

Формирование фрагментированной структуры на поверхности трения и в частицах износа композитов WC – (Fe-Mn-C) при высокоскоростном скольжении по инструментальной стали

Севостьянова И.Н.[†], Савченко Н.Л., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

[†]sevir@ispms.tsc.ru.

Generation of fragmented structures on the friction surface and wear particles of WC – (Fe-Mn-C) composites during high-speed sliding against the tool steel

I.N. Sevostyanova, N.L. Savchenko, S.N. Kulkov

Institute of Strength Physics and Materials Science, Tomsk

Проведены экспериментальные исследования структуры поверхностных слоев и частиц износа металлома-тричных композитов WC – (Fe-Mn-C) со структурно-неустойчивой связкой после скольжения по стальному диску в диапазоне скоростей от 1 до 37 м/с при прило-женном давлении 5 МПа.

Ключевые слова: композит, поверхность трения, фрагменти-рованный слой, частицы износа

Experimental studies of the subsurface layer structure and wear particles of WC – (Fe-Mn-C) MMC with structurally unstable binder phase after high-speed sliding over a steel disk have been carried out at the sliding speed 1 to 37 m/s under a normal stress 5 MPa.

Keywords: composite, worn surface, fragmented layer, wear particle.

1. Введение

Особенностью высокоскоростных режимов трения являются формирующиеся на поверхности фрагментиро-ванные трибослои [1]. Для металлических материалов (чистых металлов, сталей, сплавов) особенности фор-мирования поверхностных слоёв при трении хорошо изучены. Известно, что чем быстрее металлический материал фрагментируется, тем быстрее он изнашива-ется [2]. Поиск устойчивых к фрагментации структур является основой оптимального выбора структуры сов-ременных материалов, работающих в тяжелых услови-ях трения. Для композиционных металлокерамических материалов и, в частности, для трансформационно-упрочнённых композитов, хорошо зарекомендовавших себя в тяжело нагруженных узлах трения, существует большой пробел в подобных исследованиях. Типичны-ми представителями такого рода композитов являются материалы WC-высокомарганцовистая сталь, в которых реализуются несколько диссипативных каналов релак-сации концентраторов напряжений [3-4].

Целью данной работы является исследование фраг-ментации поверхностей трения композитов WC-(Fe-

Mn-C) с разным структурно-фазовым состоянием свя-зующей фазы при высокоскоростном трении.

2. Материалы и методы исследования

В качестве образцов в работе использованы компози-ционные материалы WC – (Fe-Mn-C) с содержанием 80 об % упрочняющей фазы (WC), полученные аналогично [4]. Содержание марганца в связующей фазе менялось от 4 вес. % (WC-80Г4) до 20 вес. % (WC-80Г20), а содер-жание углерода составляло 0.8 вес. %. Изменение коли-чества марганца (Mn) обеспечивает заметную разницу в структурно-фазовом составе связки [4] и дает воз-можность получить как двухфазную ($\alpha+\gamma$) метастабиль-ную связку (в случае WC-80Г4), так и однофазную (γ) со стабильным аустенитом (в случае WC-80Г20). Ком-позиты с метастабильным аустенитом демонстрируют повышенные значения предела прочности при сжатии и предельной деформации до разрушения по сравнению с композитом, связка которого не испытывает превраще-ния при нагружении.

Испытание на трение композитов проводилось на универсальной машине трения УМТ-1 с использовани-

Таблица 1.

Химический состав стального диска, вес %.

Fe	C	Mn	W	Ni	Cr	V	Mo
остальное	1.4	1.0	4.5	1.8	3.6	14.9	3.6

ем схемы диск-палец при ступенчатом увеличении скорости в условиях трения без смазки. Контртелом служил диск, изготовленный из литой инструментальной стали с мартенситной структурой (HRC 63...65), избыточными карбидами типа $M_{12}C$ и незначительным количеством остаточного аустенита. Химический состав данной стали представлен в табл. 1.

Скорость скольжения менялась от 10 до 37 м/с, приложенное давление составляло 5 МПа. Измерение температуры образцов вблизи их контакта со сталью, проведенное инфракрасным пирометром, показало, что в процессе трения при скоростях скольжения выше 10 м/с приповерхностный объем композитов нагревается до температуры порядка 500°C. Структура, фазовый и элементный состав поверхностей трения и частиц износа исследовались с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) с излучением CuK_{α} на дифрактометре «Дрон-УМ1» и растровой электронной микроскопии (РЭМ) на приборе «Philips SEM 515», оснащенном микроанализатором EDAX ECON IV, позволяющим проводить микро-рентгеноспектральный анализ (МРСА).

3. Результаты и обсуждение

Структура исходных композитов WC-80Г4 и WC-80Г20 была практически идентична - средний размер зерен WC составлял 2.7 ± 0.5 мкм, а средний размер межкарбидных прослоек - 1.2 ± 0.2 мкм, металлографическая пористость при этом не превышала 0.5 %. Исследование поверхностей трения композитов методами РЭМ и

МРСА после испытания образцов в диапазоне скоростей скольжения от 10 до 37 м/с показало следующее: поверхности трения композитов независимо от содержания марганца в стальной матрице имели структурные неоднородности в виде серых и белых полос, направление которых совпадало с направлением скорости скольжения, рис. 1 а. Белые полосы, при подробном изучении, представляют собой области скопления зерен карбида вольфрама со следами хрупкого разрушения (рис. 1 б), а серые полосы - области диспергированной структуры композита, содержащей в своем составе сложный оксид $FeWO_4$, образовавшийся в процессе трения.

Распределение размеров зерен карбида вольфрама на поверхности трения показало наличие двух максимумов, рис. 1 г. Первый максимум на гистограмме ($\langle d \rangle = 0.5 - 0.6$ мкм) соответствует сильно измельченным зернам карбида вольфрама (WC), которые наблюдаются в структуре серых фрагментированных областей на поверхности трения, рис. 1 в. Второй максимум ($\langle d \rangle = 2$ мкм) соответствует сильно деформированным, разрушенным карбидным зернам, со следами хрупкого разрушения, рис. 1 б, при этом средний размер зерен карбида вольфрама составляет 1.5 мкм.

Значительное измельчение зерен WC наблюдается и в структуре частиц износа, при этом средний размер WC в них составляет всего 0.5 мкм, рис. 1 д.

На поверхности трения формировались слои с дисперсной структурой, при этом, как видно из таблицы, в композите WC-80Г4 с двухфазной ($\alpha + \gamma$) связкой после испытаний при скоростях скольжения выше 20 м/с толщина фрагментированного слоя (H) меньше, чем у WC-80Г20 с однофазной связкой при тех же скоростях скольжения. Наблюдается прямая корреляция между толщиной фрагментированного слоя, размером частиц износа (R) и величиной интенсивности изнашивания

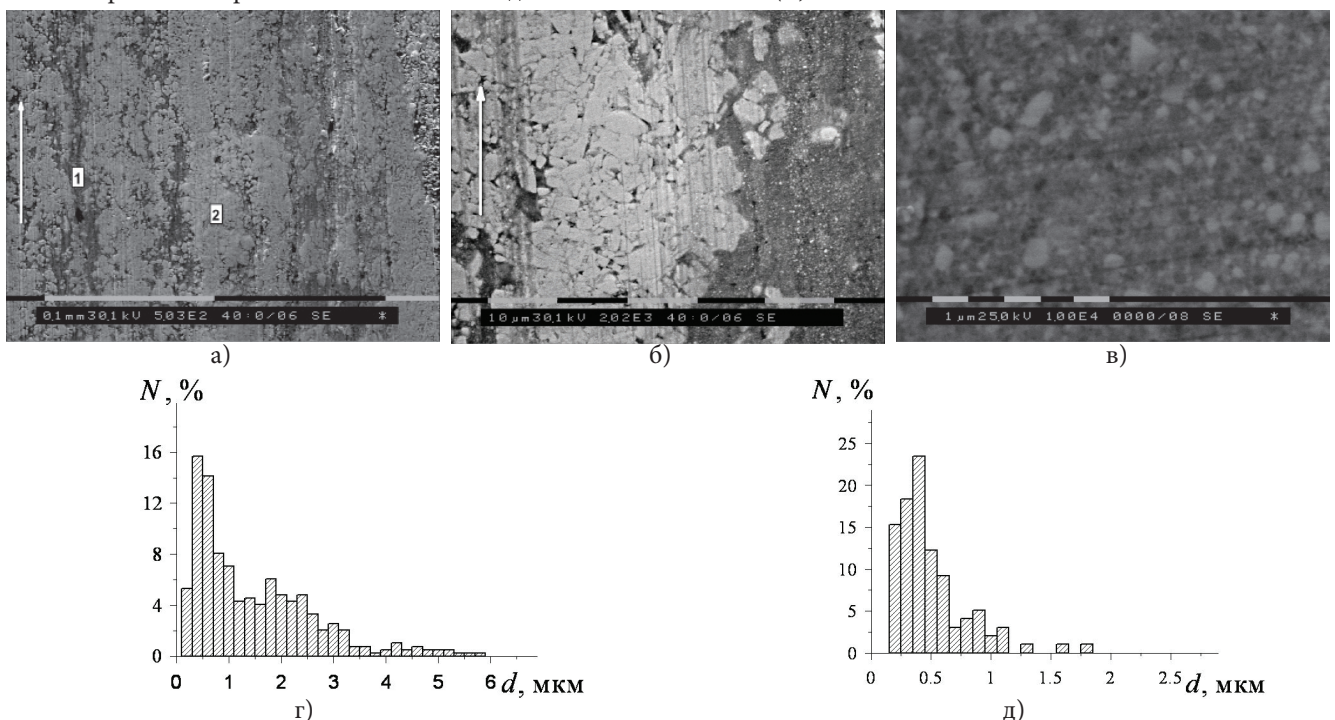


Рис. 1. (а – в) Типичные изображения РЭМ поверхностей трения композитов WC – (Fe-Mn-C) после испытаний на высокоскоростное трение. Распределение частиц карбида вольфрама по размерам (г) на поверхности трения, и (д) в частицах износа композитов. Цифрами на фото а и б обозначены: 1 – белые полосы; 2 – серые полосы.

Таблица 2.

Интенсивность изнашивания (W), толщина фрагментированного слоя (H) и средний размер частиц износа (R).

V , м/с	WC-80Г4			WC-80Г20		
	W , мм ³ /м	H , мкм	R , мкм	W , мм ³ /м	H , мкм	R , мкм
10	0.015	3	120	0.015	3	194
20	0.02	4	118	0.02	5	154
30	0.05	6	114	0.15	10	134
37	0.13	10	82	0.43	20	107

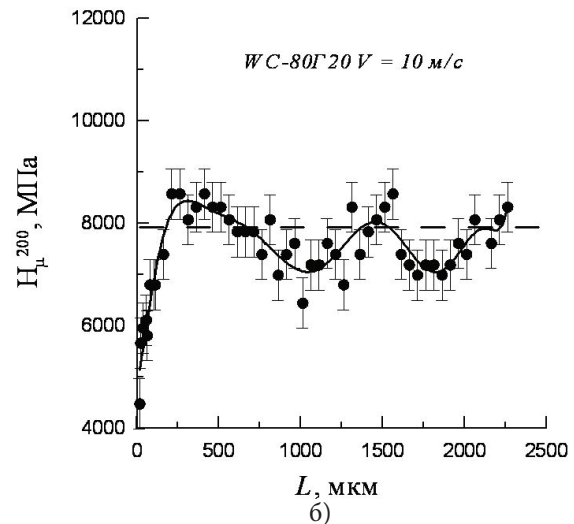
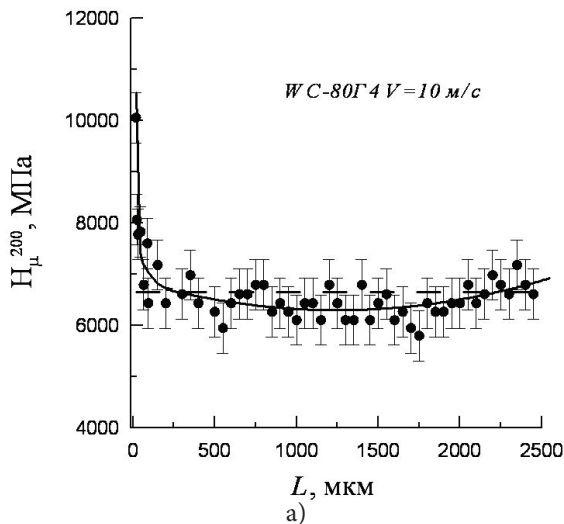


Рис. 2. Изменение микротвердости композитов WC-80Г4 (а) и WC-80Г20 (б) от поверхности трения в глубину образцов после испытания на трение со скоростью 10 м/с. Пунктирной чертой указано среднее значение микротвердости композитов до испытаний на трение.

(W) композитов. А именно, чем меньше толщина фрагментированного слоя, тем меньше размер формирующихся частиц износа и ниже интенсивность изнашивания. Таким образом, метастабильная двухфазная связка композита WC-80Г4 в условиях высокоскоростного трения приводит к формированию более тонкого фрагментированного слоя, упрочненного относительно основы материала, который, разрушаясь, дает в результате более мелкие частицы износа (табл. 2), по сравнению с композитом с однофазной связкой из стабильного аустенита.

На рис. 2 представлены зависимости значений микротвердости композитов WC-80Г4 и WC-80Г20 от поверхности трения по глубине после испытания на трение со скоростями от 10 м/с. Видно, что в композите со

структурно-неустойчивой матрицей значения микротвердости вблизи поверхности трения значительно выше, чем в объеме материала, рис. 2 а. По мере удаления от поверхности трения вглубь материала твердость постепенно уменьшается и на глубине 120-150 мкм восстанавливается до значений соответствующих объему материала. В композите WC-80Г20, наоборот, наблюдается уменьшение микротвердости приповерхностного слоя, рис. 2 б по сравнению со значением микротвердости в объеме композита. Кроме того, для этого композита наблюдается квазипериодическое изменение микротвердости по глубине, рис. 2 б, что свидетельствует об эффекте дальнего действия поверхностных нагрузок при трении. Подобные изменения микротвердости наблюдаются и

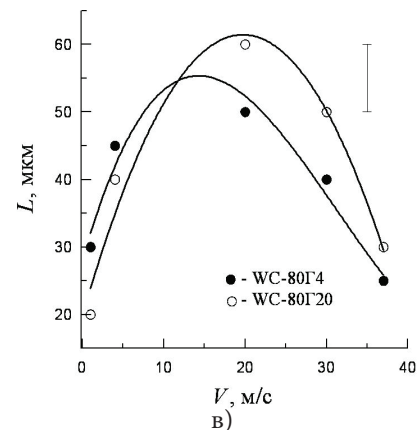
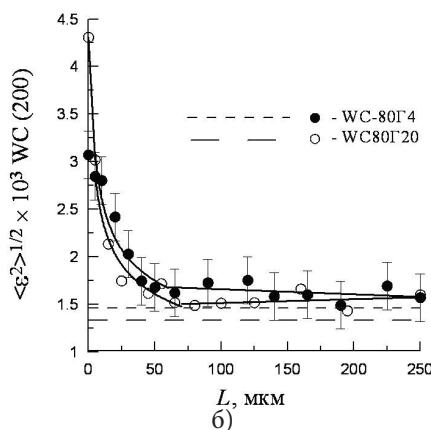
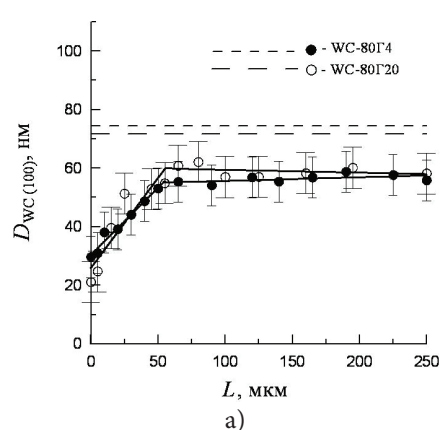


Рис. 3. Изменение областей когерентного рассеяния (а) и микроискажений кристаллической решетки (б) в карбиде вольфрама от поверхности трения вглубь материала при скорости скольжения 20 м/с. (в) Пунктирной чертой указаны значения DWC и $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ в исходном состоянии до трения. Влияние скорости скольжения на глубину изменения размеров областей когерентного рассеяния.

при скорости 20 м/с. После трения при скорости 37 м/с значение микротвердости вблизи поверхности трения не отличалась от значения до проведения испытаний.

Исследование параметров тонкой кристаллической структуры на поверхности трения, рассчитанных методами РСА, выявило значительное уменьшение размеров областей когерентного рассеяния в карбиде вольфрама (D_{wc}) с 80 до ≈ 20 нм, в связующей фазе (D_γ), при этом микроискажения кристаллической решетки увеличиваются в 3-4 раза по сравнению с исходным состоянием. Эти данные хорошо соотносятся с данными для подобных композитов в состоянии предразрушения при статических испытаниях и после динамического нагружения [5].

Послойный рентгеноструктурный анализ с последовательной шлифовкой материала субмикронной алмазной пастой с шагом $10 \div 20$ мкм, начиная от поверхности трения вглубь материала, позволил проследить изменение размеров областей когерентного рассеяния (D_{wc}) и микроискажений кристаллической решетки ($\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$) карбида вольфрама с расстоянием от поверхности материала.

На рис. 3 приведены типичные для всех изученных скоростей скольжения зависимости изменения размеров ОКР (D_{wc}), рис. 3 а, и микроискажений кристаллической решетки ($\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$) карбида вольфрама, рис. 3 б. Видно, что вблизи поверхности трения происходит значительное снижение D_{wc} и $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$. По мере удаления от поверхности трения параметры тонкой кристаллической структуры (D_{wc} и $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$) постепенно восстанавливаются до исходного значения. Подобным образом изменяются параметры тонкой кристаллической структуры γ -фазы Fe.

Как видно из рис. 3 в, глубина этого слоя у композитов WC-80Г4 и WC-80Г20 зависит от скорости скольжения и достигает максимальной величины в 60 мкм при средних (около 20 м/с) скоростях скольжения. По видимому, с повышением скорости скольжения выше 20 м/с формирование размягченного фрагментированного слоя на поверхности трения композитов WC-(Fe-Mn-C) уменьшает уровень локальных напряжений в зоне трибоконтакта и снижает масштаб возникающих при трении дефектов структуры.

4. Заключение

Проведенные исследования показали, что после трения композитов в системе WC-(Fe-Mn-C) по стали происходит формирования фрагментированных слоёв, при этом использование в качестве связки композитов метастабильной двухфазной стали приводит к формированию

на поверхности трения более тонкого фрагментированного слоя, по сравнению с композитами с однофазной связкой из стабильного аустенита.

Обнаружено, что под поверхностью трения композитов образуется слой материала, внутри которого фиксируется изменения таких структурных параметров как размеров ОКР (D_{wc}) и микроискажений кристаллической решетки ($\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$) относительно исходного состояния до трения. Толщина этого подслоя с измененными параметрами структуры в зависимости от скорости скольжения составляет величину от 30 до 60 мкм.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке проекта фундаментальных исследований Администрации Томской области и РФФИ (проект 11-08-98082-p_сибирь_a).

Литература

1. Гнусов С.Ф., Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Кульков С.Н. Формирование трибослоев на поверхности композита WC - сталь Гадфильда после сухого трения по стали. Перспективные материалы, 2011, спец выпуск № 12, С. 449-454.
2. Колубаев А.В., Тарасов С.Ю., Сизова О.В., Колубаев Е.А., Иванов Ю.Ф. Эволюция структуры поверхностного слоя металлов в условиях трения скольжения. Трение и износ, 2007, № 6, С. 582-590.
3. Кульков С.Н., Гнусов С.Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. Томск: Изд-во НТЛ, 2006, 240 с.
4. Севостьянова И.Н., Гнусов С.Ф., Гармс А.П., Кульков С.Н. Влияние термической обработки и состава матрицы на формирование физико-механических свойств твердых сплавов WC- (Fe-Mn-C). Перспективные материалы. 1998, № 4, С. 37-41.
5. Севостьянова И.Н., Гнусов С.Ф., Кульков С.Н. Деформация и разрушение карбидвольфрамовых композиционных материалов со структурно-неустойчивой матрицей. МиТОМ. 2009, № 6 (648), С.46-53.