

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ АНАЛИЗА ОПТИЧЕСКИХ ИЗОБРАЖЕНИЙ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Ti—Al—N ДЛЯ ОЦЕНКИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ДИАГНОСТИКИ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

© 2020 г. А.Р. Шугуров^{1,*}, Е.Д. Кузьминов^{1,**}, С.В. Панин^{1,***}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия 634055 Томск,
пр-т Академический, 2/4

E-mail: *shugurov@ispms.ru, **evgenij_kuzminov00@mail.ru; ***svp.ispms.ru

Поступила в редакцию 28.02.2020; после доработки 23.06.2020

Принята к публикации 25.06.2020

Исследованы процессы накопления повреждений и разрушения тонких керамических покрытий на основе системы Ti—Al—N на пластичной стальной и хрупкой ситалловой подложках при трибологических испытаниях в условиях сухого трения. Для количественной оценки поврежденности поверхностей трения проведены фрактальный анализ, а также фурье- и вейвлет-анализ их изображений, полученных с помощью оптической микроскопии. Показано, что методы спектрального анализа (фурье- и вейвлет-анализ) позволили выявить однозначную корреляцию между получаемыми количественными параметрами и скоростью изнашивания покрытий на стадии установившегося износа. В то же время величина фрактальной размерности обеспечила оценку динамики накопления повреждений на стадии приработки, но не позволила сделать это на стадии установившегося износа.

Ключевые слова: керамические покрытия, износ, фрактальный анализ, фурье-анализ, вейвлет-анализ.

DOI: 10.31857/S0130308220080035

ВВЕДЕНИЕ

Твердые керамические покрытия широко используются в различных отраслях промышленности для защиты деталей, работающих в узлах трения конструкций и механизмов [1—3]. Поскольку в процессе эксплуатации такие детали испытывают сильные фрикционные нагрузки, приводящие к их разрушению, то одной из важнейших характеристик защитных покрытий является их износостойкость. Большинство традиционно используемых методик оценки износа покрытий заключается в измерении объема [4] либо веса [5] изношенного материала. Однако подобные методы не дают никакой информации о начальной стадии деградации покрытий, а также о динамике накопления в них повреждений, что особенно актуально для прогнозирования их надежности и долговечности. Перспективным способом решения данной задачи является развитие методов обработки и анализа изображений поверхностей трения, которые дают возможность проводить детальный анализ изменений их топографии в процессе трибологических испытаний и обеспечивают количественные параметры для диагностики степени их поврежденности [6—8].

Наиболее эффективными среди подобных методов на сегодняшний день являются фрактальный анализ, фурье-анализ и вейвлет-анализ изображений [9]. Они были успешно использованы для количественной аттестации эволюции рельефа поверхности твердых тел при механическом нагружении [10, 11], трибологических испытаниях [12], а также при пропускании электрического тока [13, 14]. В то же время все перечисленные методы имеют свои достоинства и недостатки. Так, метод фрактального анализа позволяет путем аппроксимации поверхности материала набором простых геометрических фигур получить численное значение фрактальной размерности, инвариантное относительно преобразования масштаба, однозначно характеризующее данную поверхность. Однако точность определения величины фрактальной размерности в значительной мере зависит от метода проведения фрактального анализа и параметров изображений. Поэтому значения фрактальной размерности, полученные разными методами для одной и той же поверхности, зачастую могут варьироваться в широких пределах. Кроме того, поверхности твердых тел, как правило, являются самоаффинными, а не самоподобными, поскольку размер неровностей в плоскости поверхности обычно больше, чем их высота. Вследствие этого они могут иметь лишь локальную фрактальную размерность в определенном диапазоне масштабов. Спектральный фурье-анализ посредством преобразования оптических изображений в частотную область позволяет оценить вклад различных частотных компонент рельефа в общий спектр и исключить шумовые составляющие, влияющие на итоговые численные результаты. Данный метод основывается на вычислении функции спектральной плотности мощности и сопоставлении получен-

ных численных значений с характерным изменением рельефа поверхности материала [15]. Однако фурье-анализ может иметь ограниченную информативность, поскольку обеспечивает только частотную информацию об изображении в целом и не позволяет определить какие элементы топографии поверхности соответствуют данной частоте. Этого недостатка лишен вейвлет-анализ, который преобразует оптическое изображение в частотно-пространственную область сигналов. Данный метод позволяет провести количественную оценку относительного вклада частот локальных элементов рельефа поверхности материала в общий спектр, а также установить связь между численными характеристиками сигнала и характерными особенностями рельефа [16, 17].

Целью данной работы являлось развитие, тестирование и сравнение эффективности методик количественной оценки поврежденности поверхностей трения, основанных на численном анализе изображений, получаемых с помощью оптической микроскопии. Объектом исследования были выбраны тонкие керамические покрытия на основе системы Ti—Al—N, которые широко используются для защиты поверхностей режущих инструментов в обрабатывающей промышленности.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Материалы и методы исследований. В качестве подложек для нанесения покрытий Ti—Al—N и Ti—Al—Ta—N использовали пластинки из стали марки 12X18H10T и ситалла с размерами $40 \times 40 \times 1$ мм. Стальные подложки подвергались механической шлифовке и полировке с последующей ультразвуковой очисткой. До нанесения покрытий все подложки подвергали ионной очистке в течение 20 мин с давлением аргона 1,2 Па. Покрытия Ti—Al—N и Ti—Al—Ta—N осаждали методом реактивного магнетронного распыления при постоянном токе с помощью двухмагнетронной распылительной системы с использованием сплавной мишени Ti—Al диаметром 125 мм и мишени Ta диаметром 100 мм. Распыление проводили в смеси газов аргона и азота при давлении 0,3 Па, с парциальным давлением азота 0,06 Па. Нагрев подложек осуществлялся до 425 °C. Для улучшения адгезии покрытий на подложку был нанесен подслои Ti—Al толщиной 50 нм. Толщина покрытий составила 3,0 мкм.

Механические характеристики покрытий Ti—Al—N и Ti—Al—Ta—N были исследованы методом наноиндентирования с помощью нанотвердомера NanoTest. Измерения осуществляли с использованием трехгранной пирамидки Берковича при максимальной приложенной нагрузке 20 мН. Последующий анализ данных проводили методом Оливера-Фарра [18]. Трибологические испытания проводили на установке УМТ-1 в условиях сухого трения по схеме «шар-по-дису». В качестве контртела был использован шарик из Si_3N_4 , диаметром 3 мм. Нагрузка во время испытаний составляла 2 Н при скорости вращения подложки $\sim 0,085$ м/с (1 оборот в секунду). Диаметр дорожек трения на поверхности образцов составлял 0,027 м. Оценку износа покрытий проводили путем анализа профилей поперечного сечения дорожек трения, сформировавшихся на их поверхности в процессе трибологических испытаний, с помощью интерференционного профилометра New View 6200. Морфологию поверхностей трения покрытий исследовали методом оптической микроскопии с помощью микроскопа Zeiss Axiovert 40 MAT, оснащенного телевизионной камерой Motic Moticam 2300 с размером изображений 300×300 мкм.

Методы количественного анализа изображений поверхностей трения. Для количественной аттестации изменений морфологии поверхностей образцов в процессе трения было использовано несколько методик, основанных на анализе изображений, полученных с помощью оптической микроскопии. К ним относятся фрактальный анализ, спектральный анализ Фурье и вейвлет-анализ. Для анализа были использованы полутоновые изображения размером 300×300 мкм с разрешением 512×512 точек.

Фрактальный анализ проводили с использованием метода триангуляции поверхности (метода пирамид) [19]. Данный метод заключается в последовательной аппроксимации поверхности набором примыкающих друг к другу пирамид с уменьшающейся длиной основания. Аппроксимация начинается с построения и измерения площади одной пирамиды, площадь которой S определяется координатами точек, находящихся в углах и в центре исследуемого участка поверхности. На втором этапе изображение разбивается на четыре квадратных фрагмента, и на каждом из них аналогичным образом строятся пирамиды и измеряются площади их поверхности. После этого путем суммирования площади всех пирамид определяется полная площадь аппроксимирующей поверхности. На третьем шаге изображение разбивается на шестнадцать квадратов и т. д. В результате получается набор значений суммарной площади поверхности, соответствующих разным величинам длины ребра основания пирамиды δ . Поскольку S и δ связаны соотношением [15]:

$$S = S_0 \delta^{2-D_f}, \quad (1)$$

где S_0 — площадь проекции поверхности на плоскость xu , то измерение угла наклона линейного участка графика зависимости $S(\delta)$, построенного в логарифмических координатах, позволяет определить фрактальную размерность изображения поверхности D_f .

Анализ спектральной плотности мощности оптических изображений дорожек трения на поверхности исследованных покрытий проводили методом дискретного преобразования Фурье, связывающего пространственный сигнал с его представлением в частотной области. Для этого с помощью быстрого преобразования Фурье построчно-столбцевым методом рассчитывали дискретный фурье-образ $F(\omega_x, \omega_y)$ исходного оптического изображения размером 512×512 точек. Затем с его использованием вычисляли дискретный спектр мощности, представляющий собой двумерный массив чисел, характеризующих мощность сигнала в каждой точке изображения:

$$P(\omega_x, \omega_y) = |F(\omega_x, \omega_y)|^2. \quad (2)$$

После этого проводили усреднение мощности по всем элементам данного массива, что позволило сопоставить каждому изображению определенное дискретное значение спектральной плотности мощности.

Также для количественной оценки накопления повреждений на поверхностях трения исследованных покрытий был использован вейвлет-анализ их оптических изображений с помощью дискретного вейвлет-преобразования. Для проведения данного анализа использовали вейвлет-функцию (фильтр) типа Добеши второго порядка [20]. В соответствии с алгоритмом Малла вейвлет-преобразование оптических изображений поверхностей трения выполнялось в два этапа. На первом этапе с помощью низкочастотного и высокочастотного фильтров Добеши было проведено одномерное преобразование по всем строкам изображений размером 512×512 точек, в результате чего были получены два двумерных массива размером 256×512 точек, состоящих из низкочастотных и высокочастотных компонент. Первый массив представлял собой сглаженную копию исходного изображения, а второй, напротив, содержал информацию о его деталях. На втором этапе с использованием тех же фильтров было проведено аналогичное преобразование столбцов обоих массивов. В результате вейвлет-преобразования были получены изображения размером 512×512 точек, состоящие из четырех квадрантов размером 256×256 точек. Первый квадрант, обозначаемый LP-LP, представляет собой уменьшенную и сглаженную копию исходного изображения. Вторым (LP-HP), третьим (HP-LP) и четвертым (HP-HP) квадранты содержат дифференциальную информацию об исходном изображении в горизонтальном (вдоль оси X), вертикальном (вдоль оси Y) и диагональном (вдоль оси Z) направлениях. При этом наиболее важная часть информации об исходном изображении находится в квадранте LP-LP.

Для количественной аттестации эволюции поверхностей трения покрытий в процессе трибологических испытаний в работе был использован метод графического представления результатов вейвлет-преобразования посредством построения векторных изображений, где каждая точка представляет собой вектор, у которого горизонтальная и вертикальная компонента равны соответствующим значениям энергий вейвлет-спектра из квадрантов LP-HP и HP-LP соответственно. Графическое представление позволяет визуализировать характерные элементы деформационного рельефа и снизить влияние шумовых составляющих на изображениях. Для каждого из векторных изображений были рассчитаны средние значения энергии E_{xy} в соответствии с соотношением:

$$E_{xy} = \frac{1}{m^2} \sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^m E_{i,j}, \quad (3)$$

где $m = 256$ — количество строк и столбцов в анализируемом изображении, $E_{i,j}$ — энергия сигнала в каждой его точке. Кроме того, для векторных изображений была рассчитана мера локальной перемежаемости C_{wxy} с помощью следующего выражения:

$$C_{wxy} = \sqrt{\frac{1}{m^2} \sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^m E_{i,j}^2}. \quad (4)$$

РЕЗУЛЬТАТЫ

Элементный состав и механические характеристики покрытий на основе Ti—Al—N. Исследование элементного состава покрытий методом энергодисперсионного микроанализа показало, что они являются стехиометрическими, то есть содержание в них азота составляет 50 ± 2 ат. %.

При этом отношение Ti и Al в покрытиях Ti—Al—N было равно 45/55 ат. %, то есть они представляли собой композиции $Ti_{0,45}Al_{0,55}N$. Содержание Ta в покрытиях Ti—Al—Ta—N составило 5 ат. % от общего состава, что соответствует композиции $Ti_{0,41}Al_{0,49}Ta_{0,10}N$.

Методом наноиндентирования были определены твердость H , приведенный модуль Юнга E^* и коэффициент упругого восстановления покрытий R , значения которых представлены в табл. 1. Как видно из данной таблицы, наиболее высокими значениями H и E^* характеризуется покрытие Ti—Al—N на стальной подложке, а самые низкие значения твердости и модуля Юнга принадлежат покрытию Ti—Al—N на ситалловой подложке. Величина упругого восстановления отпечатка индентора в последнем покрытии также оказывается ниже, чем у остальных покрытий. С использованием полученных значений H и E^* были определены отношения H/E^* и H^3/E^{*2} , значения которых также приведены в табл. 1. Покрытия Ti—Al—N и Ti—Al—Ta—N, нанесенные на стальную подложку, характеризуются близкими значениями как H/E^* , так и H^3/E^{*2} . В то же время у покрытия Ti—Al—N на ситалловой подложке отношения H/E^* и H^3/E^{*2} снижаются на ~15 и ~45 % соответственно.

Таблица 1

Механические характеристики покрытий на основе Ti—Al—N

Образец	H , ГПа	E^* , ГПа	H/E^*	H^3/E^{*2} , ГПа	R	I , мм ³ /(Н м)
Ti—Al—N/Сталь	30,4±1,7	308±21	0,099	0,296	0,60	1,186*10 ⁻⁵
Ti—Al—Ta—N/Сталь	29,0±1,9	288±17	0,101	0,294	0,61	1,084*10 ⁻⁵
Ti—Al—N/Ситалл	23,4±1,6	279±22	0,084	0,165	0,44	1,517*10 ⁻⁵

Соотношение между H и E^* определяет характеристики, оказывающие существенное влияние на износостойкость материала, такие как предельная упругая деформация, вязкость разрушения и критическая нагрузка для начала пластической деформации [21—23]. Более высокие значения параметра H/E^* указывают на повышение доли упругой деформации в полной деформации покрытий на стальной подложке, а повышенное отношение H^3/E^{*2} свидетельствует об увеличении критической нагрузки для начала их пластической деформации и разрушения. Таким образом, согласно проведенному анализу данных наноиндентирования, покрытия Ti—Al—N и Ti—Al—Ta—N на стальной подложке должны обладать более высокой износостойкостью, чем покрытие Ti—Al—N на ситалловой подложке.

Закономерности изнашивания покрытий на основе Ti—Al—N. В ходе трибологических испытаний в условиях сухого трения была определена зависимость глубины дорожек трения на поверхности исследованных покрытий от длительности испытаний (рис. 1). Как видно из данного рисунка, на начальной стадии испытаний (~1000 циклов) остаточная глубина дорожки трения на поверхности покрытий, нанесенных на стальную подложку, оказывается больше, чем у покрытий на ситалловой подложке. Причиной этого является пластическая деформация стальной подложки, твердость которой (~ 5 ГПа) почти в шесть раз меньше, чем твердость покрытий. Под действием нормально приложенной нагрузки происходит оттеснение материала подложки из области трибологического контакта с образованием навалов по ее краям. Последнее подтверждается профилем поперечного сечения дорожки трения на поверхности системы Ti—Al—N/Сталь, который приведен на рис. 2. Данный процесс сопровождается когерентным упругим изгибом покрытия и формированием зон локальной кривизны границы раздела покрытие/подложка по краям дорожки трения. Чем выше модуль упругости покрытия, тем меньше его изгибная деформация и, следовательно, тем меньше пластическое оттеснение материала подложки. Поэтому у покрытия Ti—Al—Ta—N, которое характеризуется более низкими значениями твердости и модуля Юнга, глубина царапин на начальной стадии испытаний больше, чем у покрытия Ti—Al—N. В свою очередь, ситалловая подложка не подвержена пластической деформации, вследствие чего навалы по краям дорожки трения отсутствуют (см. рис. 2). Поэтому остаточная глубина дорожки трения на поверхности нанесенного на нее покрытия Ti—Al—N определяется только износом самого покрытия и на начальной стадии испытаний она меньше, чем у покрытий на стальной подложке.

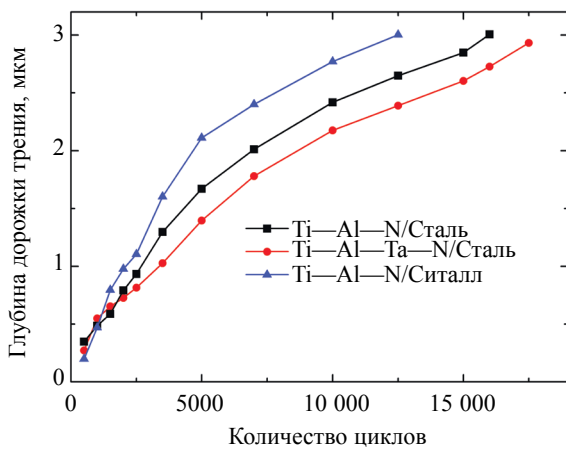


Рис. 1. Зависимость глубины дорожек трения на поверхности исследованных покрытий от количества циклов трибологических испытаний.

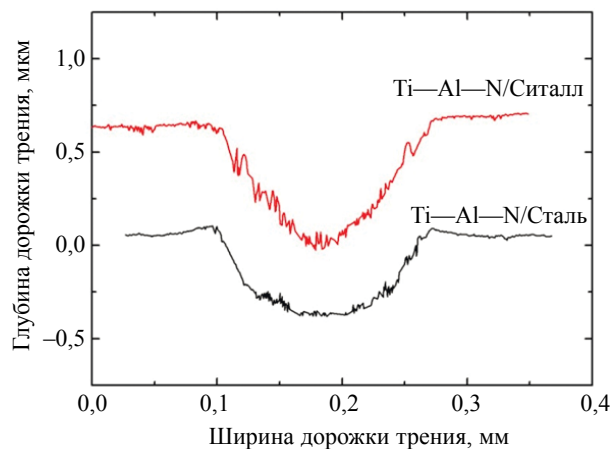


Рис. 2. Профили поперечного сечения дорожек трения на поверхности покрытий Ti—Al—N, нанесенных на стальную и ситалловую подложки.

При дальнейших испытаниях пластическая деформация стальной подложки не вносит существенный вклад в углубление дорожек трения на поверхности нанесенных на нее покрытий. Это обусловлено как упрочнением материала подложки в области дорожки трения, так и быстрым ростом поперечного размера последней, что приводит к существенному увеличению площади контакта контртела и покрытия и, как следствие, к снижению нормальных контактных нагрузок. Поэтому износ покрытий определяется преимущественно их трибомеханическими характеристиками. Изнашивание покрытий Ti—Al—N на ситалловой подложке происходит после 12500 циклов. В свою очередь, полный износ покрытий Ti—Al—N и Ti—Al—Ta—N на стальной подложке наблюдается после 16000 и 17500 циклов испытаний соответственно. Таким образом, интенсивность изнашивания I покрытий Ti—Al—N на ситалловой подложке составила $1,517 \times 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н м})$, тогда как у покрытий Ti—Al—N и Ti—Al—Ta—N на стальной подложке она возросла до $1,186 \times 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н м})$ и $1,084 \times 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н м})$ соответственно. Полученные результаты свидетельствуют о хорошей корреляции износостойкости покрытий с величиной H/E^* , так что покрытие Ti—Al—Ta—N на стальной подложке, характеризующееся максимальным отношением H/E^* , продемонстрировало самую высокую износостойкость.

На рис. 3—5 представлены изображения морфологии поверхностей трения исследованных покрытий, полученные методом оптической микроскопии. Как видно из приведенных изображений, изнашивание всех покрытий носит преимущественно абразивный характер. На начальной стадии испытаний существенное влияние на характер изнашивания оказывает исходная шероховатость поверхности покрытий и контртела. Взаимодействие между трущимися телами происходит не по всей области номинального контакта, а лишь в областях, где контактируют между собой наиболее высокие микровыступы. В результате, распределение контактных напряжений в поверхностном слое покрытия является сильно неоднородным и характеризуется большими градиентами. Так как реальная площадь контакта оказывается гораздо меньше, чем номинальная, то в областях, прилегающих к микровыступам, развиваются сильные напряжения, которые при многократных циклических нагрузках приводят к зарождению микротрещин и выкрашиванию мелких частиц покрытия.

В зависимости от соотношения сил трения и адгезии, а также размера частиц износа, последние либо выносятся за пределы дорожки трения, накапливаясь по ее краям, либо вновь закрепляются на одной из трущихся поверхностей. Причем, часть оставшихся в области контакта частиц износа переносится вдоль дорожки трения и размазывается по ее поверхности, а другая часть в результате адгезионного взаимодействия с контртелом формирует на нем слой переноса. Таким образом, абразивное воздействие на поверхность покрытия существенно усиливается. В результате происходит еще более интенсивное выкрашивание мелких частиц покрытия, которые взаимодействуют с поверхностями трущихся тел. В условиях сильных контактных напряжений и повышенной температуры, развивающейся в области контакта, частицы покрытия разрушаются и окисляются, формируя на поверхности трения оксидный слой. Как показали исследования, проведенные методом энергодисперсионного микроанализа, содержание кислорода в данном слое составляет от 50 до 60 ат.%, в то время как азот полностью отсутствует.

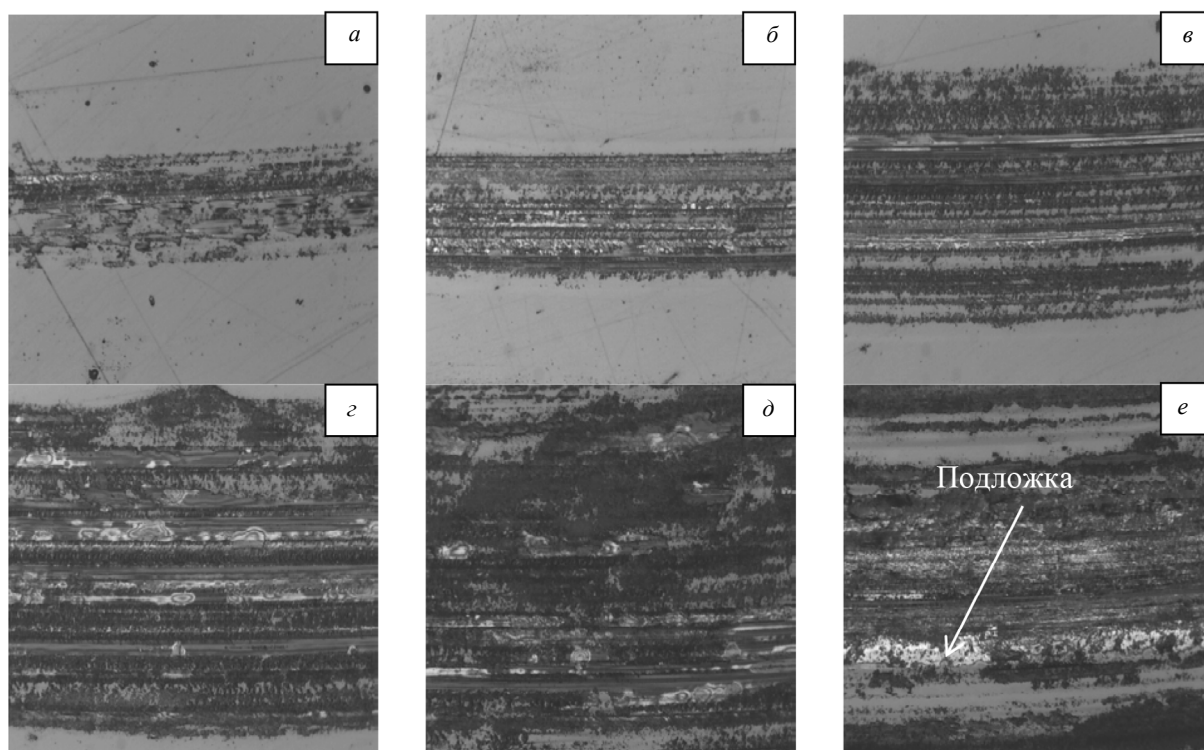


Рис. 3. Оптические изображения дорожки трения на поверхности покрытия Ti—Al—N на стальной подложке после 100 (а), 200 (б), 2000 (в), 3500 (г), 7000 (д) и 16 000 (е) циклов трибологических испытаний. Размер изображений 300×300 мкм.

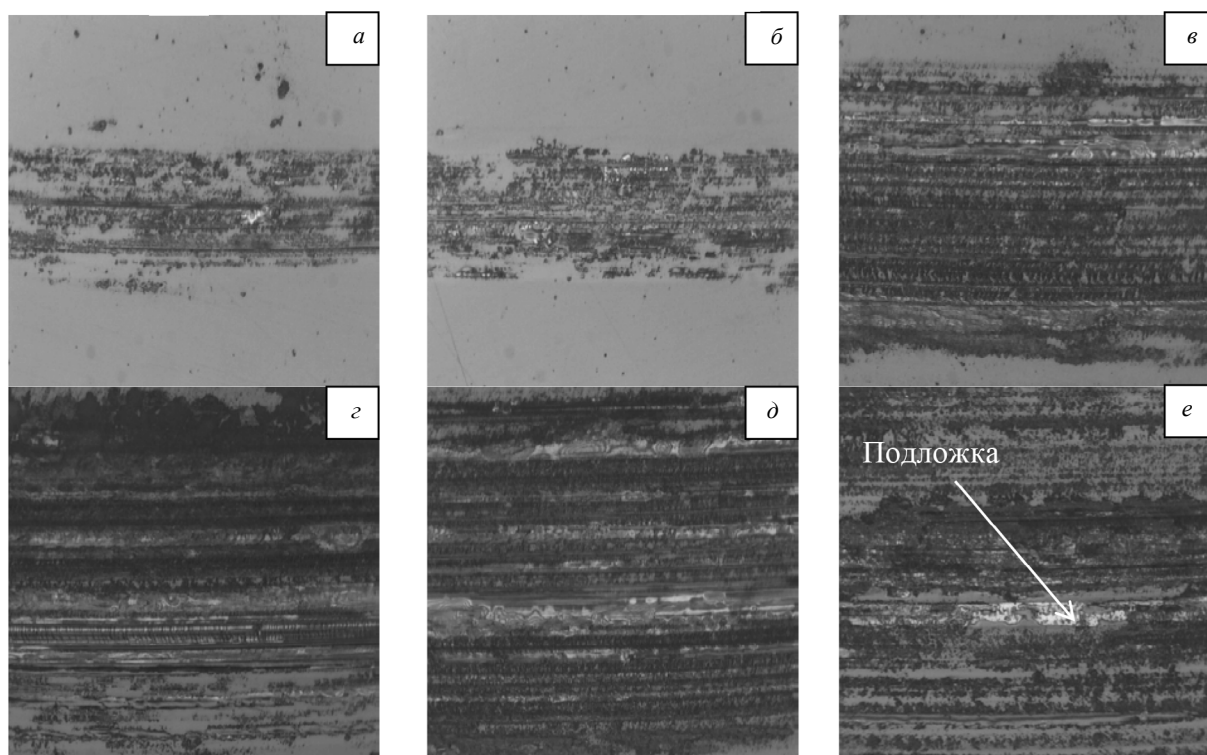


Рис. 4. Оптические изображения дорожки трения на поверхности покрытия Ti—Al—Ta—N на стальной подложке после 100 (а), 200 (б), 2000 (в), 3500 (г), 7000 (д) и 17 500 (е) циклов трибологических испытаний. Размер изображений 300×300 мкм.

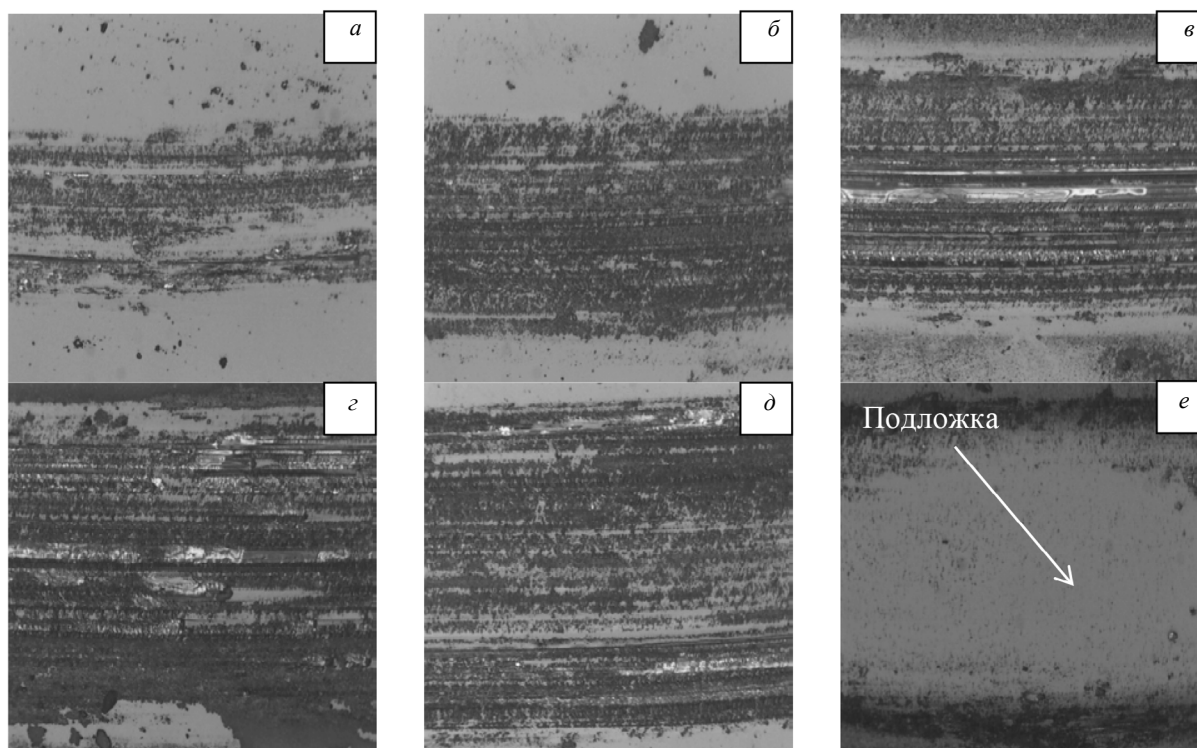


Рис. 5. Оптические изображения дорожки трения на поверхности покрытия Ti—Al—N на сапфировой подложке после 100 (а), 200 (б), 2000 (в), 3500 (г), 7000 (д) и 12 500 (е) циклов трибологических испытаний. Размер изображений 300×300 мкм.

Необходимо отметить, что в покрытиях Ti—Al—N на сапфировой подложке удаление частиц износа за пределы дорожки трения происходит более интенсивно, чем в покрытиях на стальной подложке. В результате, большая часть поверхности покрытия на сапфировой подложке в прилегающих к дорожке трения областях оказывается плотно покрыта продуктами износа (рис. 5в). У покрытий на стальной подложке продукты износа в основном наблюдаются лишь вблизи краев дорожек трения, в то время как на более отдаленных участках видны только единичные частицы износа (рис. 3в и 4в).

В случае покрытий на стальной подложке, характер изнашивания не изменяется и после того, как на ее отдельных участках покрытие полностью изнашивается, и начинается износ подложки (рис. 3е и 4е). Как и при изнашивании покрытий, наблюдается вырывание частиц материала подложки, их окисление и размазывание по поверхности трения. Соответственно остается примерно постоянной и морфология поверхностей трения. Напротив, у покрытий Ti—Al—N на сапфировой подложке после 10000 циклов испытаний начинается отслоение оставшегося слоя покрытия, в результате чего после 12500 циклов практически на всей поверхности дорожки трения обнажается гладкая поверхность подложки, которая обеспечивает однородный контраст на оптических изображениях (рис. 5е).

Фрактальный анализ поверхностей трения. Зависимость фрактальной размерности оптических изображений поверхностей трения исследованных покрытий от длительности трибологических испытаний представлена на рис. 6. Из данного рисунка видно, что на начальном этапе испытаний наблюдается резкий рост фрактальной размерности, который обусловлен двумя факторами. Во-первых, на стадии приработки происходит быстрое увеличение ширины дорожек трения, вследствие чего увеличивается их относительная площадь на изображениях (см. рис 3—5). Поскольку фрактальный характер оптических изображений обусловлен флуктуациями яркости из-за шероховатости поверхности, которые в основном наблюдаются на участках дорожки трения, то увеличение ее относительной площади приводит к росту D_f . Кроме того, увеличение фрактальной размерности происходит из-за повышения шероховатости поверхностей трения вследствие образования многочисленных частиц износа и формирования развитого рельефа. В результате после 1000 циклов испытаний у покрытий Ti—Al—N и Ti—Al—Ta—N на стальной подложке D_f

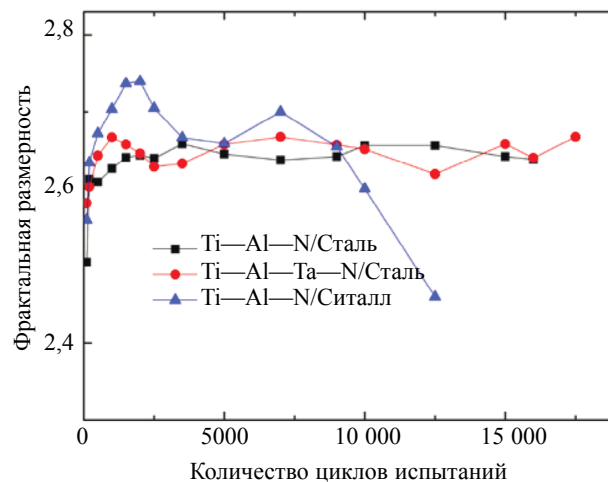


Рис. 6. Зависимость фрактальной размерности поверхности дорожек трения покрытий на основе Ti—Al—N от количества циклов трибологических испытаний.

достигает 2,63 и 2,67 из-за большой ширины дорожки трения. В то же время, более высоким значением D_f после 1000 циклов испытаний (2,70) характеризуются покрытия Ti—Al—N на ситалловой подложке. Причиной этого является более интенсивный по сравнению с покрытиями на стальной подложке вынос продуктов износа за пределы дорожки трения, что приводит к росту площади области с развитой шероховатостью поверхности.

При дальнейших испытаниях ширина дорожек трения продолжает увеличиваться, так что после 3500 циклов испытаний область поверхности покрытий, подвергаясь изнашиванию либо покрытая продуктами износа, занимает практически всю площадь анализируемых оптических изображений (см. рис. 3з, 4з и 5з). А поскольку топография поверхностей трения на стадии установившегося износа практически не изменяется, то фрактальная размерность перестает расти с увеличением количества циклов. При этом покрытия на стальной подложке характеризуются примерно одинаковыми значениями D_f , которые испытывают небольшие флуктуации в диапазоне 2,62—2,66, вызванные изменениями локальной шероховатости исследуемых участков поверхностей трения вследствие процессов переноса материала из области контакта на контртело и обратно. Даже после того, как на отдельных участках поверхностей трения покрытие полностью изнашивается и начинается износ стальной подложки (см. рис. 3е и 4е), величина фрактальной размерности у покрытий Ti—Al—N и Ti—Al—Ta—N остается в указанных пределах, поскольку характер изнашивания и топография поверхностей трения остаются прежними.

В свою очередь, фрактальная размерность поверхности трения покрытия Ti—Al—N на ситалловой подложке после 3500 циклов испытаний снижается до значений, близких к характерным для покрытий на стальной подложке. Причиной этого является увеличение ширины дорожки трения, вследствие чего области поверхности покрытия, покрытые вынесенными из зоны контакта частицами износа, флуктуации шероховатости на которых выше, оказываются за пределами анализируемых изображений. Отслоение больших фрагментов покрытия и обнажение поверхности ситалловой подложки приводит к резкому снижению шероховатости поверхности трения, что вызывает резкое падение фрактальной размерности.

Таким образом, фрактальный анализ оптических изображений поверхностей трения показал, что в случае керамических покрытий на основе Ti—Al—N, нанесенных на вязкоупругую стальную подложку, величина фрактальной размерности обеспечивает оценку динамики накопления повреждений на стадии приработки, однако не позволяет сделать это на стадиях установившегося и катастрофического износа. В то же время у покрытий на хрупкой ситалловой подложке фрактальный анализ позволил не только однозначно разделить стадии приработки и установившегося износа, но и диагностировать наступление стадии их предразрушения.

Фурье-анализ поверхностей трения. В результате фурье-анализа оптических изображений дорожек трения на поверхности исследованных покрытий были получены кривые зависимости спектральной плотности мощности фурье-спектра от длительности трибологических испытаний (рис. 7). Как видно из данного рисунка, общий характер изменения спектральной плотности мощности (СПМ) с увеличением количества циклов для всех исследованных покрытий на основе

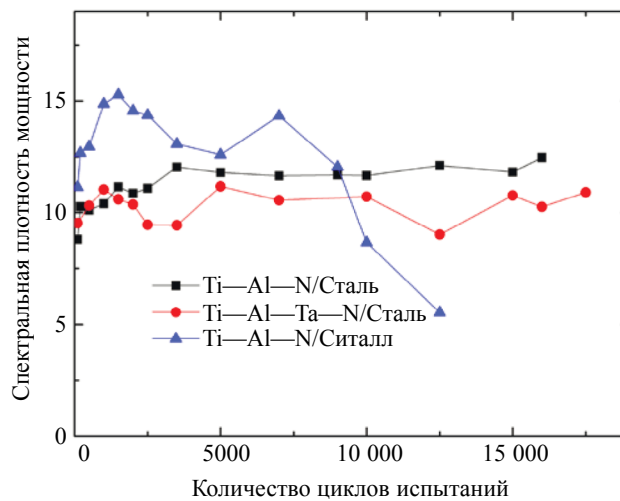


Рис. 7. Зависимость спектральной плотности мощности фурье-спектра от пути трения, рассчитанная по оптическим изображениям дорожек трения на поверхности исследованных покрытий.

Ti—Al—N аналогичен подобной зависимости их фрактальной размерности, рассмотренной в предыдущем разделе. На начальном этапе испытаний происходит рост СПМ, связанный с увеличением ширины дорожек трения и накоплением частиц износа. После этого СПМ изображений поверхностей трения покрытий Ti—Al—N и Ti—Al—Ta—N на стальной подложке остается примерно постоянной до конца испытаний, демонстрируя отдельные флуктуации, вызванные локальными изменениями шероховатости исследуемых участков. В свою очередь у покрытий Ti—Al—N на ситалловой подложке СПМ слабо изменяется в диапазоне от 3500 до 7000 циклов испытаний, после чего резко падает, отражая наступление стадии катастрофического износа. Поэтому, как и фрактальная размерность, СПМ позволяет диагностировать наступление стадии предразрушения только у покрытий на хрупкой ситалловой подложке.

В то же время, в отличие от фрактальной размерности после окончания стадии приработки СПМ покрытий Ti—Al—Ta—N всегда оказывается ниже, чем у покрытий Ti—Al—N на стальной подложке, демонстрируя корреляцию с меньшей скоростью их изнашивания (см. рис. 1). Аналогичным образом СПМ покрытий Ti—Al—N на ситалловой подложке до начала их катастрофического износа (до 10000 циклов) остается выше, чем у покрытий на стальной подложке, что также хорошо коррелирует со скоростью их изнашивания. Таким образом, в отличие от фрактальной размерности анализ спектральной плотности мощности спектра Фурье позволяет количественно аттестовать скорость накопления повреждений и разрушения покрытий на стадии установившегося износа.

Вейвлет-анализ поверхностей трения. На рис. 8 показаны векторные представления горизонтальной+вертикальной компонент энергии вейвлет-спектра, соответствующие изображениям поверхностей трения покрытия Ti—Al—N (показанных на рис. 3). Приведенные распределения являются визуализацией E_{xy} компонент вейвлет-спектра и позволяют судить о вкладе различных элементов деформационного рельефа в получаемую интегральную оценку. Поскольку исходные микроскопические изображения получаются путем регистрации оптического образа с помощью ПЗС-камеры, это обуславливает наличие на них значительного количества высокочастотных шумов [24]. Их негативное влияние на количественную оценку рельефа при фрактальном анализе и анализе фурье-спектров исключается за счет вычисления угла наклона аппроксимирующих прямых только в диапазоне, не включающем область высоких пространственных частот. В случае вейвлет-спектров негативное влияние ВЧ-шумов частично компенсируется подбором типа и параметров вейвлет-функции. Однако крайне важно понимать, что именно вносит вклад в получаемую количественную оценку (в данном случае энергию вейвлет-спектра). По этой причине используемое графическое отображение в форме векторного представления X и Y компонент вейвлет-спектра в совокупности с исходными оптическими изображениями позволяет наглядно иллюстрировать такой вклад.

Помимо ВЧ-пространственных шумов, наличие помех на изображениях (царапин, областей засветки, и прочих не относящихся к развитию деформации и разрушения объектов) также вносит

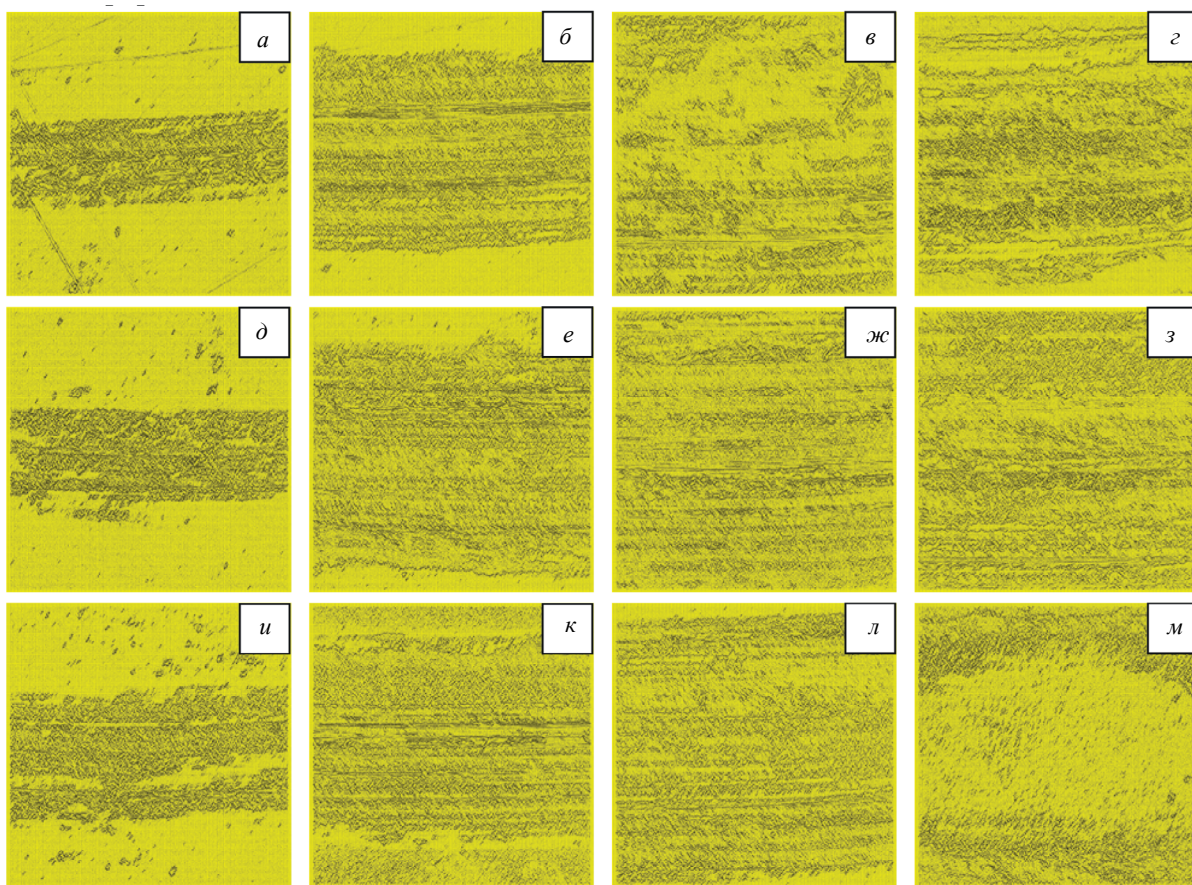


Рис. 8. Векторное представление распределения X - и Y -компонент энергии вейвлет-спектра. Фрагменты $a—г$ соответствуют изображениям, представленным на рис. 3 $a, в, д, е$. Фрагменты $д—з$ соответствуют изображениям, представленным на рис. 4 $a, в, д, е$. Фрагменты $и—м$ соответствуют изображениям, представленным на рис. 5 $a, в, д, е$.

вклад в получаемую интегральную количественную оценку. К сожалению, удалить эти помехи с изображений не всегда представляется возможным, однако используемый векторный способ визуализации компонент вейвлет-спектра позволяет определить все элементы на изображении, оказывающие влияние на получаемую интегральную оценку изображений поверхности износа.

Результаты расчетов энергетических характеристик вейвлет-спектров поверхностей трения исследованных покрытий представлены на рис. 9. Для всех исследованных покрытий характер зависимости E_{xy} и S_{wxy} от длительности трибологических испытаний полностью совпадает с изменениями фрактальной размерности и спектральной плотности мощности и, следовательно, обусловлен теми же причинами, которые были описаны в предыдущих разделах. Из приведенных графиков видно, что, аналогично фрактальному анализу и фурье-анализу, вейвлет-анализ оптических изображений позволяет надежно диагностировать наступление стадии предразрушения только у покрытий на ситалловой подложке. Кроме того, как и спектральная плотность мощности, E_{xy} и S_{wxy} хорошо коррелируют с интенсивностью изнашивания покрытий, позволяя количественно аттестовать скорость накопления в них повреждений на стадии установившегося износа.

Таким образом, методы спектрального анализа (фурье-анализ и вейвлет-анализ) оптических изображений поверхностей трения исследованных покрытий позволили выявить однозначную корреляцию между получаемыми количественными параметрами и скоростью изнашивания покрытий на стадии установившегося износа, а величина фрактальной размерности не продемонстрировала подобной корреляции. Причина этого состоит в том, что дорожки трения обладают неровностями, размер которых в плоскости поверхности существенно больше, чем перпендикулярно к ней. Поэтому при изменении масштаба (скейлинге) такие объекты преобразуются с различными коэффициентами подобия в вертикальном и горизонтальных направлениях, то есть являются не самоподобными, а самоаффинными. Самоаффинные объекты являются подобными

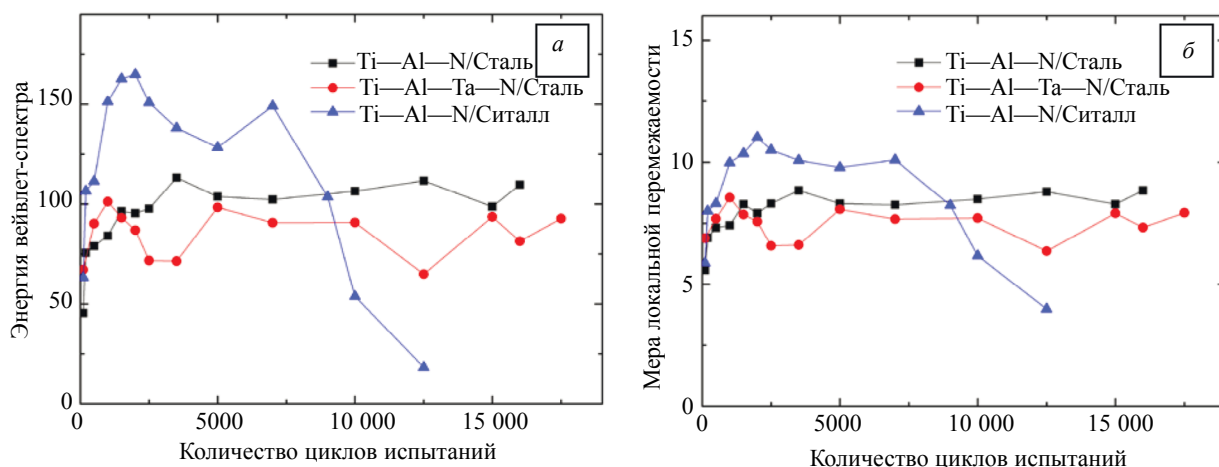


Рис. 9. Зависимость энергии XY -компоненты вейвлет-спектра (а) и меры локальной пережимаемости (б) для оптических изображений поверхностей трения исследованных покрытий.

только в определенном диапазоне масштабов измерений, когда шаг измерения мал не только по сравнению с поперечными размерами исследуемой области поверхности, но и по сравнению с перепадом высоты в ней. Когда масштаб измерений становится сравним с диапазоном изменения высоты, измеренная площадь поверхности не зависит от масштаба, и фрактальная размерность поверхности стремится к ее топологической размерности. Поэтому поверхности трения могут иметь только локальную фрактальную размерность в определенном диапазоне масштаба измерений и при использовании геометрических методов фрактального анализа, к которым относится метод триангуляции, проявляют фрактальность только, когда шаг измерения достаточно мал, чтобы соответствовать наименьшему масштабу. С учетом этого, фрактальная размерность поверхностей трения определялась по углу наклона зависимости $S(\delta)$ только в диапазоне малых масштабов измерений, где данная зависимость удовлетворительно аппроксимировалась прямой линией. Следовательно, при построении аппроксимирующей прямой не учитывался диапазон масштабов, в котором измерения проводились с большим шагом (соответствующий низкочастотной области фурье- и вейвлет-спектров), то есть не учитывался вклад крупных элементов топографии поверхностей трения. При этом возрастал вклад в величину фрактальной размерности высокочастотных пространственных составляющих, в частности, шумовых флуктуаций, которые снижали ее информативность. В отличие от фрактальной размерности численные параметры, получаемые методами спектрального анализа, соответствуют полному частотному диапазону оптических изображений, что повышает их информативность и обеспечивает их корреляцию с эволюцией деформационного рельефа поверхностей трения и, как следствие, со скоростью изнашивания покрытий.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенных исследований изучены процессы накопления повреждений и разрушения покрытий на основе Ti-Al-N при трибологических испытаниях в условиях сухого трения. Установлено, что изнашивание исследованных покрытий преимущественно носит абразивный характер. Показано, что отношение твердости покрытий к приведенному модулю Юнга (H/E^*) позволяет прогнозировать их сопротивление износу. Отношение H^3/E^{2*} также продемонстрировало хорошую корреляцию с износостойкостью покрытий Ti-Al-N, нанесенных на стальную и ситалловую подложки. Однако при сравнении покрытий на стальной подложке отношение H^3/E^{2*} оказалось выше у покрытий Ti-Al-N, которые характеризуются большим объемным износом, чем Ti-Al-Ta-N. Таким образом, в целом параметр H/E^* показал более удовлетворительную корреляцию с износостойкостью покрытий, чем H^3/E^{2*} .

Для количественной оценки поврежденности поверхностей трения проведен фрактальный анализ, фурье-анализ и вейвлет-анализ изображений, получаемых с помощью оптической микроскопии. Показано, что величина фрактальной размерности обеспечивает оценку динамики накопления повреждений на стадии приработки, однако не позволяет сделать это на стадиях установившегося и катастрофического износа. В то же время, у покрытий Ti-Al-N на хрупкой ситал-

ловой подложке фрактальный анализ позволил не только однозначно разделить стадии приработки и установившегося износа, но и диагностировать наступление стадии их предразрушения. В отличие от фрактальной размерности, анализ спектральной плотности мощности спектра Фурье и вейвлет-анализ оптических изображений позволяют количественно аттестовать скорость накопления повреждений и разрушения покрытий на стадии установившегося износа. Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что фурье- и вейвлет-анализ изображений поверхностей трения покрытий на основе системы Ti—Al—N являются эффективными для количественной оценки степени накопления в них повреждений в процессе трибологических испытаний.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг. (проект III. 23.1.3).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Perea D., Bejarano G. Development and characterization of TiAlN (Ag, Cu) nanocomposite coatings deposited by DC magnetron sputtering for tribological applications // *Surf. Coat. Technol.* 2020. V. 381. P. 125095.
2. Builo S.I., Vereskun V.D., Kolesnikov V.I. et al. Determining Friction Coefficient at Run-In Stage and Diagnosing the Point of Transition to Steady-State Phase Based on Acoustic Emission Signals // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2020. V. 56. No. 1. P. 41—48. [Буйло С.И., Верескун В.Д., Колесников В.И., Мантуров Д.С., Попов О.Н. Определение коэффициента трения на стадии приработки и диагностики точки перехода к стационарной фазе по сигналам акустической эмиссии // *Дефектоскопия*. 2020. № 1. С. 44—50.]
3. Łepicka M., Grądzka-Dahlke M., Pieniak D., Pasierbiewicz K., Kryńska K., Niewczas A. Tribological performance of titanium nitride coatings: A comparative study on TiN-coated stainless steel and titanium alloy // *Wear*. 2019. V. 422. C. 68—80.
4. Qi S., Li X., Dong H. Reduced friction and wear of electro-brush plated nickel composite coatings reinforced by graphene oxide // *Wear*. 2019. V. 426. P. 228—238.
5. Li Z., Wei M., Kui Xiao K., Bai Z., Xue W., Dong C., Wei D., Li X. Microhardness and wear resistance of Al_2O_3 — TiB_2 —TiC ceramic coatings on carbon steel fabricated by laser cladding // *Ceram. Int.* 2019. V. 45. No. 1. P. 115—121.
6. Goldstein R.V., Osipenko N.M. About Compression Fracture // *Phys. Mesomech.* 2019. V. 22. No. 6. P. 439—455.
7. Korotaev A.D., Litovchenko I.Y., Ovchinnikov S.V. Structural-Phase State, Elastic Stress, and Functional Properties of Nanocomposite Coatings Based on Amorphous Carbon // *Phys. Mesomech.* 2019. V. 22. No. 6. P. 488—495.
8. Dutta S., Pal S.K., Sen R. Progressive tool flank wear monitoring by applying discrete wavelet transform on turned surface images // *Measurement*. 2016. V. 77. P. 388—401.
9. Астафьева Н.М. Вейвлет-анализ: основы теории и примеры применения // УФН. 1996. Т. 166. № 11. С. 1145—1170.
10. Syryamkin V.I., Glushkov G.S., Borodin V.A., Zhdanov D.S. Integrated optoacoustic-television methods for the nondestructive testing of solid nanomaterials // *Russ. J. Nondestr. Test.* 2011. V. 47. No. 11. P. 754—764.
11. Kuznetsov P.V., Panin V.E., Schreiber J.S. Fractal dimension as a characteristic of deformation stages of austenite stainless steel under tensile load // *Theor. Appl. Fract. Mech.* 2001. V. 35. P. 171—177.
12. Bhat N.N., Kumari K., Dutta S., Pal S.K., Pal S. Friction stir weld classification by applying wavelet analysis and support vector machine on weld surface images // *J. Manuf. Process.* 2015. V. 20. P. 274—281.
13. Panin A.V., Shugurov A.R., Schreiber J. Fractal analysis of electromigration-induced changes of surface topography in Au conductor lines // *Surf. Sci.* 2003. V. 524. No. 1—3. P. 191—198.
14. Панин С.В., Шакиров И.В., Сырямкин В.И., Светлаков А.А. Применение вейвлет-анализа изображений поверхности для изучения процессов пластической деформации и разрушения на мезомасштабном уровне // *Автометрия*. 2003. Т. 39. № 1. С. 37—53.
15. Feder J. *Fractals*. New York: Springer US, 1988. P. 284.
16. Stout K.J., Blunt L. *Three dimensional surface topography*. Elsevier, 2000. P. 320.
17. Панин С.В., Алтухов Ю.А., Любутин П.С., Бяков А.В., Хижняк С.А. Применение фрактальной размерности для оценки изображений поверхности, получаемых различными датчиками // *Автометрия*. 2013. Т. 49. № 1. С. 42—49.
18. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mater. Res.* 1992. V. 7. No 6. P. 1564—1583.
19. Douketis C., Wang Z., Haslett T.L., Moskovits M. Fractal character of cold-deposited silver films determined by low-temperature scanning tunneling microscopy // *Phys. Rev. B*. 1995. V. 51. No. 16. P. 11022.
20. Daubechies I. The wavelet transform, time-frequency localization and signal analysis // *IEEE Trans. Inf. Theory*. 1990. V. 36. No. 5. P. 961—1005.

21. *Tsui T.Y., Pharr G.M., Oliver W.C., Bhatia C.S., White R.L., Anders S., Anders A., Brown I.G.* Nanoindentation and nanoscratching of hard carbon coatings for magnetic disks // *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 1995. V. 383. P. 447—452.
 22. *Leyland A., Matthews A.* On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behavior // *Wear.* 2000. V. 246. P. 1—11.
 23. *Musil J., Kunc F., Zeman H., Poláková H.* Relationships between hardness, Young's modulus and elastic recovery in hard nanocomposite coatings // *Surf. Coat. Technol.* 2002. V. 154. P. 304—313.
 24. *Панин С.В., Сырямкин В.И., Глухих А.И.* Применение спектрального анализа изображений поверхности для изучения процессов усталостного разрушения на мезомасштабном уровне // *Автометрия.* 2003. Т. 39. № 4. С. 79—92.
-