

05

Структуры, возникающие при трении металлокерамического композита по стали в условиях высокоскоростного скольжения

© Н.Л. Савченко, С.Ф. Гнюсов, С.Н. Кульков

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

В окончательной редакции 18 сентября 2008 г.

Приведены результаты исследования структуры поверхностей трения и триботехнических характеристик композиционного материала WC-сталь 110Г13 после трения по стальному диску в диапазонах скоростей скольжения от 0.65 до 40 м/с при давлении 2 МПа. Обнаружена область катастрофического изнашивания в диапазоне скоростей скольжения 23–30 м/с, после которой следует установившийся износ при скоростях скольжения выше 30 м/с. Показано, что резкое увеличение скорости изнашивания (в 4 раза) в диапазоне скоростей скольжения 23–30 м/с связано со сменой механизмов изнашивания. Установлен факт присутствия вблизи поверхности трения WC-сталь 110Г13 трех слоев, различающихся друг от друга по структуре и свойствам.

PACS: 62.20.Qr

Развитие промышленности требует создания новых износостойких материалов, способных работать в условиях максимально широкого диапазона скоростей и нагрузок.

Перспективными материалами для использования в тяжело нагруженных узлах трения являются трансформационно-упрочненные металлокерамические материалы [1]. Среди них особо выделяются металломатричные композиты WC-сталь 110Г13 [1], основным механизмом упрочнения которого является релаксация контактных нагрузок за счет фазовых $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращений [1] в структурно-неустойчивой связующей фазе.

Следует отметить, что данных о поведении подобных керамических и металлокерамических материалов при высоких скоростях скольжения (выше 10 м/с) к настоящему времени недостаточно, а основной акцент

смещен в сторону работ по изучению поведения материалов в случае малых скоростей (до 1 м/с) при абразивном износе [2], а также при резании и шлифовании [3].

Вместе с тем получение данных по трению и износу и изучение структурных изменений в композитах в интервале скоростей, характеризующихся высокими температурами в зоне трибоконтакта, необходимы для выбора их оптимальной структуры и расширения потенциальных областей практического применения.

Целью настоящей работы явилось изучение трибологических характеристик и структурно-фазового состояния поверхности трения композиционного материала WC-сталь 110Г13 после сухого скольжения в паре трения со сталью в широком диапазоне скоростей.

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 с твердостью HRC60. Образцы испытываемого композиционного материала имели форму цилиндров диаметром 10 мм и высотой 20 мм. Давление испытания составляло 2 МПа, а скорость скольжения варьировалась до 37 м/с. Время испытаний выбирали таким образом, чтобы дистанция скольжения при всех скоростях составляла 2000 м. Перед каждым испытанием образцы прирабатывали при скорости 0,2 м/с и давлении 2 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 массы 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 из твердого сплава WC-30 wt.% стали 110Г13.

Проведенные испытания показали, что при увеличении скорости скольжения можно выделить три области, в которых интенсивность изнашивания существенно изменяется: вслед за плавным ростом интенсивности изнашивания композита WC-сталь 110Г13 происходит резкий ее рост в диапазоне скоростей скольжения 23–30 м/с, а затем следует практически постоянное значение износа вплоть до 37 м/с (рис. 1, а).

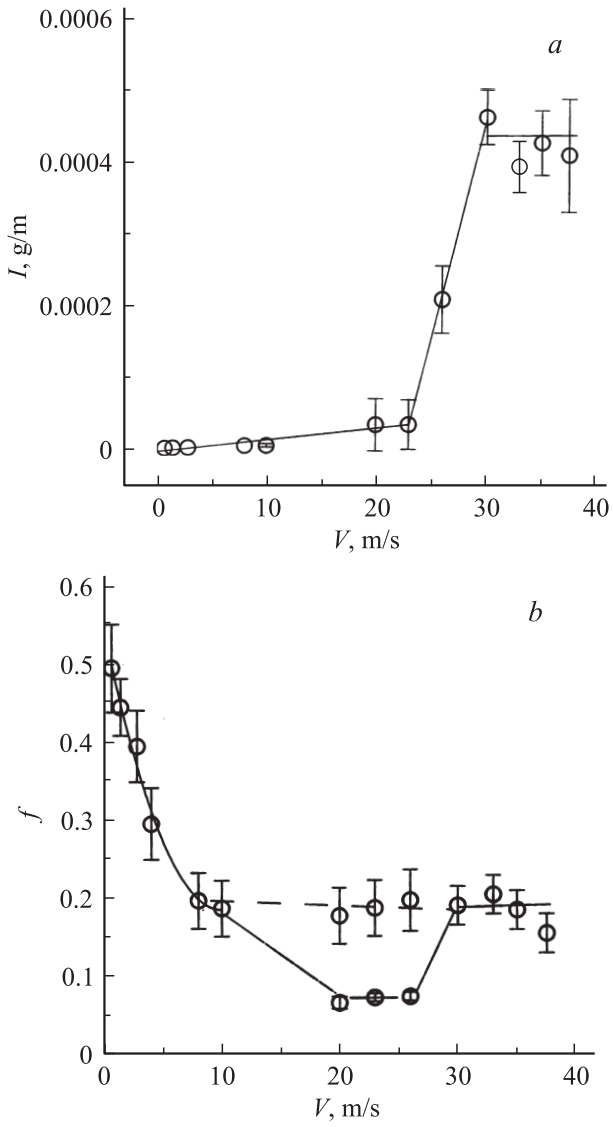


Рис. 1. Зависимость интенсивности изнашивания (*a*) и коэффициента трения (*b*) композита WC-сталь 110Г13 от скорости скольжения.

Коэффициент трения с ростом скорости сначала уменьшается от 0.5 до 0.05, а затем опять возрастает до 0.2 (рис. 1, *b*). При этом необходимо отметить, что в области минимальных значений коэффициента трения существует его зависимость от времени испытаний: первоначально высокий коэффициент трения, равный 0.15–0.2, понижался в течение примерно первых двадцати секунд скольжения до 0.05, а затем его значение практически не менялось до конца испытаний. При скоростях скольжения до 10 м/с и выше 26 м/с величина коэффициента трения от времени испытания практически не зависит.

На поверхности трения в области низких скоростей 0.65–4 м/с наблюдается регулярный бороздчатый рельеф с немногочисленными вкраплениями частиц белого цвета, соответствующий нормальному виду изнашивания путем микрорезания. Абразивными частицами служат продукты износа трущихся пар, которые представляют собой сложный карбид $Me_{12}C$ [1]. Количество этих частиц имеет тенденцию к снижению с увеличением скорости скольжения. Рентгеноструктурный анализ поверхности трения после скоростей скольжения в диапазоне от 0.65–8 м/с кроме фаз, относящихся к композиту WC-сталь 110 Г13, выявил $M_{23}C_6$, $Me_{12}C$, Fe_3O_4 , Fe_2O_3 .

Начиная со скоростей скольжения 10 м/с и выше поверхность трения всех образцов независимо от скорости скольжения представлена в виде белых и темно-серых участков или их смеси. Проведенный рентгенофлуоресцентный анализ образцов до и после испытаний показал, что на их поверхности присутствуют элементы, входящие в состав стального контртела. По данным рентгеноструктурного анализа, слой темно-серого цвета представляет собой оксид $FeWO_4$, количество которого, судя по интенсивности дифракционных максимумов, увеличивается с увеличением скорости скольжения. Фактически, это слой переноса, который сформировался в результате перемешивания и последующего окисления химических элементов стального контртела на поверхности трения композита.

После скоростей скольжения 10 и 20 м/с этот слой распределен по поверхности трения крайне неравномерно, что выразилось в наличии обширных областей, полностью свободных от него; при увеличении скорости скольжения площадь, занимаемая им, увеличивается и к скорости 37 м/с практически полностью покрывает поверхность трения.

Сетка трещин, разбивающая поверхность трения на отдельные фрагменты, имеется только в интервале скоростей 10–20 м/с, а глубина их распространения не превышает 10–20 мкм.

По данным рентгеноструктурного анализа в диапазоне скоростей 0.65–20 м/с приповерхностный объем связующей фазы испытывает частичное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, что выражается в уменьшении объемного содержания γ -фазы. О наличии мартенсита свидетельствуют факт расщепления линий (110) и (200), относящихся к ОЦК-решетке железа, и его игольчатая морфология, выявляющаяся при металлографическом изучении структуры образцов. При дальнейшем повышении скорости скольжения выше 20 м/с на поверхности трения фиксируется преимущественно γ -фаза.

Упрочняющая фаза композита после всех испытаний, независимо от скорости скольжения, представлена только монокарбидом вольфрама. Особенностью рентгеновских профилей пиков карбида вольфрама для образцов после трения являлось то, что их можно было разделить на узкую и широкую составляющую, по которым были рассчитаны размеры кристаллитов (рис. 2). Противоположный ход зависимостей размера кристаллитов от скорости скольжения для „широкой“ и „узкой“ составляющей пика (100) карбида вольфрама (рис. 2) указывает на наличие взаимосвязи между этими размерами. Действительно, данные, представленные на рис. 3, свидетельствуют об этом: увеличение размера кристаллитов для „широкой“ составляющей пика (100) приводит к уменьшению кристаллитов, соответствующих „узкой“ составляющей, т. е. чем более дисперсна структура „белого слоя“, тем менее фрагментирован слой композита под ним.

Таким образом, особенностью строения поверхности трения композиционного материала является наличие трех слоев, различающихся друг от друга по структуре и свойствам. Первый слой (толщиной 2–3 мкм) — темно-серый слой переноса, состоящий из окислов перемешанных компонентов композита и контртела и имеющий в своем составе фазу FeWO_4 . Под ним находится „белый“ слой, представляющий собой дисперсный, фрагментированный в процессе трения композит WC-сталь 110Г13. Под белым слоем находится слой композита с повышенным объемным содержанием частиц WC по сравнению с исходным материалом, который сопряжен с основным материалом.

Широкая составляющая в дифракционной картине пиков карбида вольфрама (рис. 2) непосредственно связана с наличием „белого“ слоя

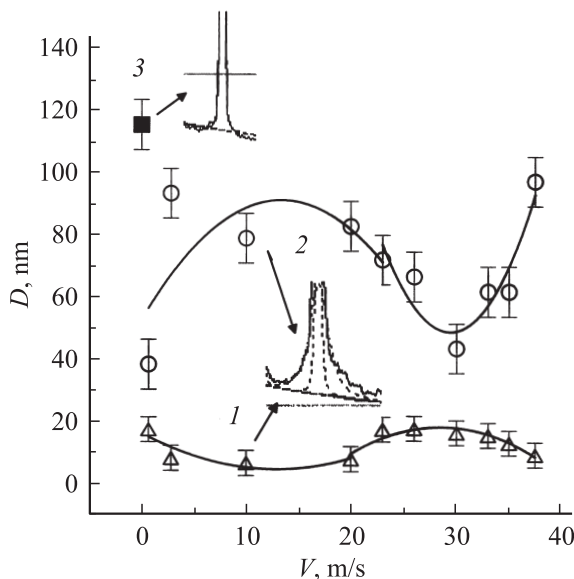


Рис. 2. Зависимость размера кристаллитов, относящихся к „широкой“ (1) и „узкой“ (2) составляющей пика (100) карбида вольфрама, от скорости скольжения. Представлен вид рентгеновского пика (100) WC для исходного состояния (3) и после испытания при скорости скольжения 20 m/s.

на поверхности трения. При этом толщина этого слоя составляла величину 2–3 μm . Об этом свидетельствует тот факт, что после удаления этого слоя широкая составляющая пиков карбида вольфрама также исчезает. По данным [1] в отличие от исходной структуры композита структура белого слоя представляет собой высокодисперсную смесь карбидов и связки. В свою очередь, узкая составляющая дифракционных максимумов карбида вольфрама связана со слоем композита, находящегося под „белым слоем“. Возможно, „белый“ слой в условиях дефицита слоя переноса при скоростях скольжения 10 и 20 m/s сам выполняет роль защитного покрытия, легко деформируясь и покрывая собой всю поверхность трения.

Полученные результаты позволяют сформулировать следующую последовательность смены механизмов изнашивания в паре „твердый

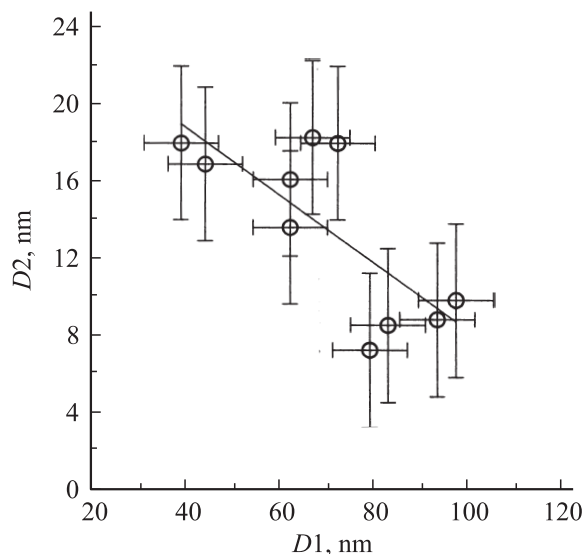


Рис. 3. Зависимость размера кристаллитов, относящихся к „узкой“ составляющей пика (100) карбида вольфрама ($D1$), от размера кристаллитов, относящихся к „широкой“ составляющей пика (100) карбида вольфрама ($D2$).

сплав— сталь“. При скоростях скольжения до 4 м/с имеет место нормальное абразивно-окислительное изнашивание. Низкоскоростной режим изнашивания характерен максимальным значением коэффициента трения, которое достигает 0.5. В данном случае происходит резание металла контртела образцом. Изменения фазового состава заключаются в мартенситном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении. Далее, процессы износа, происходящие при скоростях 10–20 м/с, можно связать с высокотемпературным адгезионным взаимодействием между композитом и сталью. Для такого режима изнашивания характерны грубый рельеф поверхности изнашивания, вырывы, трещины, что и наблюдается экспериментально. В скоростном диапазоне резкого повышения интенсивности изнашивания (23–30 м/с) минимальные значения коэффициента трения достигают величин меньше 0.07, которые характерны для режимов трения с формированием квазижидких пленок, поскольку все режимы трения при скоростях скольжения выше 10 м/с сопровождались

выделением большого количества тепла в зоне триботехнического контакта и сильным разогревом всего объема образцов композиционного материала. Оценка, выполненная в соответствии с [4], показала, что локальная температура при высоких скоростях скольжения может достигать 1500°C , т.е. сравнима с температурой плавления связки. Это приводит к ее размягчению, а затем, возможно, к плавлению в приповерхностных областях композита и экструзии на поверхность в зону трибологического контакта между композитом и стальным диском. Тем не менее это область катастрофического изнашивания, где скорость изнашивания возрастает, практически, в 4 раза. Наконец, при скоростях скольжения выше 30 m/s начинается область установившегося износа, который можно связать с действием механизма окислительного изнашивания.

Таким образом, в результате проведенных экспериментов установлено, что в паре „твердый сплав–сталь“ вслед за плавным ростом скорости изнашивания происходит резкое (в 4 раза) ее увеличение, которое затем сменяется областью установившегося износа. Обнаруженные изменения в триботехнических характеристиках можно трактовать с точки зрения смены механизмов износа.

Структурнофазовое состояние связующей фазы композита играет разную роль в зависимости от скорости скольжения. В области малых скоростей (до 4 m/s) мартенситный $\gamma \rightarrow \alpha$ переход способствует сохранению высокой износостойкости композита без видимых следов деформации и разрушения. В диапазоне скоростей $20\text{--}30\text{ m/s}$ процессы плавления связки и экструзии ее в зону трибоконтакта способствуют понижению значений коэффициента трения до 0.05 и резкому росту интенсивности изнашивания.

Обнаружена связь между размерами кристаллитов формирующихся слоев карбида вблизи поверхности трения. При этом измельчение самых верхних слоев поверхности сопровождается укрупнением фрагментов слоя под ними. В том случае, когда верхние слои имеют в своем составе кристаллиты порядка $10\text{--}20\text{ nm}$, слой композита под ними практически не подвергается фрагментации и по размеру кристаллитов мало отличается от исходного состояния до испытаний.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект 06-03-96929-р_офи).

Список литературы

- [1] *Кульков С.Н., Гюсов С.Ф.* Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. Томск: НТЛ, 2006. 240 с.
- [2] *Gant A.J., Gee M.G.* // *Wear.* 2001. V. 251. P. 908–915.
- [3] *Hegeman J.W., De Hosson J.Th.M., de With G.* // *Wear.* 2001. V. 248. P. 187–196.
- [4] *Lim S.C., Ashby M.F.* // *Acta Metallurgica.* 1987. V. 35. P. 1–24.