

ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ

УДК 621.9:536.75

Академик П. А. ВИТЯЗЬ¹, М. Л. ХЕЙФЕЦ², А. Г. КОЛМАКОВ³, А. А. ЗВЕРЕВ³, Л. И. КОБЕЛЕВА³

МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРОЕНИЯ СТРУКТУР И ВЕЙВЛЕТ-АНАЛИЗ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск²ГНПО «Центр» НАН Беларуси, Минск³Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва

Поступило 07.02.2014

Введение. Структуры и рельеф поверхности материала, формирующиеся в процессах трения и изнашивания, несут важную информацию о происходящих явлениях и 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 – многоуровневые мультифрактальный анализ и вейвлет-анализ [5; 6], использующие комплекс синергетических [7; 8], фрактально-информационных [9; 10] и вейвлетных [11; 12] представлений.

Цель работы – на основе использования системных подходов в материаловедении и трибологии развить традиционные методы анализа строения материала и рельефа поверхности трения и показать их эффективное применение для объектов, имеющих сложную многомасштабную структуру, в том числе и для контактирующих поверхностей наноструктурных материалов.

Мультифрактальный анализ структур поверхностного слоя. Для количественного описания структур поверхности трения применялась информационная интерпретация мультифрактального формализма [9; 10]. 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 – высокомодульные керамические частицы SiC (средний диаметр 30 мкм) и Al₂O₃ (Ø < 400 мкм) в качестве сухой смазки [13; 14].

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 от 70 до 180 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 ≥ 45) [13; 14]. 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 (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Химический состав образцов, их твердость и параметры задира

№ образца	Матрица	Наполнитель (вес. %)	НВ, кг/мм ²	Параметры перехода в задира		
				P, Н	n, об/мин	t, мин
1	АК12	–	62,4	70	600	11
2	АК12	5 % SiC	71,2	70	1500	1
3	АК12	2,5 % SiC + 1,25 % C	76,0	180	1500	1
4	АК12	5 % Al ₂ O ₃	76,3	70	1000	7
5	АК12	2,5 % Al ₂ O ₃ + 2,5 % C	73,6	70	1500	15

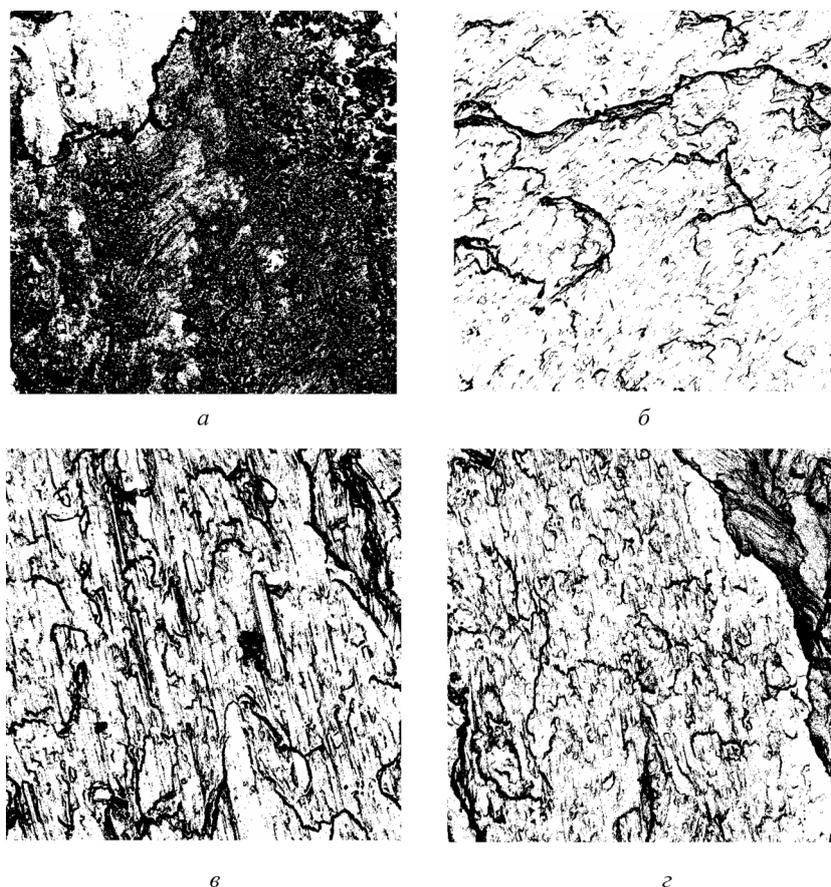


Рис. 1. Рельеф поверхности задира: со 2-го образца – 5 % SiC (а); с 3-го образца – 2,5 % SiC + 1,25 % C (б); с 4-го образца – 2,5 % Al₂O₃ (в); с 5-го образца – 2,5 % Al₂O₃ + 2,5 % C (г)

Структуры поверхностей трения исследовали на растровом электронном микроскопе LEO 430i. Из отсканированных снимков рельефа задира образцов (рис. 1) вырезали квадратные изображения размером 700×700 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 белым 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 равноячеечного распределения единиц P_i ($P_i = M_i / \Sigma M_i$, где M_i – количество единиц в i -й крупной ячейке; ΣM_i – общее количество единиц в матрице крупных ячеек, $i = 1, 2, 3, \dots, N$; $N = [700 / l_k]^2$).

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

Наиболее информативные мультифрактальные характеристики термодинамических условий формирования изучаемых структур [9]: обобщенные размерности (энтропии) Реньи D_q , количественные характеристики однородности f_q и упорядоченности Δ_q приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2. Основные мультифрактальные характеристики структур поверхностей трения КМ на базе алюминиевого сплава в зависимости от легирующих добавок

Характеристика	Образец (наполнитель)			
	2 (5 % SiC)	3 (2,5 % SiC + 1,25 % C)	4 (5 % Al ₂ O ₃)	5 (2,5 % Al ₂ O ₃ + 2,5 % C)
D_{200}	1,665	1,953	1,637	1,479
Δ_{200}	0,246	0,020	0,28751	0,293
f_{200}	0,408	0,669	0,31851	0,395

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 Δ_q для исследуемых структур показывает, что их конфигурация становится более упорядоченной.

Для КМ с добавками Al_2O_3 и SiC можно отметить, что формирование структур поверхности трения в режиме задир 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_2O_3 , приводит к более равновесным условиям (рис. 2, а, табл. 2).

В первом случае это связано с тем, что переход в задир происходит при больших нагрузках и скоростях скольжения. Во втором случае значения нагрузки, соответствующей переходу в задир, не изменяются, 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_2O_3 . При этом добавление в них графита не приводит к заметным изменениям степени упорядоченности, но вызывает некоторое увеличение однородности структур. Таким образом, добавка Al_2O_3 в наибольшей степени способствует фрагментации очагов схватывания

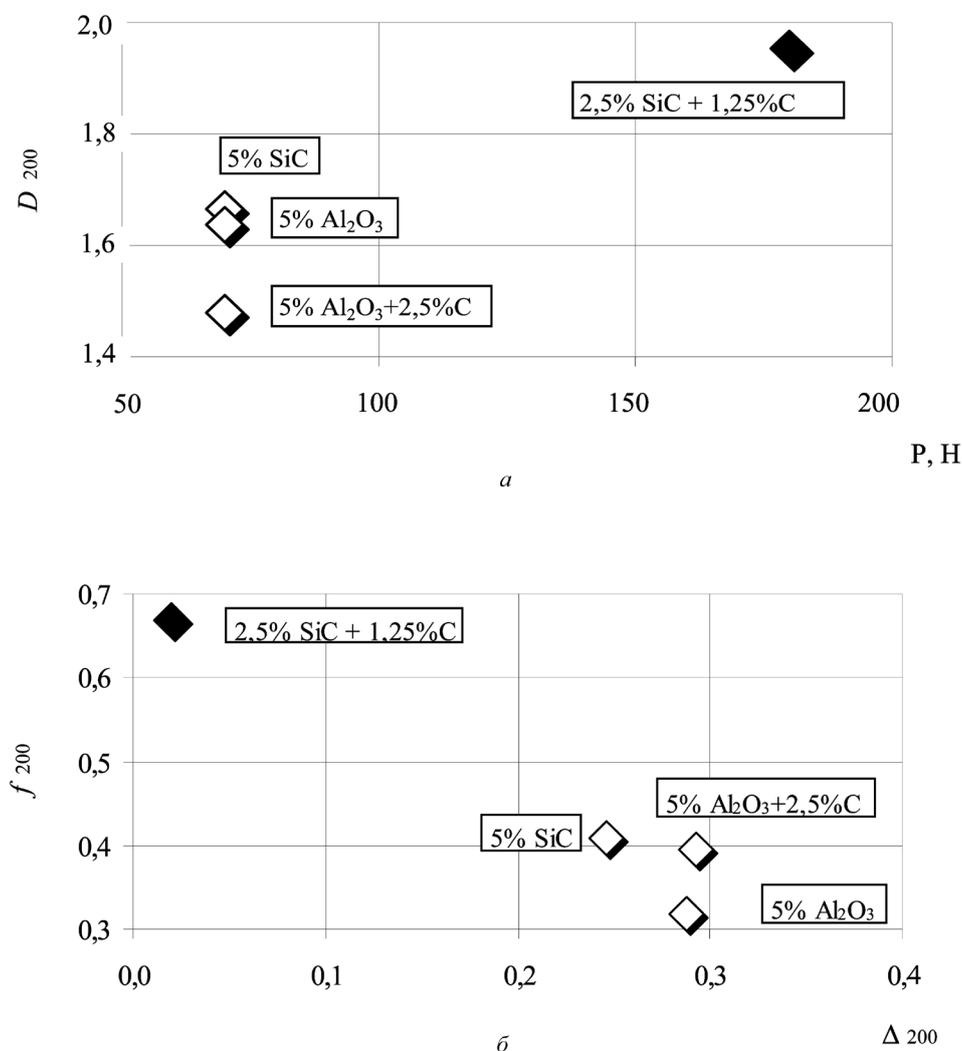


Рис. 2. Зависимость показателя неравновесности условий образования структур D_{200} от нагрузки P , при которой происходит переход к режиму задир (а) и связь показателей упорядоченности Δ_{200} и однородности f_{200} структур поверхности трения с химическим составом композита (б)

и возрастанию частоты чередования процессов схватывания и разрыва связей (рис. 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 (рис. 1 и рис. 2, б), содержащие SiC и графит, отличаются наилучшими характеристиками задиростойкости.

Таким образом, использование для армирования SiC и графита с позиции задиростойкости 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; 14; 15].

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 [11; 12]. Принципиальное значение имеет возможность вейвлетов анализировать нестационарные сигналы с изменением их 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 распреде-

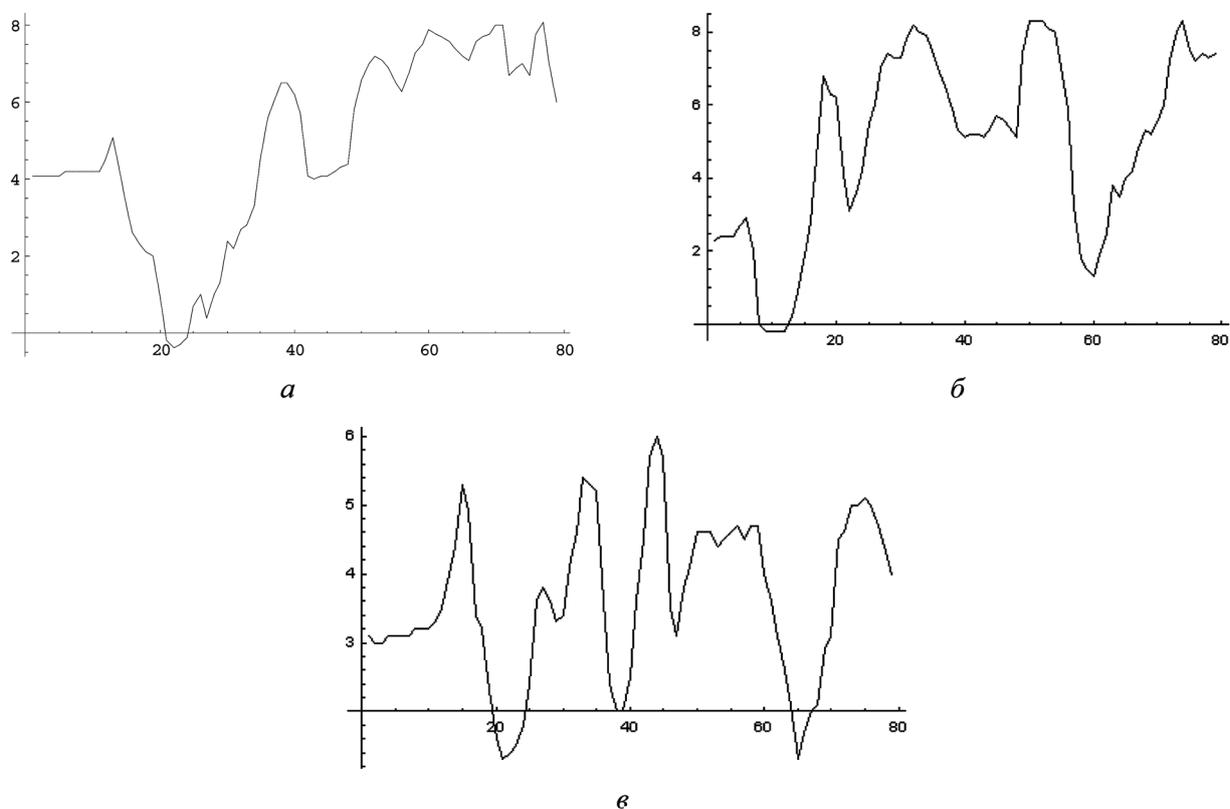
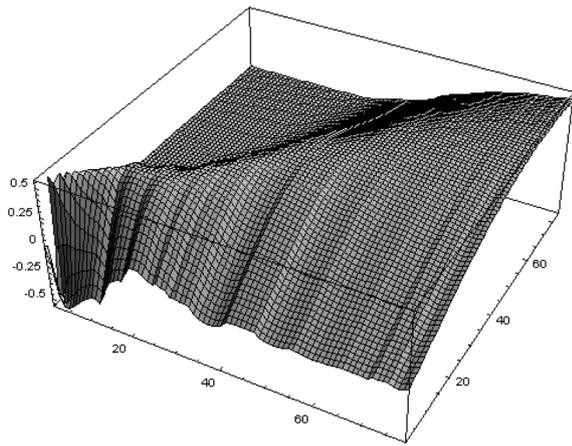
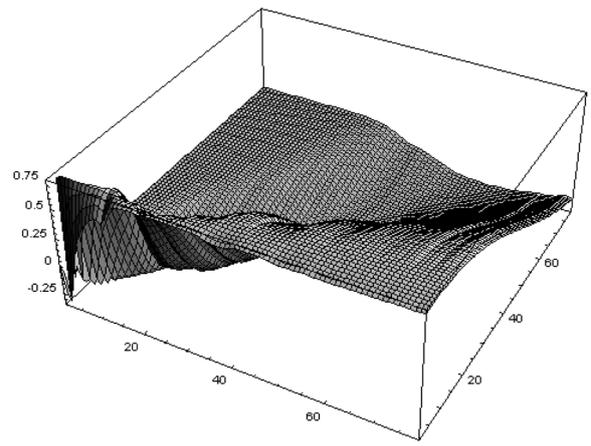


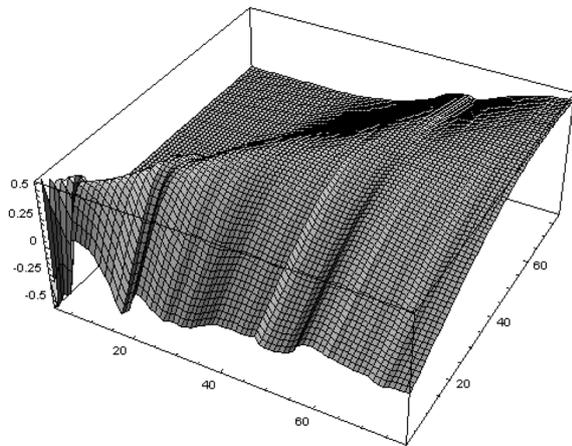
Рис. 3. Профили анализируемых поверхностей трения: с 1-го образца (а); со 2-го образца (б); с 3-го образца (в)



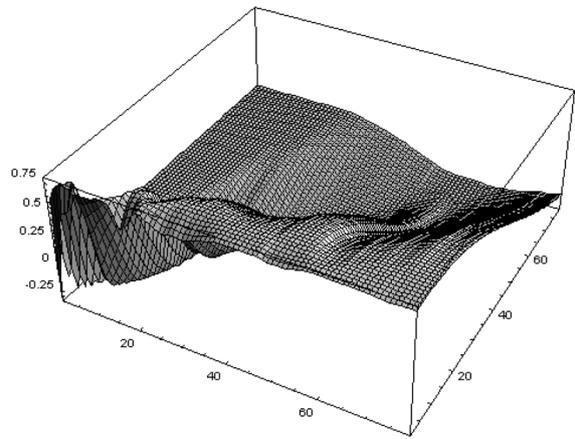
a



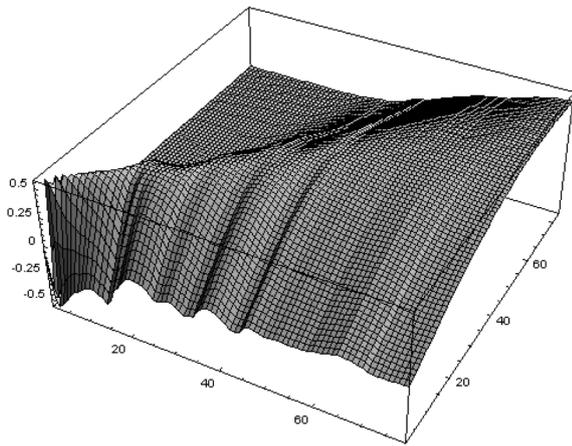
б



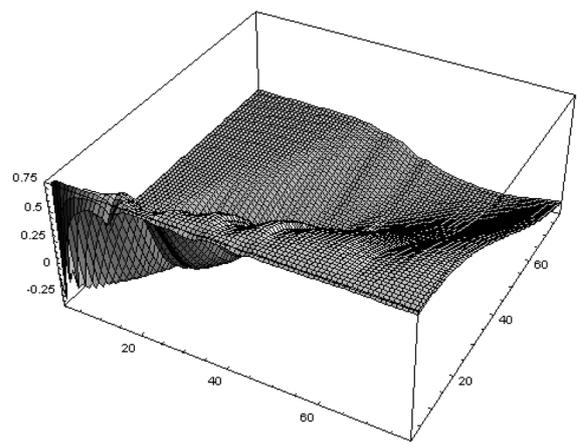
в



г



д



е

Рис. 4. Поверхности вейвлет-спектров для профилограмм: с 1-го образца – WAVE (*a*) и MHAT (*б*); со 2-го образца – WAVE (*в*) и MHAT (*г*); с 3-го образца – WAVE (*д*) и MHAT (*е*)

ление 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 изменения 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 мм = 1 мкм (рис. 3).

Для построения поверхности вейвлет-спектра были взяты точки профиля по масштабной сетке, т. е. с шагом 0,1 мкм [14; 15]. Из полученного вектора значений профиля путем скалярного произведения рассчитывались коэффициенты спектра по сетке значений профилограммы. Шаг двумерной матрицы коэффициентов брался с аналогичным шагом, что естественно в случае анализа профиля, а не сигнала во времени.

Для вейвлет-анализа в данном случае, с целью получения полной картины, использовали оба типа вейвлетов WAVE и МНАТ. Полученные вейвлет-спектры приведены на рис. 4.

Наиболее информативными характеристиками вейвлет-анализа для конкретных спектров являются характеристики α и β [6; 7]. Если материнский вейвлет представляет из себя выделенный пик (т. е. анализируются резкие неровности профиля), то чем выше α , тем больше износ, а чем выше β , тем неравномернее износ – большие β 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 α и β меняется: α ведет себя также, а β теперь является показателем равномерности: чем выше β , тем равномернее износ – большие β отвечают профилям с ровными участками и равномерным износом.

Полученные характеристики вейвлет-анализа α и β приведены в табл. 3; для наглядного представления о характере изменения вейвлетных характеристик построены диаграммы « α - β » (рис. 5).

Т а б л и ц а 3. Рассчитанные α и β характеристики вейвлет-спектров

Характеристика вейвлет-спектров	№ образца		
	1	2	3
α WAVE	160,803	192,327	103,084
α МНАТ	195,728	223,608	123,074
β WAVE	1,32975	2,29628	1,15961
β МНАТ	1,95817	3,02989	2,11741

Анализ картин линий уровня различных вейвлетов на малых масштабах координат показал, что результаты обоих преобразований практически совпадают, однако картина меняется для масштабов, превышающих основной вклад профилограммы. Так, для МНАТ-преобразования в целом характерно очень четкое повторение профиля с узко выраженным максимумом основного вклада профиля, для WAVE-преобразования получается картина с размытым максимумом и также более размытым сигналом.

Исходя из полученных картин, можно сделать вывод, что при необходимости тонкого изучения профиля больше подойдет МНАТ-преобразование, если, напротив, нужно выяснить общий характер профиля, не обращая внимания на мелкие детали, то следует использовать WAVE-преобразование. Анализ расположения точек значений на « α - β » диаграмме для исследованных образцов (рис. 5) 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 МНАТ-вейвлет более чувствителен, чем WAVE. В частности, на диаграмме для МНАТ-вейвлета четко виден «провал» β для 1-го образца, чего не выявляет WAVE-вейвлет.

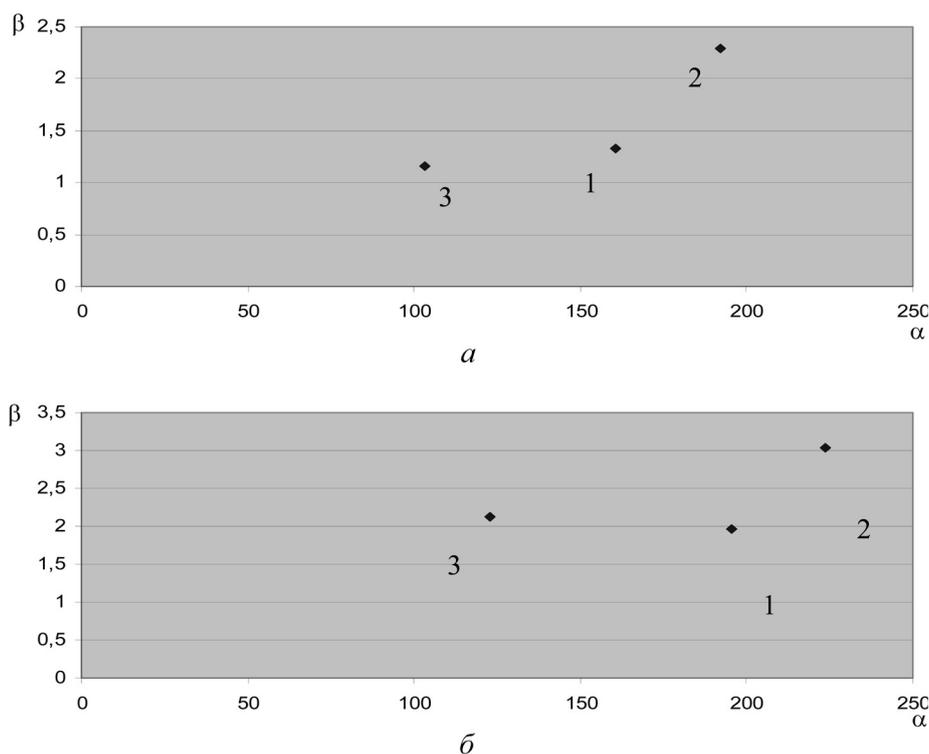


Рис. 5. « α - β » диаграммы вейвлет-спектров WAVE (а) и MHAT (б)

Заключение. Формирование структур поверхности трения композиционных материалов на базе алюминиевого сплава АК12 в режиме задира протекает в приблизительно одинаковых термодинамических условиях при его армировании 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, а процессы эти протекают на поверхности трения более равномерно.

Дополнительное введение в состав КМ алюминиевого сплава графита, приводящее к формированию наименее упорядоченных структур поверхности трения, в еще большей степени усиливает различие между Al_2O_3 и SiC. Добавление графита к КМ, армированному SiC, приводит к увеличению степени неравновесности термодинамических условий формирования структур.

Применение комплексного мультифрактального и вейвлет-анализа для качественного и количественного описания структур материала и рельефа поверхности трения позволяет выявить плохо различимые другими отдельными методами отличия, оценить системные характеристики строения структур материалов и количественно охарактеризовать процессы их самоорганизации.

Литература

1. Куксенова Л. И., Лантева В. Л., Колмаков А. Г., Рыбакова Л. М. Методы испытаний на трение и износ. М., 2001. – 152 с.
2. Справочник по триботехнике / под общ. ред. М. Хебды и А. В. Чичинадзе: в 3 т. М., 1989. Т. 1: Теоретические основы. – 400 с.
3. Salomon G. // ASLE Trans. 1974. Vol. 17, N 4. P. 295–299.
4. Czichos H., Molgaard J. // Wear. 1977. Vol. 44, N 2. P. 300–306.
5. Витязь П. А., Ильющенко А. Ф., Хейфец М. Л. и др. Технологии конструкционных наноструктурных материалов и покрытий / под общ. ред. П. А. Витязя и К. А. Солнцева. Минск, 2011. – 283 с.
6. Васильев А. С., Дальский А. М., Клименко С. А. и др. Технологические основы управления качеством машин. М., 2003. – 256 с.
7. Иванова В. С., Баланкин А. С., Бунин И. Ж., Оксогоев А. А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М., 1994. – 383 с.
8. Хейфец М. Л. Проектирование процессов комбинированной обработки. М., 2005. – 272 с.
9. Встовский Г. В., Колмаков А. Г., Бунин И. Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. Ижевск, 2001. – 116 с.

10. Колмаков А. Г. // Металлы. 2004. № 4. С. 98–107.
11. Блаттер К. Вейвлет-анализ. Основы теории. М., 2004. – 280 с.
12. Левкович-Маслюк Л., Переберин А. Введение в вейвлет-анализ. М., 1999. – 280 с.
13. Чернышова Т. А. и др. Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями. М., 1993. – 272 с.
14. Колмаков А. Г., Зверев А. А., Хейфец М. Л., Кухта С. В. // Вестн. Полоцк. гос. ун-та. Сер. С. Фундаментальные науки. 2011. № 12. С. 19–29.
15. Kolmakov A., Zverev A. // Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials – DFMN 2007: Book of articles / ed. by O. A. Bannykh et al. Moscow, 2007. P. 637–639.

P. A. VITIAZ, M. L. KHEIFETZ, A. G. KOLMAKOV, A. A. ZVEREV, L. I. KOBELEVA

mlk-z@mail.ru

MULTIFRACTAL ANALYSIS OF THE STRUCTURE AND THE WAVELET ANALYSIS OF THE FRICTION SURFACE RELIEF FOR COMPOSITE MATERIALS

Summary

The article deals with the application of complex multifractal and wavelet analysis to describe material and surface structures qualitatively and quantitatively, which allows revealing the differences poorly distinguished with other separate methods and estimating system characteristics of structures and characterizing the process of structure self-organization. The formation by tearing 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 the fragmentation and increase in frequency of setting and breaking processes. An additional introduction of graphite in even greater degree strengthens the distinctions between materials with SiC and Al_2O_3 additives, which results in the formation of the least ordered structures of the friction surface. Adding graphite to a reinforced SiC composite material results in increasing the non-equilibrium of thermodynamic conditions for structure formation.