

05;11

Структуры, возникающие на поверхности, и механизмы износа керамики на основе диоксида циркония

© Н.Л. Савченко, С.Н. Кульков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
Томский политехнический университет
E-mail: kulkov@ms.tsc.ru

Поступило в Редакцию 22 января 2004 г.

Изучена корреляция между масштабом формирующихся при высокоскоростном трении структур на поверхности трения керамики Y-TZP с различным размером зерна и интенсивностью изнашивания. Показано, что при увеличении скорости скольжения в паре керамика — сталь от 4 до 11 м/с одновременно с уменьшением интенсивности изнашивания, обусловленным сменой механизмов износа от высокотемпературного адгезионного до износа в режиме трения с граничной квазижидкой смазкой, уменьшаются масштабы пространственной сетки трещин на поверхности трения керамики.

Высокие прочностные свойства керамики на основе частично стабилизированного диоксида циркония, обусловленные мартенситным превращением метастабильной тетрагональной (T) фазы в стабильную моноклинную (M) под воздействием приложенных напряжений, делают ее перспективным материалом для использования в тяжело нагруженных узлах трения [1,2]. Особым вниманием исследователей пользуется поликристаллическая керамика, состоящая преимущественно из тетрагонального диоксида циркония, где в качестве стабилизатора выступает оксид иттрия (в литературе такая керамика имеет обозначение Y-TZP [3]).

Известно, что реализация того или иного механизма изнашивания при трении тесно связана с процессами структурных изменений в поверхностных слоях материала в условиях трибodeформации, поэтому анализ структур, формирующихся на поверхностях трения керамик со структурными превращениями, представляет значительный интерес.

Целью настоящей работы являлось изучение корреляций между масштабом формирующихся при высокоскоростном трении структур на

поверхности трения керамики Y-TZP с различным размером зерна и интенсивностью изнашивания.

В работе исследовалась двухфазная поликристаллическая керамика состава $ZrO_2 + 3 \text{ mol.}\% Y_2O_3$ со средним размером зерен $0.9\text{--}2.9 \mu\text{m}$, состоявшая из смеси равноосных зерен тетрагональной (T) и кубической (K) фаз диоксида циркония. Испытания на трение осуществлялись по схеме „диск–палец“. В качестве контртела выступал диск из литой быстрорежущей стали. Скорость скольжения изменялась в пределах $4\text{--}11.2 \text{ m/s}$, давление испытания составляло 5 MPa . Дистанция трения для всех режимов и материалов составляла 1000 m . Структурные и химические изменения на поверхности трения образцов исследовались методами оптической металлографии, растровой электронной микроскопии (РЭМ) и микрорентгеноспектрального анализа.

Проведенные испытания показали, что при увеличении скорости скольжения от 4 до 11 m/s интенсивность изнашивания (I) и коэффициент трения (f) керамики уменьшаются (рис. 1, a), при этом такого рода зависимости демонстрировали все керамические материалы независимо от их среднего размера зерен. На рис. 1, b представлены зависимости триботехнических характеристик от размера зерна Y-TZP. Видно, что при скорости 4.3 m/s с ростом $d_{cp}I$ увеличивается, а при скорости 11.1 m/s интенсивность изнашивания несколько уменьшается при увеличении размера зерен.

Как показали исследования РЭМ, во всем диапазоне скоростей на поверхности трения керамики можно было наблюдать трещины, ориентированные вдоль и поперек направления скольжения таким образом, что они образовывали квазипериодическую систему. Таким образом, поверхность керамики после трения оказывалась как бы разрезанной возникшими трещинами на прямоугольные фрагменты/блоки. После трения при скоростях скольжения $7.7\text{--}11.1 \text{ m/s}$ поверхности трения выглядели относительно гладкими и не содержали такого количества выкрошенных и отслоенных участков, как в случае более низких скоростей. Необходимо отметить, что наблюдаемые трещины возникли именно в процессе трения, потому как в исходных образцах до испытаний их не было.

Размер частиц износа зависел от скорости скольжения. При скоростях $4\text{--}6 \text{ m/s}$ образуются два вида частиц износа: первый представляет собой относительно крупные (размер крупных фрагментов в их составе до $70 \mu\text{m}$) фрагменты неправильной формы, а второй — более мелкие

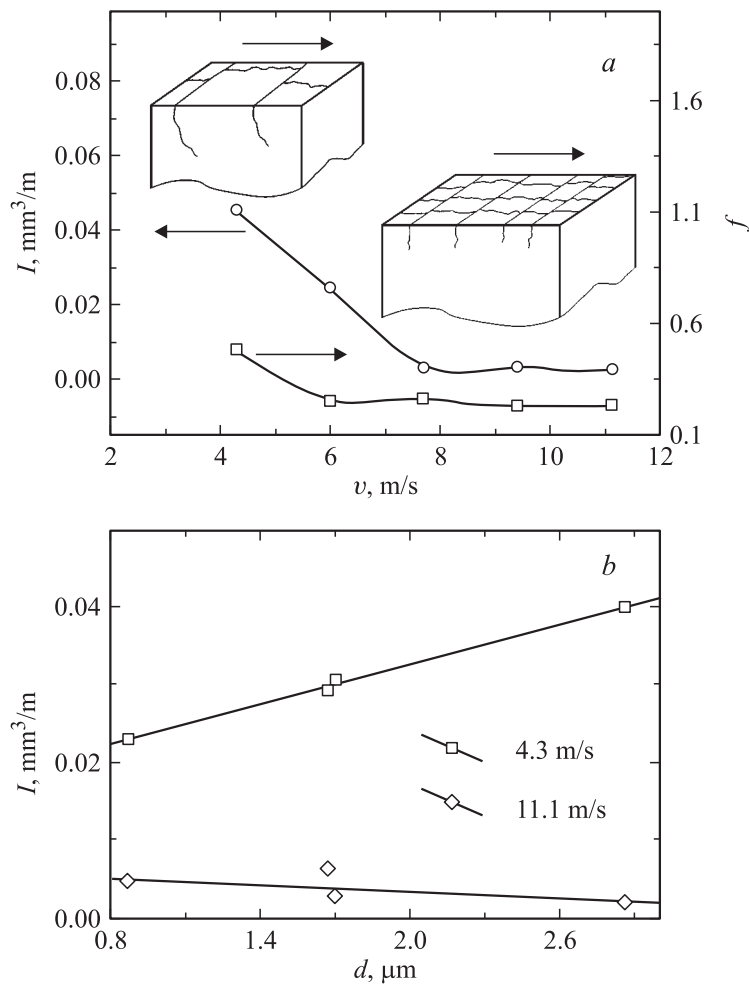


Рис. 1. *a* — зависимость интенсивности изнашивания и коэффициента трения керамики от скорости скольжения и схематическая картина изменения масштаба структур трещин на поверхности трения керамики при переходе от высокоинтенсивного адгезионного износа к низкоинтенсивному с формированием квазижидкой пленки. Представлены данные для керамики со средним размером зерна $1.7 \mu\text{m}$. *b* — зависимость интенсивности изнашивания керамики от размера зерна.

частицы, сопоставимые с размером зерна материала ($1-3 \mu\text{m}$). При скоростях скольжения $7.7-11.1 \text{ m/s}$, так же как и в предыдущем случае, формируются два аналогичных вида частиц, при этом размер крупных частиц существенно меньше, чем при скоростях $4-6 \text{ m/s}$ и составляет $8-15 \mu\text{s}$.

Микрорентгеноспектральный анализ поверхностей трения керамики после всех режимов показал присутствие слоя, появившегося в результате переноса материала стального контртела в процессе трения. При этом посредством РЭМ было видно, что после скоростей скольжения $7-11 \text{ m/s}$ этот слой покрывает практически всю поверхность трения. Содержание химических элементов стального контртела на поверхности трения и в частицах износа росло с увеличением скорости скольжения.

Измерение расстояний между трещинами вдоль направления скольжения позволило получить распределение этих расстояний по размерам, показавшее, что они имеют нормальную (гауссову) форму с четким максимумом, т.е. во взаимном расположении поперечных трещин в направлении скольжения существует определенная периодичность. На рис. 2, *a* представлены типичные зависимости, характерные для керамики с разным размером зерен, величины расстояния между трещинами в направлении скольжения при изменении скорости скольжения. Все эти зависимости имели одинаковую особенность: при высоких скоростях скольжения ($7-11 \text{ m/s}$) величина расстояния между трещинами меньше, чем при средних скоростях ($4-6 \text{ m/s}$), при этом от размера зерна среднее расстояние между трещинами практически не зависело.

Процессы износа, происходящие при скоростях $4-6 \text{ m/s}$ можно объяснить в терминах высокотемпературного адгезионного взаимодействия между керамикой и сталью. Для такого режима изнашивания характерны высокие значения интенсивности изнашивания и коэффициента трения, что и наблюдается на рис. 1, *a*. Как уже обсуждалось в [4,5], уменьшение интенсивности изнашивания при повышении скорости скольжения (рис. 1, *a*) может быть обусловлено уменьшением уровня контактных напряжений вследствие формирования слоя переноса и его последующего перехода из твердого в квазизидкое состояние. Этому способствует высокая температура в трибоконтакте (по оценкам, проведенным в соответствии с [6], она может достигать $1500-2000^\circ\text{C}$, что сравнимо или выше температуры плавления стали). Вследствие интенсивного массопереноса материала стали на поверхность керамики его количество на изношенной поверхности и в частицах износа

растет. Формирующаяся квазижидкая пленка, равномерно покрывающая поверхность трения керамики, выступает в роли „мягкого“ покрытия, которое, увеличивая фактическую площадь контакта образца с контртелом, способствует понижению уровня контактных напряжений на поверхности трения. В таких условиях, когда квазижидкая „мягкая“ пленка покрывает поверхность керамики, коэффициент трения минимальный и приближается к значениям, характерным для трения с граничной смазкой (около 0.15–0.20 в соответствии с [6,7]).

Одной из наиболее вероятных причин появления периодически расположенных трещин могут быть упругие колебания, возникающие при скольжении в системе „образец–машина трения“. В [8] сообщалось, что, при определенном сочетании частоты колебаний и уровня ударного воздействия на поверхностный слой материала, в области растягивающих напряжений могут возникать подобные квазипериодические структуры трещин. В пользу этого механизма свидетельствует наблюдаемое уменьшение расстояния между трещинами с ростом скорости скольжения (рис. 2, *a*), что может быть обусловлено уменьшением пространственного периода колебаний с ростом скорости скольжения (т.е. частоты вращения контртела). Кроме того, при высоких скоростях скольжения тенденции изменения величины расстояний между трещинами для керамики Y-TZP и композита с металлической матрицей TiC–NiTi оказались близкими, особенно при скоростях выше 5 m/s [4,6]. Подобное сходное поведение разнородных по физико-механическим свойствам материалов дает нам основание заключить, что фактор колебаний в системе „образец–машина трения“ играет существенную роль.

На рис. 2, *b* представлена зависимость интенсивности изнашивания керамики Y-TZP от среднего расстояния между трещинами вдоль направления скольжения, из которой видно, что понижение интенсивности изнашивания сопровождается уменьшением расстояния между трещинами. Вид частиц износа говорит о том, что процесс износа во всем исследуемом интервале скоростей происходит на масштабном уровне, соизмеримом с размером блоков, при этом размер крупных частиц уменьшается с ростом скорости скольжения, как и расстояние между трещинами. По всей видимости, процесс износа в значительной степени контролируется размером таких фрагментов на поверхности керамики, поскольку эти области уже предварительно ослаблены за счет окаймляющих их трещин. По всей видимости, удаление с поверхности трения частей керамики, ограниченных трещинами, с последующим их

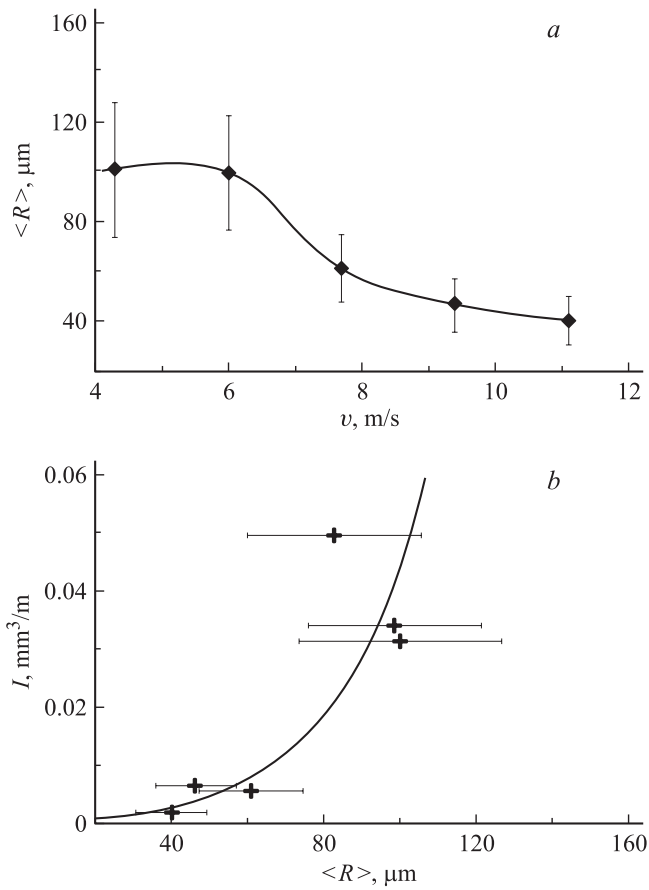


Рис. 2. *a* — типичная зависимость среднего расстояния между трещинами от скорости скольжения. Представлены данные для керамики со средним размером зерна $1.7 \mu\text{m}$. *b* — типичная зависимость интенсивности изнашивания керамики Y-TZP от среднего расстояния между трещинами вдоль направления скольжения. Представлены данные для керамики со средним размером зерна $2.93 \mu\text{m}$.

разрушением в зоне трибоконтакта обуславливает двух-трехкратную разницу между размером частиц износа и расстоянием в сетке трещин. Уменьшается также глубина распространения таких трещин в объеме

образца. На поперечных шлифах образцов после режима адгезионного изнашивания присутствовали трещины, угол наклона которых к поверхности трения составлял порядка 45° , а глубина распространения — $25\ \mu\text{m}$. После трения в режиме формирования квазизидкой пленки трещины от поверхности трения распространялись по нормали, при этом глубина их распространения не превышала $13\ \mu\text{m}$.

По-видимому, за происхождение мелких частиц износа при разных скоростях скольжения ответственны два фактора. Во-первых, во всем диапазоне скоростей скольжения такие частицы могут явиться продуктами измельчения в зоне трения изначально отделившихся фрагментов из блоков, ограниченных трещинами. Исходя из зависимости на рис. 1, *b*, характерной для эффекта Холла–Петча, можно предположить, что при скоростях $4\text{--}6\ \text{m/s}$ часть мелких частиц износа появилась в результате действия второго фактора — зернограничного выкрашивания.

Таким образом, смена механизмов износа при повышении скорости скольжения в паре Y-TZP — сталь от 4 до $11\ \text{m/s}$, приводящая к уменьшению интенсивности изнашивания, сопровождается уменьшением масштаба формирующихся систем трещин. При этом уменьшается расстояние между трещинами и глубина их проникновения в объем образца, что схематически показано на рис. 1, *a*.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Минобразования РФ № 3.10–44, CRDF № BRHE–016 и НИИ № 2324.2003.1.

Список литературы

- [1] Lee S.W., Hsu S.H., Shen M.C. // J. Amer. Ceram. Soc. 1993. V. 76. N 8. P. 1937–1947.
- [2] Becker P.C., Libsch T.A., Rhee S.K. // Ceram. Eng. and Sci. Proceed. 1985. N 7, 8. P. 1040–1058.
- [3] Nettleship L., Stevens R. // Int. J. High Technology Ceramics. 1987. N 3. P. 1–32.
- [4] Савченко Н.Л., Королев П.В., Мельников А.Г., Тарасов С.Ю., Кульков С.Н. // Трение и износ. 2001. Т. 22. № 3. С. 322–331.
- [5] Savchenko N.L., Korolev P.V., Melnikov A.G., Tarassov S.Yu., Kulkov S.N. // Wear. 2002. V. 249. P. 892–900.
- [6] Lim S.C., Ashby M.F. // Acta Metallurgica. 1987. V. 35. P. 1–24.
- [7] Ravikiran A., Pramila Bai B.N. // J. Mater. Sci. 1995. V. 30. N 8. P. 1999–2007.
- [8] Попов В.Л., Колубаев А.В. // Письма в ЖТФ. 1995. Т. 21. В. 19. С. 91–94.