

05;11;12

Структурные изменения поверхности трения и износостойкость керамики $ZrO_2-Y_2O_3$

© Н.Л. Савченко, П.В. Королев, С.Ю. Тарасов, С.Н. Кульков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Поступило в Редакцию 10 января 1999 г.

Исследованы количественные параметры структур, возникающих на поверхности, и износостойкость керамики $ZrO_2-Y_2O_3$ после трения по стальному диску. Показано, что на поверхностях трения керамики формируются квазипериодические трещины и образуется слой переноса. Обнаружено, что интенсивность изнашивания коррелирует с расстоянием между трещинами вдоль направления скольжения и количеством элементов стального контртела на поверхности керамики.

Вязкая трансформационно-упрочненная керамика $ZrO_2-Y_2O_3$ является перспективным материалом для триботехнического использования [1]. Особенностью данного материала является возможность изменения в широких пределах структуры, фазового состава, механических свойств и действующих механизмов упрочнения путем изменения химического состава, режима спекания и термообработки [1,2].

Известно, что при трении в парах металл-керамика на поверхности керамических материалов могут возникать системы трещин [3-7]. В частности, в работах [5,6] было обнаружено, что после высокоскоростного (4-10 м/с) трения $ZrO_2-Y_2O_3$ в паре со сталью на поверхности керамики возникают квазипериодические трещины, которые разбивают ее на отдельные фрагменты. Еще одной важной особенностью трения и изнашивания в таких системах является перенос металла на поверхность керамики и формирование так называемого слоя переноса (transfer layer) [3-7], роль которого по отношению к формирующимся поверхностным структурам и износостойкости керамики однозначно не определена. Получение количественной информации о характеристиках слоя переноса и их корреляции с параметрами структур трещин и интенсивностью изнашивания должно способствовать углублению

представлений о механизмах изнашивания керамических материалов в условиях высокоскоростного трения по стали.

Целью данной работы явилось установление корреляций между характеристиками формирующегося слоя переноса, параметрами квазипериодических трещин на поверхности и интенсивностью изнашивания керамики на основе ZrO_2 после высокоскоростного скольжения по стали.

В качестве материалов для исследования была выбрана керамика состава 97 mol.% ZrO_2 + 3 mol.% Y_2O_3 , приготовленная двумя различными методами: спеканием в вакууме при температуре 1750°C в течение 3 h и спеканием на воздухе при температуре 1600°C в течение 5 h. Выбор именно таких методов, в соответствии с [2], был обусловлен необходимостью исследования формирующихся структур и износостойкости материалов с сильно различающимися размерами зерен и разными механизмами упрочнения. Материал, полученный спеканием на воздухе, имел размер зерна, равный 0.8 μm , и основным действующим механизмом упрочнения в нем являлся трансформационный. Материал, полученный спеканием в вакууме, имел размер зерна порядка 4 μm , и в нем действовал комбинированный механизм упрочнения, включающий в себя кроме трансформационного другие механизмы. Физико-механические свойства исследуемой керамики обоих типов и особенности действующих в них механизмов упрочнения приведены в работе [2]. Испытания на трение осуществлялись по схеме "диск-палец". В качестве контртела выступал диск, изготовленный из литой быстрорежущей стали. Скорость скольжения менялась в пределах 4–10 m/s, а давление от 1 до 10 МПа. Величины давления и скорости скольжения были выбраны по аналогии с подобными исследованиями, когда на поверхности керамики возникала система трещин, разбивающая ее на отдельные фрагменты [5]. Путь трения составлял для всех режимов 1000 m. В качестве меры интенсивности изнашивания был выбран объем потерянного образцом материала, отнесенный к величине пути трения.

Микроструктуру образцов керамики до и после испытаний на трение исследовали на оптическом микроскопе "Neophot 21" и растровом электронном микроскопе JEOL JSM-84 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа Link-860.

На рис. 1 представлена типичная картина поверхности трения с квазипериодическими трещинами. Измерение расстояний между трещинами вдоль направления скольжения позволило получить распределения

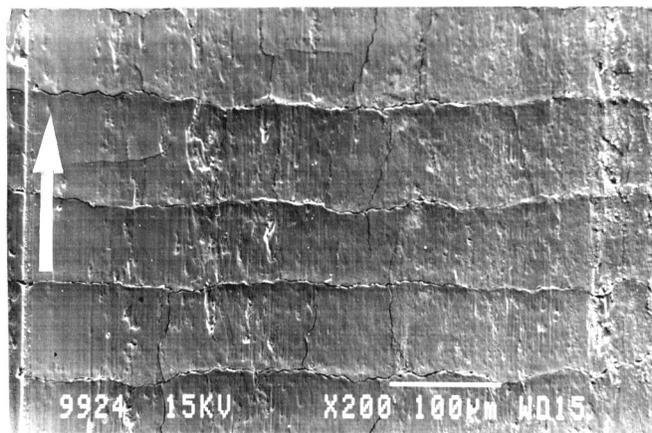


Рис. 1. Типичная структура трещин на поверхности трения керамики. Стрелкой указано направление скольжения.

этих расстояний по размерам, анализ которых показал, что они имеют форму, близкую к нормальной с четким максимумом. Средний размер расстояний между трещинами изменялся при изменении режимов трения.

По данным микрорентгеноспектрального анализа на поверхности трения всех образцов присутствовали элементы стального контртела (Fe, V, Cr, Mn, W, Mo), появившиеся на керамике в результате процессов переноса, содержание которых изменялось в зависимости от режимов трения. Металлографические и электронно-микроскопические исследования показали, что в том случае, когда на поверхности фиксируется малое количество элементов стального контртела, слой переноса распределен по поверхности крайне неравномерно, что выражается в наличии обширных областей поверхности керамики, полностью свободных от слоя переноса. В случае же большого количества элементов стального контртела слой относительно равномерно покрывает всю поверхность трения керамики.

На рис. 2*a, b* представлены зависимости интенсивности изнашивания I , среднего расстояния между трещинами вдоль направления скольжения D от содержания элементов стального контртела на поверхности керамики C . Экспериментальные значения для обоих исследуемых

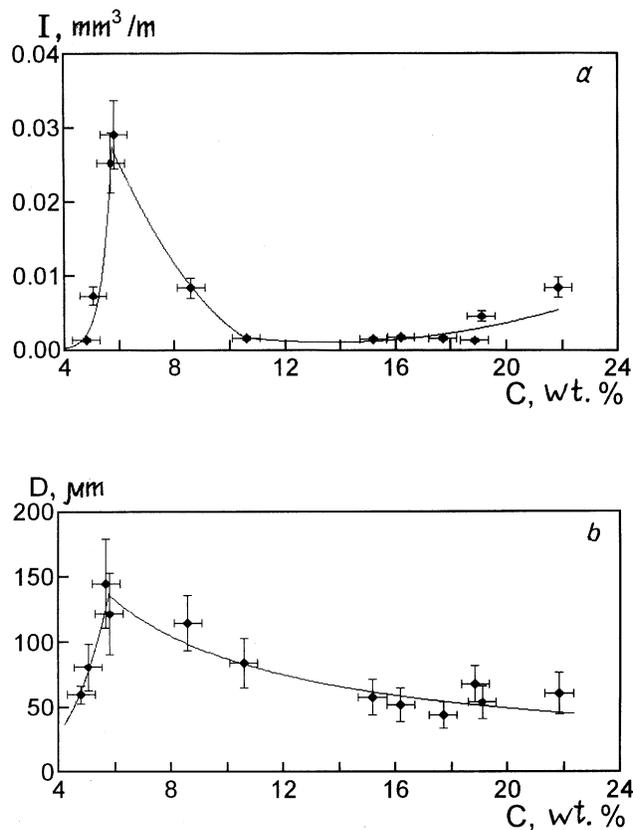


Рис. 2. Зависимость между интенсивностью изнашивания и количеством элементов стального контргела на поверхности керамики (*a*), расстоянием между трещинами вдоль направления скольжения и количеством элементов стального контргела на поверхности керамики (*b*), интенсивностью изнашивания и расстоянием между трещинами вдоль направления скольжения (*c*).

материалов в пределах ошибок измерения уложились в единные зависимости, что позволило анализировать полученные результаты независимо от исходной структуры керамики и параметров трения. Как видно из рис. 2, *a* зависимость $I(C)$ немонотонна, с ростом C наблюдается

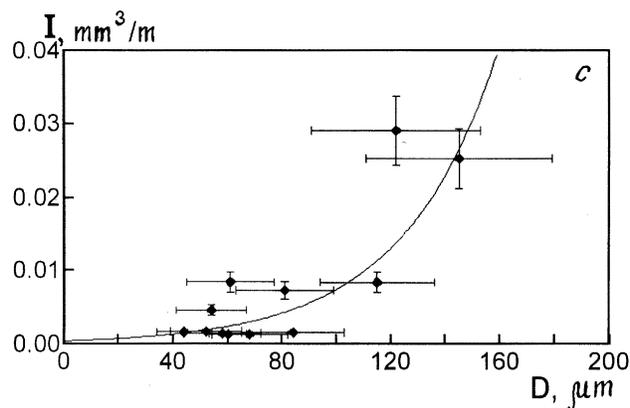


Рис. 2 (продолжение).

увеличение I , затем при $C > 6\%$ поведение меняется на обратное и затем уже при $C > 17\%$ происходит незначительное повышение I . Подобное поведение, особенно в интервале C от 0 до 17%, наблюдается на зависимости $D(C)$. Сходный вид зависимостей $I(C)$ и $D(C)$ указывает на наличие прямой взаимосвязи между I и D . Действительно, данные, представленные на рис. 2, *c*, свидетельствуют о наличии такой корреляции, при этом увеличение D приводит к увеличению I . Это означает, что объем удаляемого с поверхности керамики материала определяется характерным расстоянием в системе формирующихся трещин.

Можно предположить, что наблюдаемые корреляции обусловлены следующими причинами. Увеличению D и I с ростом C в интервале C от 0 до 6% соответствует ситуация, когда преобладает перенос керамики на стальное контртело. Такому процессу, вероятно, способствуют относительно низкие температуры в зоне контакта (ниже температуры плавления стали) и относительно высокая вязкость формирующегося слоя переноса, что способствует адгезионному отрыву фрагментов керамики, ограниченных трещинами. Максимум на рис. 2, *a, b* при $C = 6\%$ соответствует режиму, при котором происходит наиболее сильное адгезионное схватывание вследствие высокой диффузионной активности слоя переноса, что сопровождается возникновением значительных контактных напряжений и приводит к обособлению и последующему отслоению и отрыву крупных частей керамики. Оценка температур, развивающихся в

зоне трибологического контакта, выполненная по аналогии с расчетами Лима и Эшби [8], показала, что, действительно, значениям C в интервале от 0 до 6% соответствуют значения температур порядка 700–1000°С, т.е. ниже температуры плавления стали, а при $C > 6\%$ значение температуры увеличивается и достигает 2000°С. Очевидно, появление максимумов на зависимостях $I(C)$ и $D(C)$ (рис. 2, *a, b*) соответствует переходу формирующегося слоя переноса из твердого в квазизидкое состояние.

Уменьшению D и I с ростом C при $C > 6\%$ соответствует ситуации, когда преобладает перенос материала стального контртела на поверхность трения керамики. Такому переносу материала способствуют высокие температуры, развивающиеся в зоне трибологического контакта, достигающие температуры плавления стали, в результате чего формируется квазизидкая пленка на поверхности керамики. При формировании на поверхности керамики сплошного слоя переноса он выступает в роли "мягкого" покрытия, которое, увеличивая фактическую площадь контакта образца с контртелом, способствует понижению уровня контактных напряжений на поверхности трения керамики. В результате этого процессы релаксации напряжений в поверхностном слое керамики сопровождаются формированием квазипериодической структуры трещин с малым расстоянием между трещинами, что выражается в умеренной интенсивности изнашивания. Незначительное повышение I при $C > 17\%$, по-видимому, обусловлено деградацией механических свойств приповерхностных слоев керамики, прогрессирующей с повышением температур в зоне трибологического контакта.

Таким образом, проведенные исследования показали, что существуют корреляции между количественными параметрами квазипериодической структуры трещин, количеством элементов стального контртела на поверхности керамики и износостойкостью. В изученных условиях трения действует по крайней мере два фактора, влияющих на расстояние между формирующимися трещинами и на интенсивность изнашивания. Первый из факторов — это адгезионный отрыв фрагментов керамики, имеющий место при температурах в зоне трибоконтакта ниже температуры плавления стали. Второй — снижение уровня контактных напряжений за счет перехода слоя переноса в квазизидкое состояние при температурах в зоне трибоконтакта выше температуры плавления стали. При этом характерное расстояние в системе формирующихся трещин определяет объем удаляемого с поверхности керамики материала.

Список литературы

- [1] *Nettleship L., Stevens R.* // Int. J. High Technology Ceramics. 1987. N 3. P. 1–32.
- [2] *Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н.* // Изв. вузов. Физика. 1994. N 8. С. 89–95.
- [3] *Becker P.C., Libsch T.A., Rhee S.K.* // Ceram. Eng. and Sci. Proceed. 1985. N 7–8. P. 1040–1058.
- [4] *Ravikiran A., Nagarajan V.S., Biswas S.K.* et al. // J. Am. Ceram. Soc. 1995. V. 78. N 2. P. 356–364.
- [5] *Кульков С.Н., Савченко Н.Л., Тарасов С.Ю.* и др. // Трение и износ. 1997. Т. 18. № 6. С. 798–804.
- [6] *Savchenko N., Tarassov S., Melnikov A.* et al. // Proc. of Euro. Conf. on Composite Materials. Science, Technologies and Applications (ECCM-8). 3–6 June 1998. Naples–Italy, Cambridge: Wodhead Publishing Limited. 1998. V. 4. P. 343–350.
- [7] *Ravikiran A., Pramila Bai B.N.* // J. Mater. Sci. 1995. V. 30. N 8. P. 1999–2007.
- [8] *Lim S.C., Ashby M.F.* // Acta Metall. 1987. V. 35. N 1. P. 1–24.