ВЕСТНИК ТОМСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО УНИВЕРСИТЕТА

2007 Математика и механика № 1

УДК 621.891

Н.Л. Савченко, К.М. Пятова, С.Н. Кульков

ТРЕНИЕ И ИЗНОС КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ $ZrO_2 – Y_2O_3$ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ПО СТАЛИ[1]

В настоящей работе исследовались трение и износ керамики на основе диоксида циркония в условиях высокоскоростного скольжения по стали в диапазоне скоростей 0,2 – 34 м/с при давлении 5МПа. Было показано, что слой переноса, формирующийся на поверхности трения керамики, играет роль защитного покрытия в условиях высокоскоростного трения.

Перспективными материалами для использования в тяжело нагруженных узлах трения являются трансформационно-упрочнённые керамические материалы [1, 2]. Среди них особо выделяется керамика на основе частично-стабилизированного оксидом иттрия тетрагонального поликристаллического диоксида циркония (в литературе такой материал обозначается как Y – TZP [1]). Основным механизмом упрочнения керамики на основе Y – TZP является фазовое превращение из тетрагональной фазы ZrO_2 в моноклинную, развивающееся под действием приложенных напряжений [1]. Существенным недостатком трансформационно-упрочнённой керамики является снижение высоких прочностных свойств с повышением температуры испытаний и приближением её к температурной области стабильности тетрагональной модификации, где вследствие отсутствия термодинамического стимула прекращается действие механизма упрочнения за счёт мартенситного тетрагонально-моноклинного превращения. Сильная зависимость свойств материалов на основе $ZrO_2 – Y_2O_3$ от мартенситного превращения негативным образом сказывается и на процессах трения трансформационно-упрочненной керамики. Известно, что при трении в паре керамика – керамика испытания заканчиваются уже при скоростях выше 1 м/с вследствие катастрофического разрушения поверхности трения [2]. Если в качестве контртела использовать металлы и, в частности, сталь, верхний предел скоростей скольжения можно поднять до 10 – 15 м/с [3]. Причины этого обусловлены высокой теплопроводностью стали, что снижает уровень контактных температур. Кроме этого, в паре керамика – металл имеют место процессы переноса металла и его окислов на поверхность керамики, в результате чего формируется так называемый слой переноса (transfer layer), который выполняет защитную функцию, увеличивая износостойкость керамики при высоких скоростях скольжения [3].

В ранее опубликованных наших работах [4, 5] было установлено, что независимо от размера зерна для всех изученных керамик Y – TZP зависимость интенсивности изнашивания от скорости скольжения имеет вид кривой с максимумом в области средних скоростей ($2 < V < 6$ м/с) [4]. Также было показано, что с увеличением скорости скольжения от 0,2 до 11 м/с происходит смена механизмов износа керамики от абразивного, контролируемого мартенситным превращением, до адгезионного, который, в свою очередь, сменяется износом в режиме трения с граничной квазижидкой смазкой.

[1] Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов Российского фонда фундаментальных исследований (проекты 05-01-98008-р_обь_а и 06-03-96929-р_офи).

Целью настоящей работы явилось изучение трибологических характеристик и структурно-фазового состояния поверхности трения Y – TZP после сухого скольжения в паре трения керамика – сталь для ещё более широкого диапазона скоростей (от 0,2 до 34 м/с).

Испытания на трение проводились на машине трения УМТ-1 с использованием схемы «диск – палец» при ступенчатом повышении скорости в условиях трения без смазки. Контртелом служил вращающийся в вертикальной плоскости диск, изготовленный из литой быстрорежущей стали, твердость которого составляла HRC 60. Образцы испытываемой керамики имели прямоугольное сечение общей площадью 60 мм^2. Давление испытания составляло 5 МПа, а скорость скольжения варьировалась в пределах 0,2 – 34 м/с. Время испытаний выбирали таким образом, чтобы дистанция скольжения при всех скоростях составляла 2 000 метров. Перед каждым испытанием образцы прирабатывали при скорости 0,2 м/сек и давлении 5 МПа до получения нужной геометрии поверхностей трения. В каждом эксперименте с помощью компьютера осуществлялась запись момента силы трения с временным интервалом 1 с, который впоследствии пересчитывался в коэффициент трения. В качестве меры интенсивности изнашивания было использовано отношение объёма материала, потерянного образцом в ходе испытания, к дистанции трения. Структура и фазовый состав поверхностей трения изучались с помощью рентгеноструктурного анализа, оптической и растровой электронной микроскопии.

В качестве объектов исследования выступали образцы керамики Y – TZP состава 97 мол. % ZrO_2 + 3 мол. % Y_2O_3. Как видно из таблицы, образцы керамики имели высокие значения предела прочности на изгиб ($\sigma_{изг}$) и трещиностойкости (K_{1c}) и содержали только тетрагональную фазу ZrO_2.

Фазовый состав и механические свойства керамики $ZrO_2 – Y_2O_3$

Средний размер зерен, мкм	Фазовый состав, об.%	HV, ГПа	K_{1c}, МПа·м$^{1/2}$	$\sigma_{изг}$, МПа
1,71	100 Т – ZrO_2	10,6	10	700

Проведенные испытания показали, что при увеличении скорости скольжения интенсивность изнашивания и коэффициент трения керамики сначала возрастают, а при дальнейшем увеличении скорости понижаются (рис. 1), при этом коэффициент трения при скорости 34 м/с уменьшается до величины порядка 0,1.

Согласно данным электронной растровой и оптической микроскопии, после трения в интервале скоростей 0,2 – 0,9 м/с на поверхности всех керамических материалов формировался бороздчатый рельеф, характерный для абразивного типа изнашивания. После скоростей скольжения ~3 м/с, на изношенных поверхностях можно было наблюдать обширные области со следами отслаивания и выкрашивания. После скоростей выше 6 м/с изношенные поверхности выглядели более гладкими. После испытаний при скоростях выше 3 м/с на поверхностях трения керамики Y – TZP относительно гладкие, даже после максимальных скоростей скольжения, при этом присутствующие на них сетки трещин разбивают поверхность на отдельные фрагменты (рис. 2).

Измерение расстояний между трещинами вдоль направления скольжения ($R_{тр}$) в изученных системах позволило получить распределения этих расстояний по размерам, анализ которых показал, что они имеют форму, близкую к нормальной

(Гауссово распределение), с чётким максимумом, при этом средний размер расстояний между трещинами изменялся при изменении режимов трения. С увеличением скорости скольжения от ~2 до ~6 м/с среднее расстояние между трещинами сначала увеличивалось, а затем при скоростях выше ~6 м/с понижалось, достигая постоянного значения при скоростях выше ~18 м/с (рис. 3).

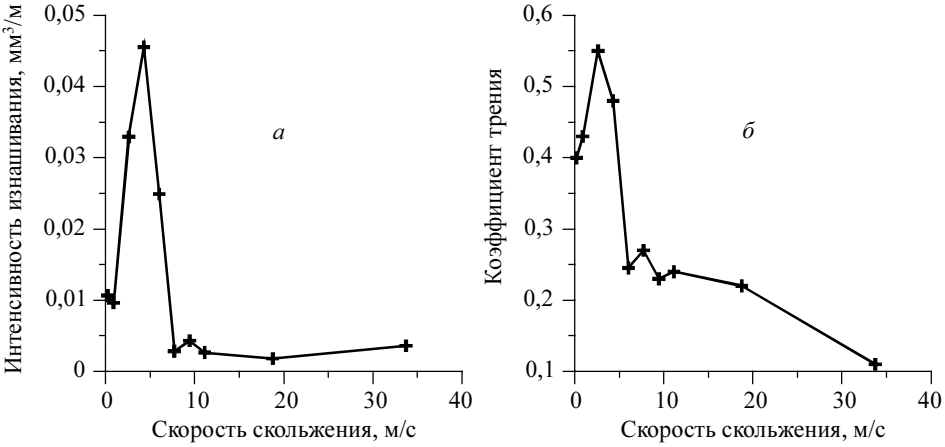

Рис. 1. Зависимости интенсивности изнашивания (*а*) и коэффициента трения (*б*) Y – TZP от скорости скольжения

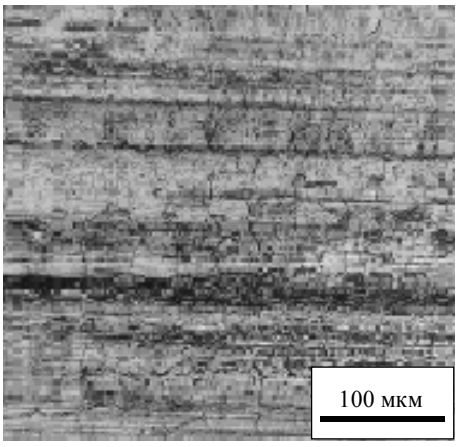

Рис. 2. Оптическая фотография поверхности керамики 97 мол. % ZrO_2 + 3 мол. % Y_2O_3 после испытания при скорости 34 м/с

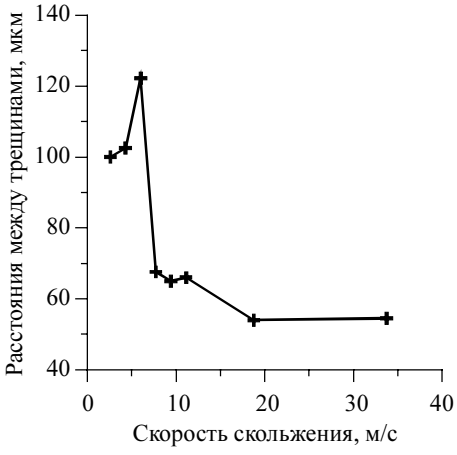

Рис.3. Зависимость между средним расстоянием между трещинами вдоль направления скольжения и скоростью скольжения

Методом оптической и растровой электронной микроскопии было зафиксировано, что после высоких скоростей (выше 6 м/с) поверхности трения были относительно равномерно покрыты слоем переноса. После малых и средних скоростей скольжения слой переноса был распределён по ним крайне неравномерно, что выражалось в наличии обширных областей поверхности трения, полностью свободных от слоя переноса.

После испытания при малых скоростях (0,2 – 0,9 м/с) на рентгенограммах поверхностей трения керамики присутствовали следы моноклинной фазы. После испытаний при скоростях до 11 м/с изменения фазового состава поверхности относительно исходных образцов не происходило (рис. 4, *а*), а при скоростях 18 и 34 м/с на поверхности трения, кроме тетрагональной, была зафиксировано 6 и 20% кубической фазы соответственно (рис. 4, *б*).

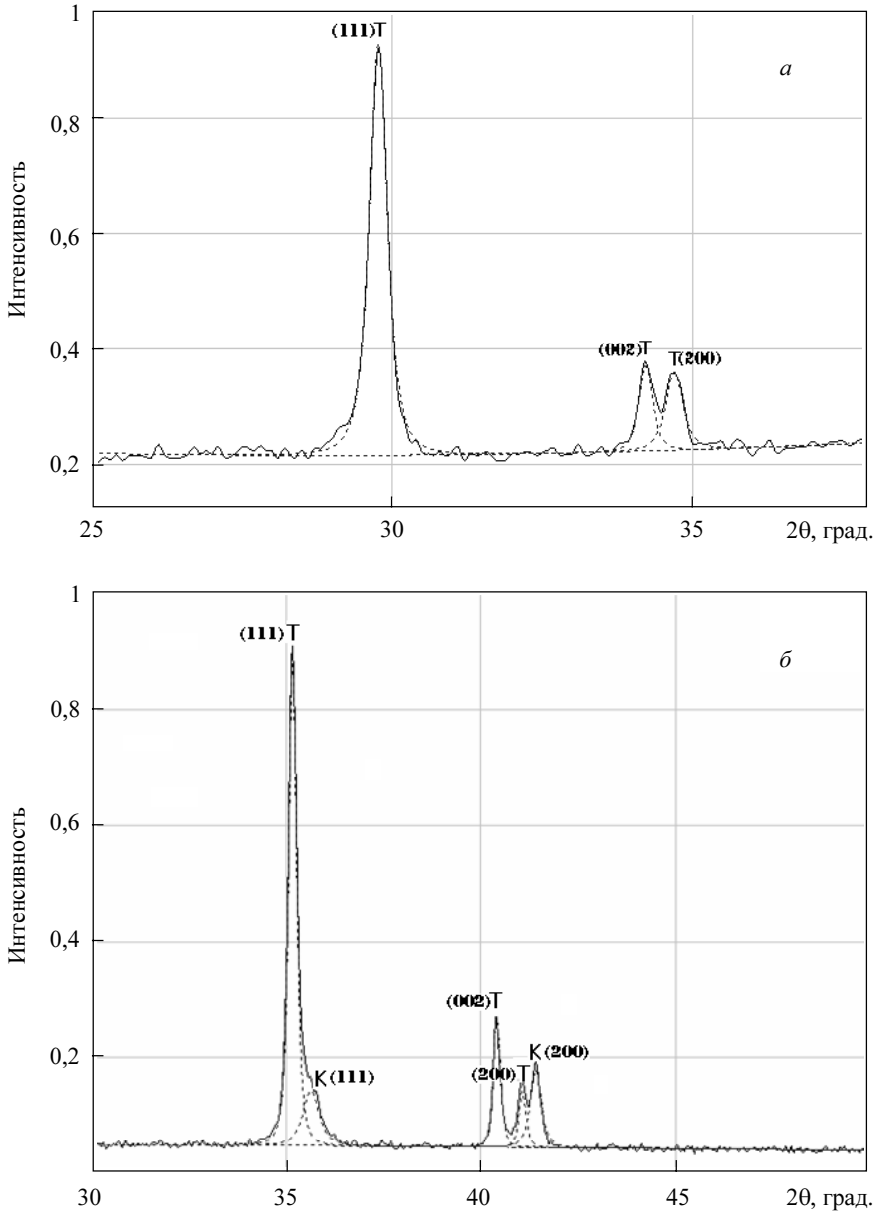

Рис. 4. Рентгенограммы поверхности керамики 97 мол. % ZrO_2 + 3 мол. % Y_2O_3 после испытания при скорости: *а* – 6 м/с; *б* – 34 м/с

Появление кубической фазы на поверхности образцов после максимальных скоростей скольжение очевидно связано с переходом части тетрагональной фазы в кубическую по диффузионному механизму. Этому способствуют высокие температуры в зоне трибоконта (оценки температуры вспышки в зоне трибоконтакта, в соответствии с [6], при скоростях ~11 м/с дали величину около 2000 °С).

Процессы износа, происходящие при скоростях выше 2 – 6 м/с, 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. Как уже обсуждалось в [4, 5], уменьшение интенсивности изнашивания при скоростях скольжения выше 6 м/с обусловлено уменьшением уровня контактных напряжений, вследствие формирования слоя переноса и его последующего перехода из вязкого в квазижидкое состояние. Этому способствует высокая температура в трибоконтакте. 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 условиях, когда квазижидкая «мягкая» плёнка покрывает поверхность керамики, коэффициент трения минимальный и приближается к значениям, характерным для трения с граничной смазкой.

Таким образом, в результате проведённых экспериментов было установлено, что при высоких скоростях скольжения, вплоть до 34 м/с, образцы керамики ZrO_2 – Y_2O_3 демонстрируют высокую износостойкость, несмотря на высокие температуры в зоне трибоконтакта и происходящие вследствие этого высокотемпературные фазовые переходы.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Nettleship L. and Stevens R.* Tetragonal zirconia polycrystal (TZP) – a review // Int. J. High Technology Ceramics. 1987. No. 3. P. 1 – 32.
2. *Lee S.W., Hsu S.H., Shen M.C.* Ceramic Wear Maps: Zirconia // J. Amer. Ceram. Soc. 1993. V. 76. No. 8. P. 1937 – 1947.
3. *Becker P.C., Libsch T.A., Rhee S.K.* Wear mechanisms of toughening zirconias // Ceram. Eng. and Sci. Proceed. 1985. No. 7 – 8. P. 1040 – 1058.
4. *Савченко Н.Л., Королёв П. В., Мельников А.Г. и др.* Трение и износ трансформационно-упрочнённых композитов с металлической и керамической матрицей // Трение и износ. 2001. Т. 22. № 3. С. 322 – 381.
5. *Savchenko N.L., Korolev P.V., Melnikov A.G., et al.* Wear and friction of transformation-toughened CMC and MMC // Wear. 2002. V. 249. P. 892 – 900.
6. *Lim S.C., Ashby M.F.* Wear mechanism maps // Acta Metallurgica. 1987. V. 35. P. 1 – 24.

Принята в печать 06.12.07.