



# НАНОМЕХАНИКА

УДК 621.9:536.75

П.А. ВИТЯЗЬ, академик НАН Беларуси

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск

А.Ф. ИЛЬЮЩЕНКО, чл.-кор. НАН Беларуси

ГНПО Порошковой металлургии НАН Беларуси, г. Минск

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д-р техн. наук

ГНПО «Центр» НАН Беларуси, г. Минск

К.А. СОЛНЦЕВ, академик РАН; С.М. БАРИНОВ, чл.-кор. РАН;

А.Г. КОЛМАКОВ, д-р техн. наук

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

## ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЙ, МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЙ И ВЕЙВЛЕТ-АНАЛИЗ СТРУКТУР И РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

*Использование системных подходов обеспечивает существенное развитие традиционных методов материаловедения и их эффективное применение для объектов, имеющих сложную многомасштабную структуру, в том числе и для наноструктурных материалов. Показано применение комплексного физико-химического анализа, мультифрактального и вейвлет-анализа для качественного и количественного описания структур материалов, позволяющее выявить плохо определяемые другими отдельными методами отличия, оценить системные характеристики структур материалов и охарактеризовать процессы самоорганизации в структурах. Рассмотрено в сопоставимых термодинамических условиях формирование в режиме задира структур поверхности трения для композиционных материалов с добавками  $Al_2O_3$  и SiC. Добавление SiC по сравнению с  $Al_2O_3$  в меньшей мере способствует фрагментации и повышению частоты процессов схватывания и разрыва. Добавление графита к армированному SiC композиционному материалу приводит к увеличению степени неравновесности термодинамических условий формирования структур. Дополнительное введение графита в еще большей степени усиливает различие между материалами с добавками  $Al_2O_3$  и SiC и приводит к формированию наименее упорядоченных структур поверхности трения.*

**Ключевые слова:** наноструктурные материалы, алюминиевые сплавы, вейвлет-анализ, композиционные материалы, рельеф поверхностей

**Введение.** Структуры и рельеф поверхности материала, формирующиеся в процессах трения и изнашивания, несут важную информацию о происходящих явлениях и определенным образом связаны с триботехническими характеристиками поверхностей изделия [1, 2]. Трибологические процессы, протекающие при трении и изнашивании материалов, зависят от большого количества параметров, поэтому их адекватное описание связано с использованием системного подхода [3, 4]. Среди наиболее перспективных направлений применения системного подхода — многоуровневый физико-химический, мультифрактальный и вейвлет-анализ [5–7], использующий комплекс синергетических [8–10], фрак-

тально-информационных [11–13] и вейвлетных [14, 15] представлений.

### **Баланс потоков в поверхностном слое материала.**

Для исследования свойств формирующегося поверхностного слоя материала изделия, представляющего собой в трибоконтактных процессах хрупкую, упругую, пластичную, вязкую или другую среду [16, 17], необходимо описать состояние материала параметрами, которые при значительных изменениях внешних воздействий отражают фазовые переходы.

Движение потоков вещества в среде поверхностного слоя материала сопровождается явлением внутреннего трения. Динамические касательные  $\tau_d$  и нормальные  $\sigma_d$  напряжения внутреннего трения

в движущейся среде описываются формулой Ньютона [18]:

$$\tau_d = -(\nu\rho) \sigma_d \text{grad} \bar{v}$$

и характеризуются первой (или динамической) вязкостью

$$\eta = \nu\rho,$$

где  $\nu$  — кинематическая вязкость;  $\rho$  — плотность среды;  $\text{grad} \bar{v} = d\bar{v}/d\bar{n}$  — градиент скорости движения слоев среды  $\bar{v}$  в направлении внутренней нормали  $\bar{n}$  к поверхности слоя.

При сжатии или растяжении среды наряду с  $\sigma_d$  в направлении  $\bar{n}$  возникают нормальные напряжения  $\sigma_0$ , вызываемые динамическим трением [18]:

$$\sigma_0 = -(\zeta/\rho) d\rho/d\sigma = -\zeta \text{div} \bar{v},$$

которые описываются второй (или объемной) вязкостью  $\zeta$ .

Устойчивость состояний среды [19] описывается уравнением баланса во времени  $\tau$  локальной плотности энтропии  $\rho\varepsilon$  [9, 10]:

$$d(\rho\varepsilon)/dt + \text{div}(\rho\varepsilon\bar{v}) + \text{div}\bar{F}_\varepsilon = \sigma^*,$$

где  $\bar{F}_\varepsilon$  — плотность потока энтропии  $\varepsilon$ ;  $\sigma^* = d\varepsilon/d\tau$  — производство энтропии.

Исходя из того, что

$$\bar{v} = \text{rot} \bar{v}^*,$$

где  $\bar{v}^*$  — составляющая вращения в потоках среды, движущихся со скоростью  $\bar{v}$ , является решением уравнения баланса, можно для описания состояний среды предложить третью (или ротационную) вязкость [19]

$$\mu = 1/\nu^*,$$

где  $\nu^* = (\sigma_z/\sigma_{yz})(v/S)$ , в которой  $(\sigma_z/\sigma_{yz})$  — соотношение трансляционной и ротационной составляющих напряженного состояния среды [20];  $(v/S)$  — соотношение главного и дополнительного движений в трибоконтактных процессах. Тогда добавочные касательные напряжения  $\tau_0$  будут представлены формулой:

$$\tau_0 = -(1/\nu^*) \text{rot} \bar{v}^* = -\mu \text{rot} \bar{v}^*.$$

**Физико-химический анализ неравновесной трибосистемы.** Согласно фундаментальной теореме Пригожина—Гленсдорфа [21], при эволюции во

времени  $\tau$  к стационарному состоянию произвольные системы с неизменяемыми по времени краевыми условиями выполняют:  $d\sigma^* \leq 0$  — условие эволюции;  $d\sigma^* = 0$  — условие стационарности;  $d\sigma^* \geq 0$  — условие устойчивости. Это означает, что с ограничениями по производству энтропии  $d\sigma^*/d\tau \leq 0$  [21], уравнение Гиббса  $K + \Pi - \Phi - C = 0$  [22] позволяет рассматривать открытые системы. Следовательно, в трибоконтактных процессах при неизменном числе компонентов  $K$  используемых веществ и потоков  $\Pi$  вносимой энергии управлять формирующимися фазами  $\Phi$ , согласно уравнению Гиббса, позволяют степени свободы  $C$  системы.

Рассмотрим согласно параметрам напряженного состояния поверхностного слоя кинетику процессов трения и изнашивания материалов, при возрастании скоростей главного  $v$  и дополнительного  $S$  движений трибоконтакта (таблица 1).

На малой скорости движения при образовании опережающей хрупкой трещины скольжения (стадия I, см. таблицу 1) состояние зоны формообразования при трибоконтакте определяется давлением в направлении главного движения  $v$ , сжимающим напряжением  $\sigma_z$ , пропорциональным объемной вязкости  $\zeta$ . Если  $\sigma_z$  превышает критическое значение, происходит разрушение берегов трещины, а образующиеся частицы раскалываются на более мелкие [23].

В том случае, когда частицы разрушения не имеют возможности вращаться (стадия II, см. таблицу 1), они повышают составляющую трения скольжения  $\tau_{yz}$  между берегами трещины и компактируются скоплениями. Такая структура описывается соотношением  $\tau_{yz}/\sigma_z$ , в котором  $\tau_{yz}$  определяется в направлении геометрической суммы векторов главного движения и перемещений компактирующихся скоплений [23].

В процессе наростообразования на выступах контактирующих поверхностей (стадия III, см. таблицу 1) формирование вихревых диссипативных структур характеризуется соотношением  $\sigma_{yz}/\sigma_z$  [19], в котором  $\sigma_{yz}$  — ротационная, а  $\sigma_z$  — трансляционная составляющие напряженного состояния термодиформационного процесса. При этом ротационная составляющая  $\sigma_{yz}$  определяется в направлении вектора момента формоизменения поверхности [19].

Таблица 1 — Изменения составляющих напряженного состояния материала, описывающих вязкость, при увеличении скорости трибоконтакта

Стадии	I	II	III	IV	V	VI	VII
Скорость	$v_I$	$< v_{II}$	$< v_{III}$	$< v_{IV}$	$< v_V$	$< v_{VI}$	$< v_{VII}$
Напряженное состояние							
Вязкость	Объемная, $\zeta$	Ротационная, $\mu$					Динамическая, $\eta$

Пластическое течение поверхностных слоев обрабатываемого материала (стадия IV, см. таблицу 1) описывается составляющей сдвига  $\tau_{yz}$ , характеризующей напряженное состояние вблизи плоскостей сдвига [24].

Образование вихреподобных уплотненных структур, следующих за плоскостями сдвига (стадия V, см. таблицу 1), вновь определяется соотношением  $\sigma_{yz}/\sigma_z$  ротационной и трансляционной составляющих термомеханического процесса [19].

При циклических адиабатических сдвигах (стадия VI, см. таблицу 1) напряженное состояние  $\tau_{yz}/\sigma_z$  описывается составляющими термопластического сдвига  $\tau_{yz}$  и сжатия  $\sigma_z$  [25].

Образование жидкой фазы между контактирующими поверхностями (стадия VII, см. таблицу 1) характеризуется течением расплава материала с динамической вязкостью  $\eta$  пропорциональной касательным напряжениям  $\tau_{yz}$  между условными слоями жидкости [25].

Проанализируем результаты изучения процессов формирования свойств поверхностного слоя материала изделия.

Объемное (трехмерное) формоизменение и главное движение трибоконтакта  $v$  задает термодинамической системе четыре степени свободы  $C = 4$  [19]. В процессе эволюции происходит переход при  $C = 0$  в новое агрегатное состояние — жидкое. Рациональные условия трибоконтакта обеспечивают стабилизацию одномерного формообразования и движения в главном направлении, следовательно,  $C = 2$ . При этом изменения в трибологической системе, образующие дополнительную степень свободы (в данном случае ротационную), приводят к подавлению прежних движений и стабилизации новых при снижении числа степеней свободы ( $C = 4 \rightarrow C = 0$  или  $C = 4 \rightarrow C = 2$ ) [5].

В трибоконтактных процессах участвуют два контртела и окружающая среда  $K = 3$ . Процессы носят термомеханический характер  $\Pi = 2$ .

В ходе приработки на поверхностях контртел образуются легированные кислородом аморфнокристаллические сплавы [26] и количество фаз возрастает до  $\Phi = 5$ , что лишает систему степеней свободы  $C = 0$  и делает это состояние неустойчивым.

На стадии установившегося износа в процессах трения образуется единый для контртел легированный кислородом сплав, количество фаз сокращает-

ся до  $\Phi = 4$  и появляется степень свободы  $C = 1$ , обеспечивающая поступательное взаимное перемещение сопрягаемых тел.

При разрушении поверхности в процессах изнашивания образуется еще одна степень свободы  $C = 2$  вследствие вращения выкальвываемых частиц [27], а число фаз  $\Phi = 3$  становится равным числу компонентов.

Таким образом, кинетика трибоконтактных процессов характеризуется цикличностью состояний структур поверхностного слоя материала (см. таблицу 1). При этом структурообразование описывается переходом объемной вязкости среды  $\zeta$  в динамическую  $\eta$  через ротационную  $\mu$  с изменением числа степеней свободы термодинамической системы.

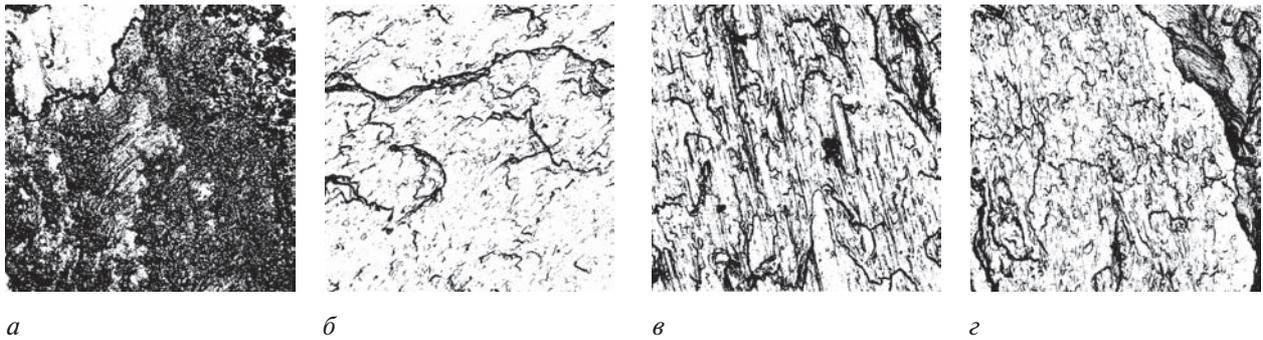
**Мультифрактальный анализ структур поверхностного слоя.** Для количественного описания структур поверхности трения применялась информационная интерпретация мультифрактального формализма [12, 13]. Анализировали образцы литых композиционных материалов (КМ) на базе алюминиевого сплава АК12 (в вес. %: Al — основа; 10...12 Si; 0,02 Cu; 0,35 Fe; 0,06 Zn; 0,08 Ti; 0,08 Ca), в который введены различные наполнители — высокомолекулярные керамические частицы SiC (средний диаметр  $\varnothing$  30 мкм) и  $Al_2O_3$  ( $\varnothing$  40 мкм), а также частицы графита ( $\varnothing < 400$  мкм) в качестве сухой смазки [28, 29].

Испытания на сухое трение проводили на установке УМТ-1 (ГОСТ 23.210-80) по схеме осевого нагружения втулок ( $d_{нар} = 28$  мм,  $d_{вн} = 20$  мм,  $h = 16$  мм) при постоянных нагрузках 70, 108 и 144 Н и скоростях скольжения, изменяемых в пределах от 0,2 до 1,85 м/с (300...1500 об/мин). Контртела были изготовлены из стали 40Х (HRC  $\geq$  45) [28, 29]. Поведение при сухом трении образцов из КМ и сплава АК12 оценивали по нагрузке и скорости скольжения, приводящим к схватыванию и заеданию. Образцы доводили до состояния задира (таблица 2).

Структуры поверхностей трения исследовали на растровом электронном микроскопе LEO 430i. Из отсканированных снимков рельефа задира образцов (рисунок 1) вырезали квадратные изображения размером  $700 \times 700$  пикселей, для каждого образца по одному изображению. Каждое полученное изображение в градациях серого преобразовывалось в черно-белое. При этом черным пикселям, соответствующим характерным перепадам рельефа поверхности, присваивали значение «1», а бе-

Таблица 2 — Состав образцов и параметры задира

№ образцов	Матрица	Наполнители (вес. %)	НВ кг/мм <sup>2</sup>	Параметры перехода в заDIR		
				P, Н	n, об/мин	t, мин
1	AK12	—	62,4	70	600	11
2	AK12	5 % SiC	71,2	70	1500	1
3	AK12	2,5 % SiC + 1,25 % C	76,0	180	1500	1
4	AK12	5 % $Al_2O_3$	76,3	70	1000	7
5	AK12	2,5 % $Al_2O_3$ + 2,5 % C	73,6	70	1500	15



**Рисунок 1 — Рельеф задира образцов с наполнителями по номерам:**  
 а — 5 % SiC (образец 2); б — 2,5 % SiC + 1,25 % C (образец 3); в — 2,5 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (образец 4); з — 2,5 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 2,5 % C (образец 5)

лым пикселям — значение «0». Далее проводили разбиение полученных матриц на более крупные ячейки с размерами  $l_k \times l_k$  ( $l_k = 2, 4, 5, 7, 10, 14, 20, 25, 28, 35, 50, 70, 100, 140, 175, 350$ ) и построение для каждого разбиения характеристической меры в виде равномерного распределения единиц  $P_i$  ( $P_i = M_i / \Sigma M_i$ , где  $M_i$  — количество единиц в  $i$ -й крупной ячейке,  $\Sigma M_i$  — общее количество единиц в матрице крупных ячеек,  $i = 1, 2, 3, \dots, N$ ;  $N = [700/l_k]^2$ ).

Мультифрактальные характеристики  $f(\alpha)$ -спектров и  $D_q$ -спектров размерностей Реньи рассчитывали для набора величин  $q$  из интервала  $[-200; 200]$ . После расчета спектры проверяли на монотонность.

Наиболее информативные мультифрактальные характеристики термодинамических условий формирования изучаемых структур [12]: обобщенные размерности (энтропии) Реньи  $D_q$ , количественные характеристики однородности  $f_q$  и упорядоченности  $\Delta_q$  приведены в таблице 3. Высокие значения  $D_q$  соответствуют более неравновесным условиям формирования структуры. Чем выше показатель  $f_q$ , тем более равномерно распределены единичные элементы структуры в охватывающем ее евклидовом пространстве при каноническом варианте расчета. Увеличение  $\Delta_q$  для исследуемых структур показывает, что их конфигурация становится более упорядоченной.

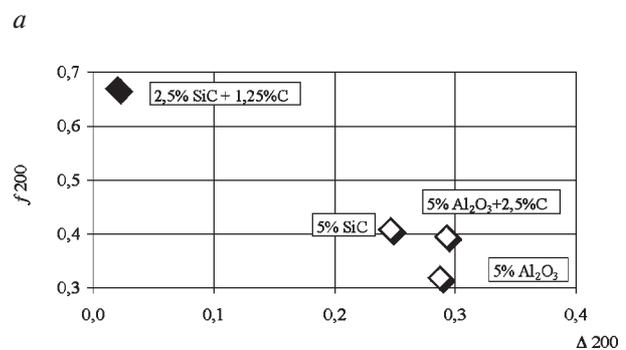
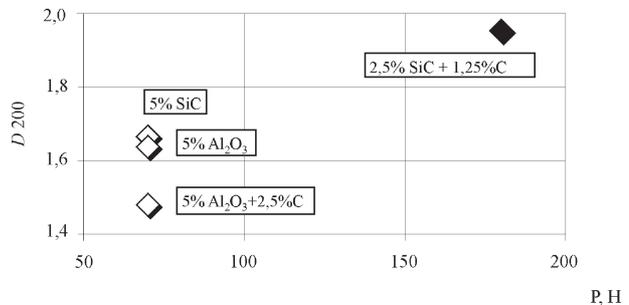
Для КМ с добавками Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SiC можно отметить, что формирование структур поверхности трения в режиме задира протекает в примерно одинаковых термодинамических условиях. Добавление графита к КМ, армированному SiC, приводит к увеличению степени неравновесности термодинамических условий формирования изучаемой структуры, в то время

как добавление графита к КМ, армированному Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, приводит к более равновесным условиям (рисунок 2 а, таблица 3). В первом случае это связано с тем, что переход в задр происходит при больших нагрузках и скоростях скольжения. Во втором случае значения нагрузки, соответствующей переходу в задр, не изменяется, однако, по-видимому, графит препятствует схватыванию и облегчает протекание процессов разрыва адгезионных связей.

Наибольшая степень упорядоченности структур поверхности трения характерна для КМ с добавками Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. При этом добавление в них графита не приводит к заметным изменениям степени упорядоченности, но вызывает некоторое увеличение однородности структур. Таким образом, добавка Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в наибольшей степени способствует фрагментации очагов схватывания и возрастанию частоты

**Таблица 3 — Основные мультифрактальные характеристики структур поверхностей трения сплавов в зависимости от легирующих добавок**

№ образцов	2	3	4	5
Наполнители	5 % SiC	2,5 % SiC + 1,25 % C	5 % Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2,5 % Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 2,5 % C
$D_{200}$	1,665	1,953	1,637	1,479
$\Delta_{200}$	0,246	0,020	0,28751	0,293
$f_{200}$	0,408	0,669	0,31851	0,395



**Рисунок 2 — Зависимость показателя неравновесности условий образования структур  $D_{200}$  от нагрузки  $P$ , при которой происходит переход к режиму задира (а) и связь показателей порядочности  $\Delta_{200}$  и однородности  $f_{200}$  структур поверхности трения с химическим составом композита (б)**

чередования процессов схватывания и разрыва связей (см. рисунок 1), что и приводит к образованию поверхности трения с более упорядоченным рельефом. Добавление графита должно способствовать более равномерному протеканию рассматриваемых процессов. Добавка SiC по сравнению с  $Al_2O_3$  в меньшей мере способствует склонности к фрагментации и повышению частоты процессов схватывания и разрыва, а сами процессы протекают более равномерно на поверхности трения. Дополнительное введение в состав КМ графита еще в большей степени усиливает это различие, что приводит к формированию у таких образцов наименее упорядоченных и наиболее однородных структур поверхности трения. В результате полиармированные образцы КМ (см. рисунок 1 и рисунок 2 б), содержащие SiC и графит, отличаются наилучшими характеристиками задиристости.

Таким образом, использование для армирования SiC и графита с позиции задиристости более предпочтительно, чем  $Al_2O_3$ , в том числе и в сочетании с графитом, за счет формирования более однородных и менее упорядоченных структур.

**Вейвлет-анализ рельефа поверхностей трения.**

Для количественного описания рельефа поверхности трения применялся вейвлет-анализ [6, 7, 29, 30].

Вейвлетный анализ представляет собой особый тип линейного преобразования сигналов и отображаемых этими сигналами физических данных о процессах и физических свойствах природных объектов и сред. Вейвлетные функции базиса позволяют сконцентрировать внимание на тех или иных локальных особенностях анализируемых процессов, которые не могут быть выявлены с помощью традиционных преобразований Фурье и Лапласа [14, 15]. Принципиальное значение имеет возможность вейвлетов анализировать нестационарные сигналы с изменением компонентного содержания во времени или в пространстве.

Результатом вейвлет-преобразования одномерного числового ряда (сигнала) является двумерный массив значений коэффициентов  $C(a, b)$ . Распределение этих значений в пространстве  $(a, b)$  — временной масштаб, временная локализация — дает информацию об изменении во времени относительного вклада в сигнале вейвлетных компонент разного масштаба. Такое распределение называется спектром коэффициентов вейвлет-преобразования, масштабно-временным (частотно-временным) спектром или просто вейвлет-спектром.

При анализе сигналов вейвлетами четного типа (МНАТ) гармоническим сигналам обычно соответствуют яркие горизонтальные полосы вейвлетных спектров на доминирующих частотах вейвлетов, совпадающих с частотой гармоник сигналов. Нарушения гладкости сигналов фиксируются вертикальными полосами, пики в сигналах выделяются максимумами, а впадины — минимумами вейвлетных коэффициентов. Вейвлеты нечетного типа (WAVE) более резко реагируют на скачки и быстрые изме-

нения в сигналах, отмечая их максимумами или минимумами в зависимости от знака дифференциалов. Чем резче выражены особенности сигналов, тем сильнее они выделяются на спектрограммах.

Для исходной информации о структурах рельефа поверхности трения использовали профилограммы с масштабом  $10 \text{ мм} = 1 \text{ мкм}$  (рисунок 3).

Для построения поверхности вейвлет-спектра были взяты точки профиля по масштабной сетке, т.е. с шагом  $0,1 \text{ мкм}$  [29, 30]. Из полученного вектора значений профиля, путем скалярного произведения, рассчитывались коэффициенты спектра по сетке значений профилограммы. Шаг двумерной матрицы коэффициентов брался с аналогичным шагом, что

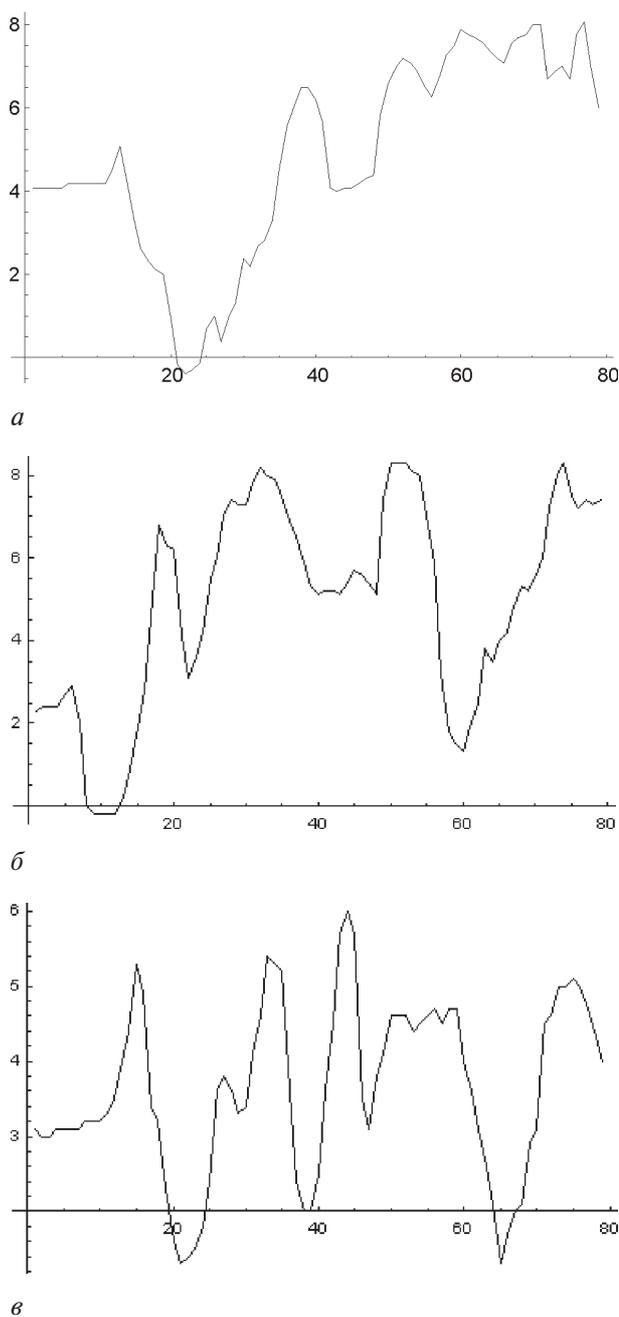
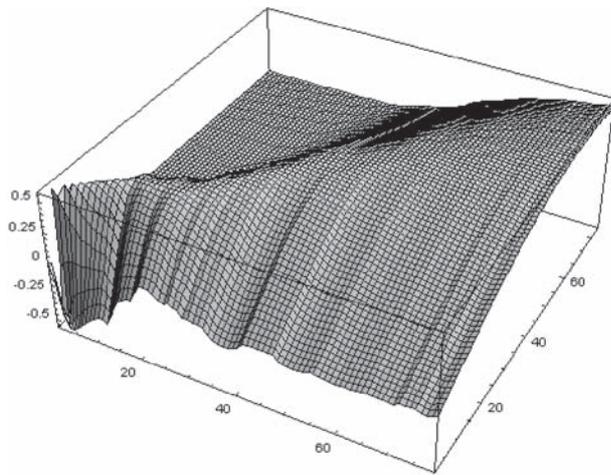


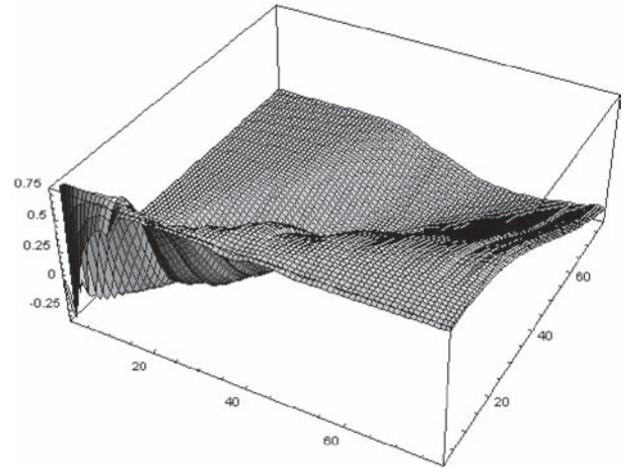
Рисунок 3 — Профили анализируемых поверхностей трения для образцов с номерами 1 (а), 2 (б), 3 (в)

естественно в случае анализа профиля, а не сигнала во времени. Также был рассчитан спектр модельного «идеального» профиля для сравнения и обоснования результатов. С целью получения полной картины для

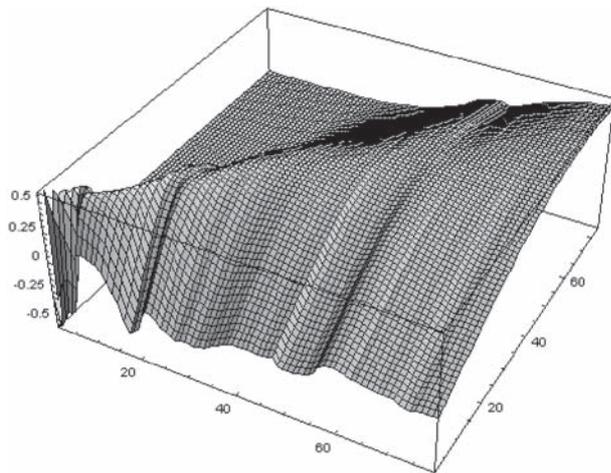
вейвлет-анализа в данном случае использовали оба типа вейвлетов WAVE и МНАТ. Полученные вейвлет-спектры приведены на рисунке 4; соответствующие им картины уровней — на рисунке 5.



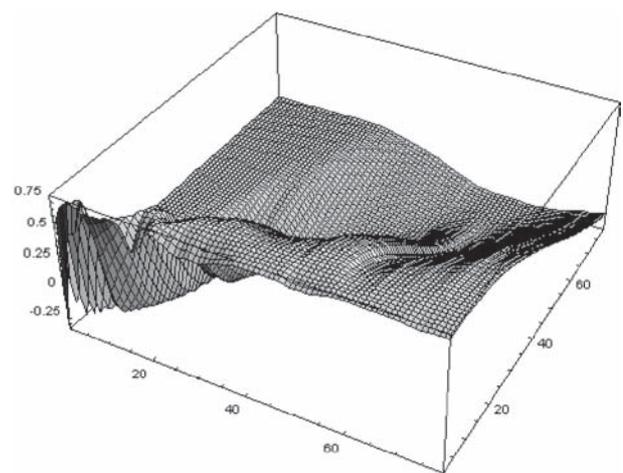
а



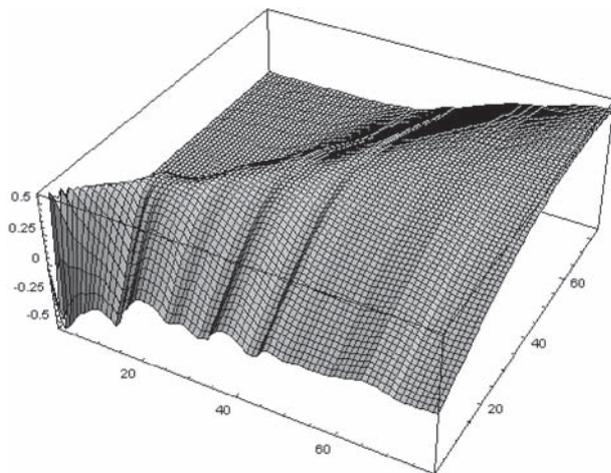
б



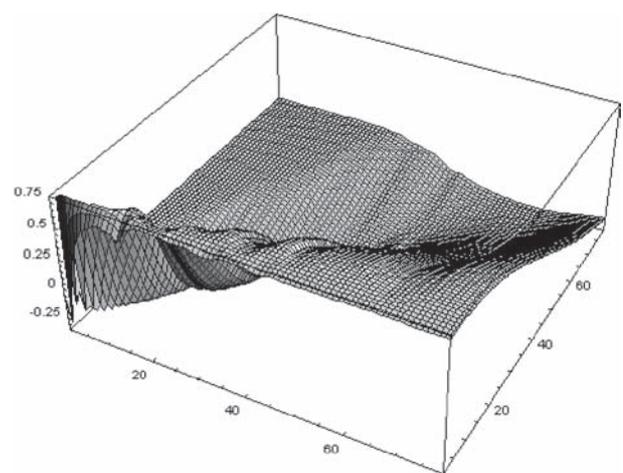
в



г



д



е

Рисунок 4 — Поверхности вейвлет-спектров для профилограмм: с 1-го образца — WAVE (а) и МНАТ (б); с 2-го образца — WAVE (в) и МНАТ (г); с 3-го образца — WAVE (д) и МНАТ (е)

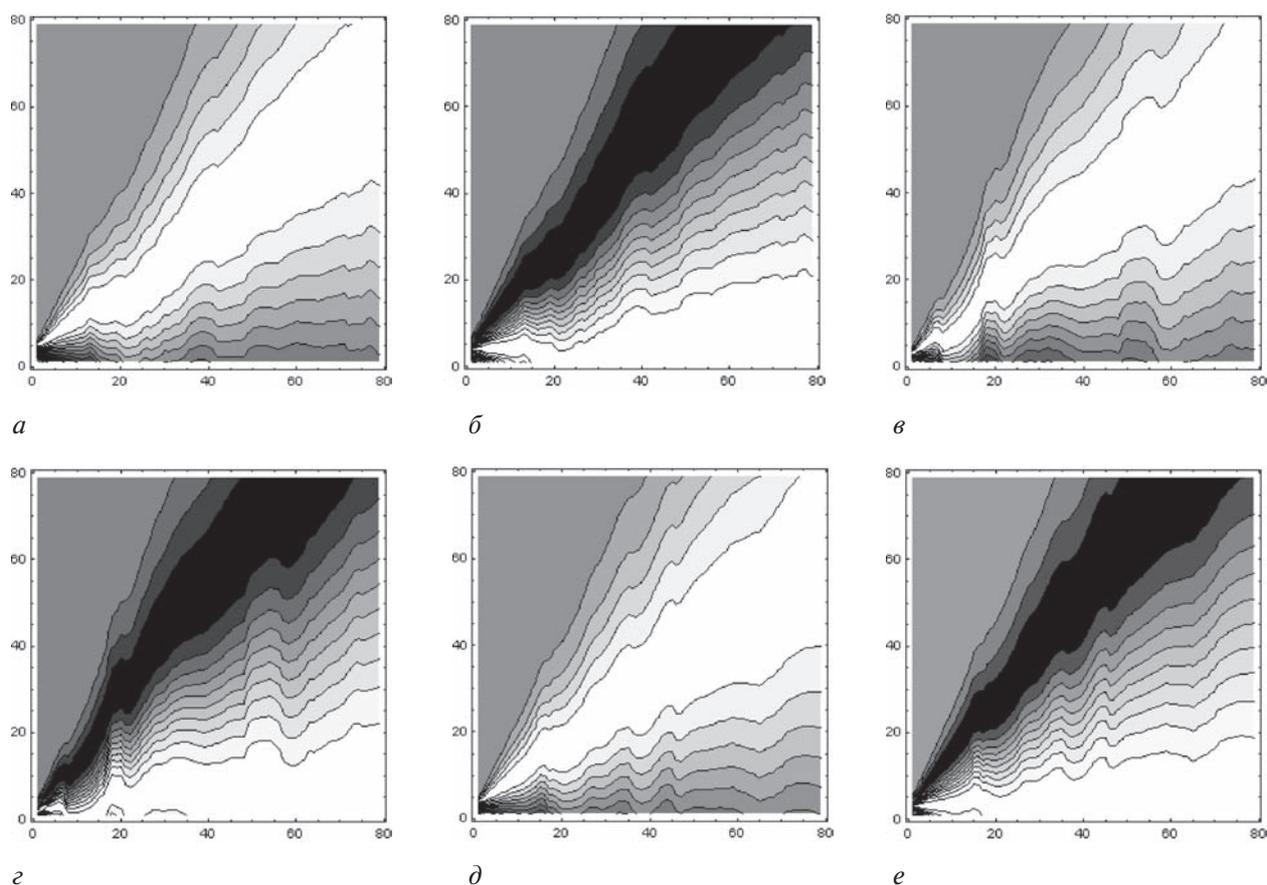


Рисунок 5 — Картины линий уровней вейвлет-спектров для профилограмм: с 1-го образца — WAVE (а) и MHAT (б); с 2-го образца — WAVE (в) и MHAT (г); с 3-го образца — WAVE (д) и MHAT (е)

Наиболее информативными характеристиками вейвлет-анализа для конкретных спектров являются характеристики  $\alpha$  и  $\beta$  [6, 7]. Если материнский вейвлет представляет из себя выделенный пик (т.е. анализируются резкие неровности профиля), то чем выше  $\alpha$ , тем больше износ, а чем выше  $\beta$ , тем неравномернее износ — большие  $\beta$  отвечают резко изрезанным профилям. Для случая, когда материнский вейвлет представляет из себя площадку размера носителя с резкими обрывами по краям (т.е. анализируются ровные участки профиля), трактовка  $\alpha$  и  $\beta$  меняется:  $\alpha$  ведет себя также, а  $\beta$  теперь является показателем равномерности: чем выше  $\beta$ , тем равномернее износ — большие  $\beta$  отвечают профилям с ровными участками и равномерным износом.

Полученные характеристики вейвлет-анализа  $\alpha$  и  $\beta$  приведены в таблице 4; для наглядного представления о характере изменения вейвлетных характеристик построены диаграммы « $\alpha - \beta$ » (рисунок 6).

Анализ картин линий уровня (изолиний) различных вейвлетов на малых масштабах координат показал, что результаты обоих преобразований практически совпадают, однако картина меняется для масштабов, превышающих основной вклад профилограммы. Так, для MHAT-преобразования в целом характерно очень четкое повторение профиля с узко выраженным максимумом основного вклада профиля; для WAVE-преобразования полу-

чается картина с размытым максимумом и также более размытым сигналом.

Исходя из полученных изолиний, можно сделать вывод, что при необходимости тонкого изучения профиля больше подойдет MHAT-преобразование; если, напротив, нужно выяснить общий характер профиля, не обращая внимания на мелкие детали, то следует использовать WAVE-преобразование. Анализ расположения точек значений на диаграмме « $\alpha - \beta$ » для исследованных образцов (см. рисунок 6) показал, что форма зависимости от применения четных или нечетных вейвлетов меняется не сильно, а в большей степени зависит от формы материнского вейвлета. При этом оказалось, что MHAT-

Таблица 4 — Рассчитанные характеристики  $\alpha$  и  $\beta$  вейвлет-спектров

Характеристики вейвлет-спектров	№ образцов		
	1	2	3
$\alpha$ wave	160,803	192,327	103,084
$\alpha$ mhat	195,728	223,608	123,074
$\beta$ wave	1,32975	2,29628	1,15961
$\beta$ mhat	1,95817	3,02989	2,11741

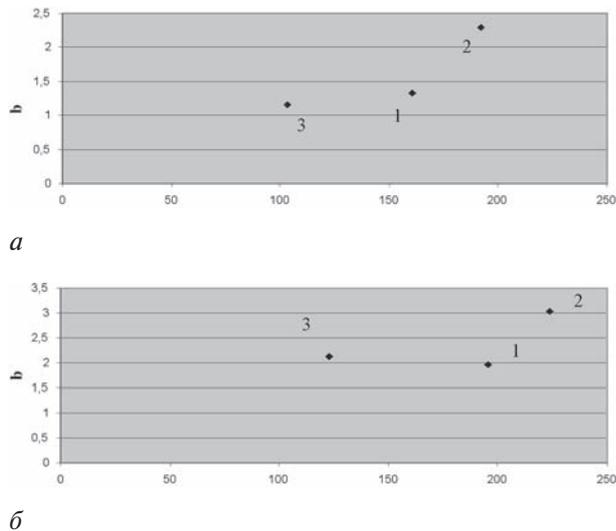


Рисунок 6 — « $\alpha - \beta$ » диаграммы вейвлет-спектров WAVE (а) и МНAT (б)

вейвлет более чувствителен, чем WAVE. В частности, на диаграмме для МНAT-вейвлета четко виден «провал»  $\beta$  для 1-го образца, чего не выявляет WAVE-вейвлет.

**Заключение.** Формирование структур поверхности трения в режиме задира протекает в приблизительно одинаковых термодинамических условиях для  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и SiC. Добавление SiC по сравнению с  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в меньшей мере способствует фрагментации и повышению частоты процессов схватывания и разрыва, а процессы эти протекают на поверхности трения более равномерно.

Добавление графита к КМ, армированному SiC, приводит к увеличению степени неравновесности термодинамических условий формирования структур. Дополнительное введение в состав КМ графита в еще большей степени усиливает различие между  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и SiC и приводит к формированию наименее упорядоченных структур поверхности трения.

Применение комплексного физико-химического, мультифрактального и вейвлет-анализа для качественного и количественного описания структур материалов позволяет выявить плохо определяемые другими методами отличия и оценить системные характеристики структур материалов, количественно охарактеризовать процессы самоорганизации в структурах.

Таким образом, использование системных подходов позволяет обеспечить существенное развитие традиционных методов и их эффективное применение для объектов, имеющих сложную многомасштабную структуру, в том числе и для наноструктурных материалов.

Представленные материалы — результат исследований по выполнению совместным российско-белорусским проектам фондов фундаментальных исследований БРФФИ № Т10Р-067 и РФФИ 10-08-90015-Бел\_а «Синтез наноструктур-

ных алмазных и подобных материалов и определение рациональных условий их применения на основе комплексного анализа и параметризации неравновесных процессов формирования фаз».

#### Список литературы

1. Методы испытаний на трение и износ / Л.И. Куксенова [и др.]. — М.: Интермет Инжиниринг, 2001. — 152 с.
2. Вахал, А. Понятие о трибологических системах / А. Вахал, М. Хебда // Справ. по триботехнике; под общ. ред. М. Хебды и А.В. Чичинадзе. — М.: Машиностроение, 1989. — Т. 1: Теоретич. основы. — С. 42—45.
3. Salomon, G. Application of Systems Thinking to Tribology / G. Salomon // ASLE Trans. — 1974. — V. 17, № 4. — Pp. 295—299.
4. Czichos, H. Towards a General Theory of Tribological Systems / H. Czichos, J. Molgaard // Wear. — 1977. — V. 44, № 2.
5. Многоуровневый системный физико-химический, мультифрактальный и вейвлет-анализ изображений структур наноматериалов и их свойств / П.А. Витязь [и др.] // Вестн. Полоц. гос. ун-та. Сер. С. Фундаментальные науки. — 2011. — № 4. — С. 14—25.
6. Системный подход к описанию структур материалов и наноматериалов / А.Г. Колмаков [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов III Междунар. конф., Москва, 12—15 окт. 2009 г.: в 2 т.; под общ. ред. акад. О.А. Банных. — М.: Интерконтакт Наука, 2009. — Т. 1. — С. 58—60.
7. Колмаков, А.Г. Применение современных математических методов для системного описания структур материалов / А.Г. Колмаков, А.А. Зверев // Институту металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН — 70 лет: сб. науч. тр.; под ред. акад. К.А. Солнцева. — М.: Интерконтакт Наука, 2008. — С. 660—675.
8. Синергетика и фракталы в материаловедении / В.С. Иванова [и др.]. — М.: Наука, 1994. — 383 с.
9. Эбеллинг, В. Образование структур при необратимых процессах: введение в теорию диссипативных структур / В. Эбеллинг. — М.: Мир, 1979. — 279 с.
10. Берже, П. Порядок в хаосе: О детерминистическом подходе к турбулентности / П. Берже, И. Помо, К. Видаль. — М.: Мир, 1991. — 368 с.
11. Встовский, Г.В. Элементы информационной физики / Г.В. Встовский. — М.: МГИУ, 2002. — 260 с.
12. Встовский, Г.В. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов / Г.В. Встовский, А.Г. Колмаков, И.Ж. Бунин. — Ижевск: Регулярная и хаотическая динамика, 2001. — 116 с.
13. Колмаков, А.Г. Использование положений системного подхода при изучении структуры и особенностей пластической деформации и разрушения металлических материалов / А.Г. Колмаков // Металлы. — 2004. — № 4. — С. 98—107.
14. Блаттер, К. Вейвлет-анализ. Основы теории / К. Блаттер. — М.: Техносфера, 2004. — 280 с.
15. Левкович-Маслюк, Л. Введение в вейвлет-анализ / Л. Левкович-Маслюк, А. Переберин. — М.: ГрафиКон'99, 1999. — 280 с.
16. Работнов, Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел / Ю.Н. Работнов. — М.: Наука, 1977. — 384 с.
17. Ильюшин, А.А. Основы математической теории термовязкоупругости / А.А. Ильюшин, Б.Е. Победра. — М.: Наука, 1970. — 280 с.
18. Теоретические основы теплотехники. Теплотехнический эксперимент / под ред. В.А. Григорьева, В.М. Зорина. — М.: Энергоатомиздат, 1988. — 560 с.
19. Хейфец, М.Л. Проектирование процессов комбинированной обработки / М.Л. Хейфец. — М.: Машиностроение, 2005. — 272 с.
20. Лихачев, В.А. Введение в теорию дисклинаций / В.А. Лихачев, Ю.Р. Хайров. — Л.: ЛГУ, 1975. — 183 с.
21. Гленсдорф, П. Термодинамическая теория структуры, устойчивости и флуктуации / П. Гленсдорф, И. Пригожин. — М.: Мир, 1973. — 280 с.
22. Гиббс, Дж.В. Термодинамические работы / Дж.В. Гиббс. — М.-Л.: Гостехтеориздат, 1950. — 492 с.

23. О самоподобии процессов трения и изнашивания на различных масштабных уровнях / Н.М. Алексеев [и др.] // Трение и износ. — 1992. — Т. 13, № 1. — С. 161—171.
24. Силин, С.С. Метод подобия при резании металлов / С.С. Силин. — М.: Машиностроение, 1979. — 152 с.
25. Клименко, С.А. Режущий инструмент из ПСТМ на основе нитрида бора / С.А. Клименко, Ю.А. Муковоз, Л.Г. Полонский. — Киев: Знание, 1994. — 36 с.
26. Грипачевский, А.Н. Самоорганизация вторичных структур при трении меди и бронзы по стали / А.Н. Грипачевский, А.В. Вершак, В.В. Горский // Трение и износ. — 1992. — Т. 13, № 4. — С. 647—653.
27. Алексеев, Н.М. Новое о структурных особенностях изнашивания твердых тел / Н.М. Алексеев // Трение и износ. — 1989. — Т. 10, № 2. — С. 197—205.
28. Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т.А. Чернышова [и др.]. — М.: Наука, 1993. — 272 с.
29. Вейвлет-анализ для исследования структуры поверхностей трения алюмоматричных композитов / А.А. Зверев [и др.] // Imperfection Interaction and Anelastic Phenomena in Solids: Proc. of the XI International Conference (IIAPS-XI) 24—28 September 2007. — Tula, Russia. — P. 86.
30. Зверев, А.А. Применение вейвлет-анализа для исследования структуры поверхностей разрушения / А.А. Зверев, А.Г. Колмаков // Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials — DFMN 2007: Book of articles; ed. by O.A. Bannykh [et al.]. — Moscow: Interkontakt Nauka, 2007. — Pp. 637—639.

---

Vityaz P.A., Ilyuschenko A.F., Kheifetz M.L., Solntsev K.A., Barinov S.M., Kolmakov A.G.

**Physical and chemical analysis, multifractal and wavelet analysis of structure and friction surface relief**

Using system approaches provides essential development of traditional methods in materiology and their effective application for objects with difficult multiscale structure and for nano-structural materials as well. It shows application of complex physical and chemical analysis, multifractal and wavelet analysis to describe material structures in qualitative and quantitative way, which allows revealing the differences poorly distinguished with other separate methods and estimating system characteristics of material structures and characterizing the process in self-organizing in structures. Formation by tearing of friction surface structures for composite materials with additives of  $Al_2O_3$  and SiC is described in comparable thermodynamic conditions. Adding SiC in comparison with  $Al_2O_3$  promotes to a lesser extent fragmentation and increase in frequency of setting and breaking processes. Adding graphite to reinforced SiC composite material results in increase in nonequilibrium of thermodynamic condition of structure formation. Additional introduction of graphite in even greater degree strengthens distinctions between materials with SiC and  $Al_2O_3$  additives, which results in formation of the least ordered structures of friction surface.

*Поступила в редакцию 24.02.2012.*