$$

где  $G_{i\alpha}$  – тензор Грина для тела с объемом  $V$ .

В решении (5) параметр  $\Pi_{ij}$  рассчитывают с использованием уравнения

$$\begin{aligned} \Pi_{ij} = & \sum_{k=1}^N \left[ \hat{\theta}_{ij\gamma\delta}^k \cdot (I_{\gamma\delta\alpha\beta} - \langle \psi_{\gamma\delta\alpha\beta}^k \rangle) \cdot \langle \lambda_k \rangle + \langle \theta_{ij\alpha\beta}^k \rangle \langle \psi_{\gamma\delta\alpha\beta}^k \rangle \cdot \lambda_k \right] \cdot \\ & \cdot \left[ e_{\alpha\beta} - \sum_{k=1}^N \langle b_{\alpha\beta} \rangle \cdot (1 - \langle \phi_k \rangle) \cdot \hat{\lambda}_k \cdot \Delta T \right]. \end{aligned} \quad (6)$$

Средние значения и дисперсии микроструктурных напряжений вычисляют согласно работе [5]:

$$\sigma_{ij}^k = \sigma_{ij} + \langle \lambda_k \rangle^{-1} \cdot \langle \lambda_k \cdot \xi_{ij} \rangle. \quad (7)$$

$$D_{ijmn}^k = \sigma_{ij} \cdot \sigma_{mn} + D_{ij}^{mn} - \sigma_{ij}^k \cdot \sigma_{mn}^k - \langle \lambda_k \rangle \cdot \left[ \langle \lambda_k \cdot \xi_{ij} \cdot \xi_{mn} \rangle + \sigma_{mn} \langle \lambda_k^2 \cdot \xi_{ij} \rangle + \sigma_{ij} \cdot \langle \lambda_k^2 \cdot \xi_{mn} \rangle \right]. \quad (8)$$

Компоненты случайных функций микроразрушений в соотношении (2) задают в виде

$$\langle P_0^k \rangle = \int_0^\tau \Omega_0^k \cdot F_k(\tau) d\tau; \quad (9)$$

$$\langle P_{ijmn}^k \rangle = \int_0^\tau \Omega_{ijmn}^k \cdot F_k(\tau) d\tau; \quad (10)$$

$$\Omega_0^k = 1 - \frac{1}{\sqrt{2\pi \cdot D_{ijij}^k}} \cdot \int_{\sigma_{ij}^{B-(k)}}^{\sigma_{ij}^{B+(k)}} \exp \left[ -\frac{(x - \sigma_{ij}^k)^2}{D_{ijij}^k} \right] dx; \quad (11)$$

$$\Omega_{ijmn}^k = 1 - \frac{1}{\sqrt{2\pi \cdot D_{ijmn}^k}} \cdot \int_{\sigma_{ij}^{B-}}^{\sigma_{ij}^{B+}} \int_{\sigma_{mn}^{B-}}^{\sigma_{mn}^{B+}} \exp \left[ -\frac{(x - \sigma_{ij}^k) \cdot (y - \sigma_{mn}^k)}{D_{ijmn}^k} \right] dx dy; \quad (12)$$

$$F_k(\tau) = \sum_{i=1}^M F_{1i}^k \cdot \exp \left[ F_{2i}^k \cdot (\tau_i^k - \tau) \right], \quad (13)$$

где  $\tau$  – длительность эксплуатации пары трения;  $\sigma_{ij}^{B-(k)}$ ,  $\sigma_{ij}^{B+(k)}$  – компоненты пределов прочности компонентов композиционного материала с номером  $k$  на растяжение и сжатие соответственно;  $F_{1i}^k$ ,  $F_{2i}^k$  – экспериментальные константы;  $M$  – количество характеристических временных точек, при которых изменяется характер зависимости упругих свойств компонентов композиционного материала в процессе износа;  $\tau_i^k$  – характерные отрезки времени, на которых изменяются упругие характеристики компонентов композиционного материала с номером  $k$  в процессе износа.

Средние значения случайных функций  $\varphi_k$  в уравнении (1) можно представить в виде зависимости:

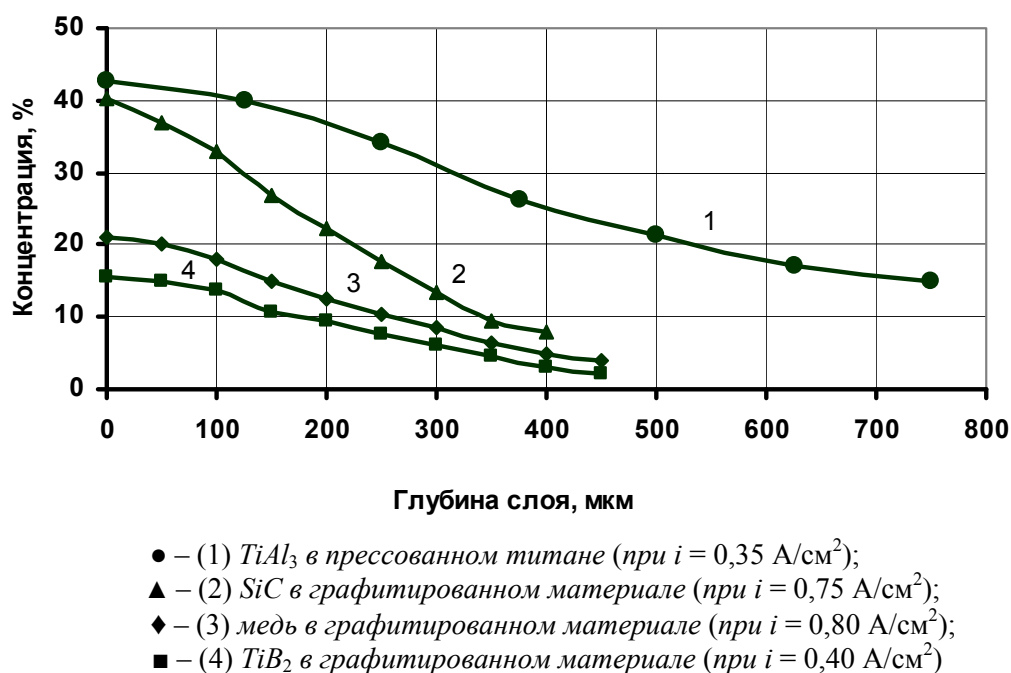
$$\langle \varphi^k \rangle = \int_0^\tau \sum_{i=1}^M \varphi_{1i}^k \cdot \exp \left[ \varphi_{2i}^k \cdot (\tau_i^k - \tau) \right] d\tau, \quad (14)$$

где  $\tau_i^k$  – характеристические отрезки времени, на которых изменяются коэффициенты линейного термического расширения компонентов композиционного материала с номером  $k$ ;  $\varphi_{1i}^k$ ,  $\varphi_{2i}^k$  – экспериментальные константы;  $M$  – количество точек, при которых характеристически изменяется поведение коэффициентов линейного термического расширения компонентов композиционного материала.

Проведены экспериментальные исследования износа пористых композиционных материалов на основе прессованного титана, а также графита с защитно-упрочняющими покрытиями: интерметаллидами ( $TiAl_3$ ,  $TiAl$ ,  $Ti_3Al$ ), карбидом кремния ( $SiC$ ), диборидом титана ( $TiB_2$ ) и

медью. Нанесение покрытий осуществляли электролизом соответствующих ионных расплавов при плотности тока в пределах  $0,1 \dots 1,1 \text{ А/см}^2$  и длительности процесса 10 минут.

В зависимости от плотности тока и длительности процесса электролиза изменяется распределение концентрации алюминидного покрытия по глубине подложки для прессованного титана (рис. 1, кривая 1). При этом на алюминидное покрытие активно диффундирует в глубинные слои прессованного титана (до 750 мкм и больше) и имеет место достаточно высокая концентрация покрытия, величина которой на глубину подложки до 800 мкм составляет не менее 15 %. Видно, что на глубину подложки до 150 мкм концентрация алюминия изменяется незначительно, что может быть связано с формированием более плотной структуры и интерметаллидной фазы. В более глубинных слоях подложки концентрация материала покрытия уменьшается в связи со снижением диффузии при прохождении через интерметаллидный слой, что вполне согласуется с результатами ранее проведенных исследований [6].



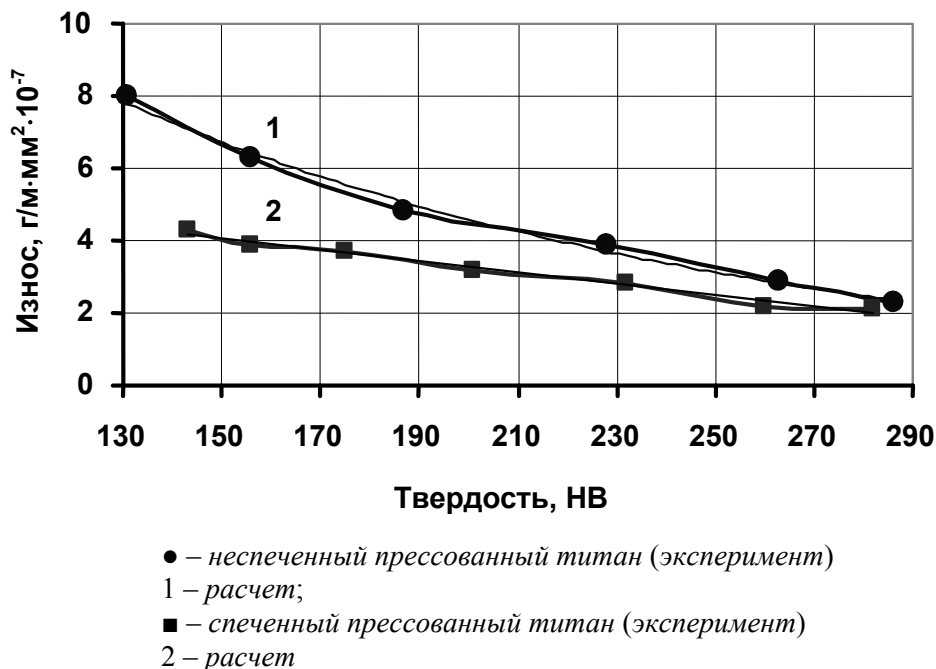
**Рисунок 1** — Распределение материала покрытия по глубине подложки:

Особый интерес представляют композиционные материалы, состоящие из графита с упрочняющими покрытиями на основе меди, кремния и бора. Изменение распределения концентрации вышеуказанных покрытий по глубине подложки представлены на рис. 1 кривыми 2, 3 и 4. Очевидно, что в графитированном материале диффузионные процессы имеют менее развитый характер, и глубина проникновения упрочняющего покрытия не превышает 450 мкм. Это, в свою очередь, приводит к формированию более плотного поверхностного слоя, что особенно характерно при глубине диффузионного внедрения до 100 мкм (рис. 1, кривые 3 и 4).

Испытания на износ проводили в условиях сухого трения на машине трения СМТ-1 по схеме «диск-колодка» [7]. Диск диаметром 50 мм изготавливали из серого чугуна. Колодку размерами  $11 \times 16 \times 10 \text{ мм}^3$ , притертую по радиусу 25 мм, выполняли из исследуемых композиционных материалов. Изменение массы образцов определяли на аналитических весах с точностью  $0,0001 \text{ г}$ . Усилие прижатия образца к контртелу поддерживали в пределах  $100 \text{ Н/см}^2$  при относительной линейной скорости скольжения  $2 \text{ м/с}$ .

Исследования показали, что структурные изменения и образование интерметаллидных фаз различного состава в поверхностном слое подложки оказывают влияние как на повышение твердости титана, так и на существенное снижение интенсивности его массового износа, причем для неспеченного прессованного титановых такое влияние имеет более выраженный характер (рис. 2, кривая 1). При увеличении твердости поверхностного слоя подложки от 131 до

286 НВ величина износа снижается более чем в 3,5 раза, вплоть до  $2,3 \cdot 10^{-7}$  г/м·мм<sup>2</sup>. Наиболее существенное снижение износа наблюдали в интервале твердости 131...190 НВ, что вызвано значительными структурными изменениями и образованием твердой фазы из интерметаллида  $Ti_3Al$ . Дальнейшее увеличение твердости неспеченного прессованного титана, связанное с формированием новых интерметаллидных фаз ( $TiAl$ ,  $TiAl_3$ ) и диффузионных слоев между титаном и алюминием, приводит к минимальной величине массового износа поверхности подложки.



**Рисунок 2** – Влияние твердости на массовый износ прессованного титана с алюминидным покрытием:

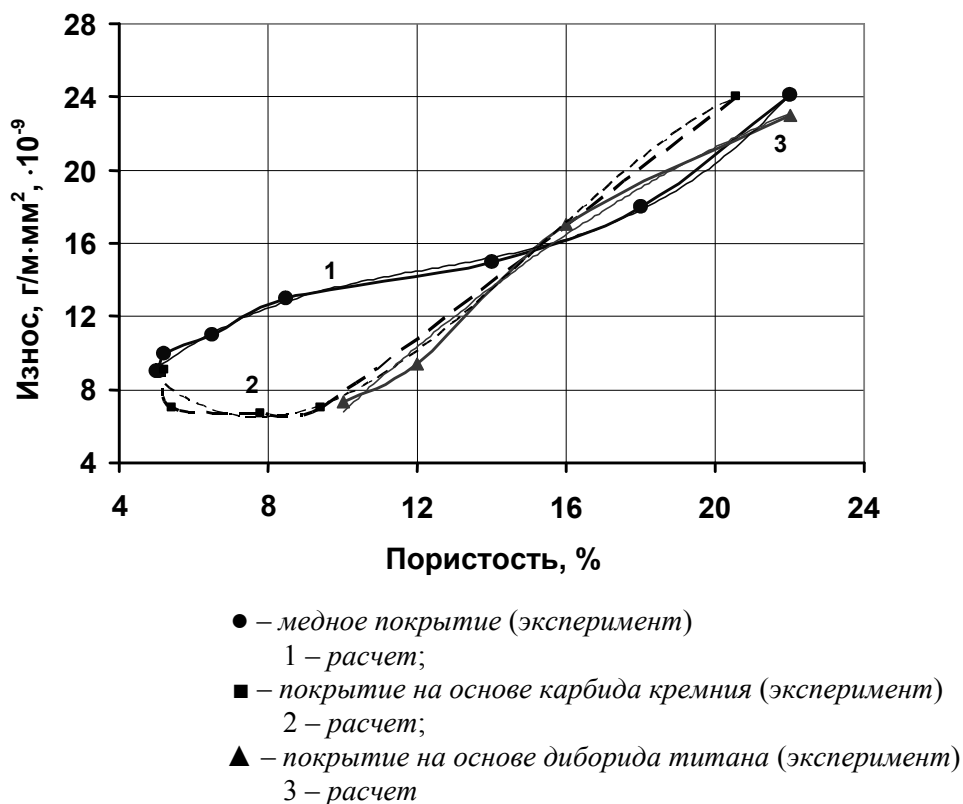
Как показывают результаты исследования влияния твердости поверхностного слоя подложки на величину массового износа для спеченного прессованного титана с алюминидными защитно-упрочняющими покрытиями (рис. 2, кривая 2), его величина уменьшается от  $4,2 \cdot 10^{-7}$  до  $2,1 \cdot 10^{-7}$  г/м·мм<sup>2</sup> при увеличении твердости от 143 до 282 НВ, что можно объяснить снижением диффузии алюминия в структуру спеченного титана и насыщением поверхностного слоя подложки интерметаллидами, обладающими высокими показателями твердости и прочности.

Влияние пористости поверхностного слоя на величину массового износа графитированных материалов с композиционными покрытиями на основе  $Cu-C$ ,  $SiC$  и  $TiB_2$  представлено на рис. 3.

В процессе уплотнения пористого поверхностного слоя графитированного материала рассматриваемыми композиционными покрытиями интенсивность массового износа снижается. При этом следует отметить, что медное покрытие на графитированном материале характеризуется максимальной величиной массового износа [ $10,1 \cdot 10^{-9}$  г/(м·мм<sup>2</sup>)] при пористости материала до 5 % (рис. 3, кривая 1). Известно, что покрытие на основе  $Cu-C$  формирует двухслойную структуру: внешний слой – электролитическая медь, внутренний – механическая смесь графита и меди. Поэтому показатели износа, в первую очередь, зависят от количества осажденной меди и толщины данного слоя. Влияние пористости при этом минимизируется, хотя при уменьшении пористости от 21 до 5 % показатели износа снижаются в 2,4 раза.

Минимальные показатели износа графитированного материала, присущие покрытиям на основе  $SiC-C$ , достигают значения  $(6,1...6,4) \cdot 10^{-9}$  г/м·мм<sup>2</sup> при пористости (5,2...6,3) % (рис. 3, кривая 2). Установлено, что характер снижения износа данного материала от  $24 \cdot 10^{-9}$  до  $8 \cdot 10^{-9}$  г/м·мм<sup>2</sup> подчиняется зависимости, близкой к линейному закону при уменьшении пористости от 21 до 5,2 %. Минимальные показатели износа обусловлены формированием диффузионного

композиционного слоя глубиной 450 мкм, прочно сцепленного с основой материала за счет образования твердой карбидной фазы. Графитовые составляющие структуры поверхностного слоя выполняют функцию смазки при истирании, что вполне объясняет улучшение показателей износа по сравнению с металлическим пористым материалом (см. рис. 2).



**Рисунок 3** — Влияние пористости на массовый износ графитированного материала с защитно-упрочняющими покрытиями:

Показатели износа для покрытия на основе диборида титана несколько ниже (рис. 3, кривая 3). Величина его минимального массового износа составляет  $6,8 \cdot 10^{-9}$  г/м·мм<sup>2</sup>, что, в отличие от покрытия Si-C, можно объяснить незначительной концентрацией материала покрытия ( $TiB_2$ ) в диффузионном слое глубиной до 150 мкм при минимальной пористости 10 %.

*Выводы.*

1. Установлено влияние пористости, структуры, фазового состава покрытия и глубины диффузионного внедрения композиционных покрытий на массовый износ пористых материалов в условиях сухого трения.

2. Предложена методика прогнозирования износа в условиях сухого трения защитно-упрочняющих композиционных покрытий на пористых материалах.

3. Путем обработки экспериментальных данных показано, что интенсивность массового износа пористых материалов зависит от качественных характеристик поверхностного слоя подложки, а его минимальные показатели соответствуют плотной структуре указанного слоя, сформированной на основе интерметаллидных и карбидных фаз, обладающих повышенной твердостью.

4. Выявлено, что наиболее стойким к истиранию покрытием является карбид кремния, который при толщине диффузионного внедрения 450 мкм обеспечивает наименьший износ, величина которого не превышает  $6,4 \cdot 10^{-9}$  г/м·мм<sup>2</sup>.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Скачков В. А. Метод прогнозирования коэффициентов трения многокомпонентных композитных материалов / В. А. Скачков, Р. А. Шаповалов // *Металлургия: научные труды ЗГИА*. – Запорожье: ЗГИА, 2001. – Вып. 4. – С. 78-81.
2. Крагельский И. В. Трение и износ / И. В. Крагельский. – М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.
3. Шпеньков Г. П. Физикохимия трения / Г. П. Шпеньков. – Минск: Машиностроение, 1991. – 396 с.
4. Ковшов А. Г. Физическая модель разрушения поверхностей трения / А. Г. Ковшов // *Актуальные проблемы трибологии: сборник трудов междунар. научно-технич. конф.* – М.: Машиностроение, 2007. – Т. 2. – С. 206-213.
5. Волков С. Д. Статистическая механика композитных материалов / С. Д. Волков, В. П. Ставров. – Минск: БГУ, 1978. – 204 с.
6. Воденников С. А. Особенности электрохимической кинетики и механизма сплавообразования титановых прессовок с алюминием / С. А. Воденников // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2006. – № 2. – С. 19-23.
7. Моделювання процесу зношення багатокомпонентних композиційних матеріалів у зоні тертя / В. О. Скачков, С. А. Воденніков, В. І. Іванов [та інші] // *Проблеми трибології*. – 2008. – № 2. – С. 57-61.

Стаття надійшла до редакції 15.02.2011 р.  
Рецензент, проф. Г.О. Колобов