

Исследование изменения структуры поверхностного слоя металлических композитов в процессе трения с током

М. И. Алеутдинова, В. В. Фадин

Определены интенсивность изнашивания и электропроводность скользящего электроконтакта металлических графитсодержащих композитов при трении с контактной плотностью тока более 100 A/cm^2 без смазки. Показано, что в поверхностном слое образуются вторичные структуры. Методом Оже-спектроскопии обнаружено, что содержание углерода на поверхности трения и в слое вторичных структур превышает его содержание в объеме композита. Этот фактор уменьшает износостойкость и электропроводность контакта. Установлено, что содержание кислорода на поверхности трения находится в пределах 5 – 40 ат.% в зависимости от исходной структуры композита.

Ключевые слова: скользящий электроконтакт, вторичные структуры, микроструктура, линейная интенсивность изнашивания, металлический композит, Оже-спектроскопия.

Wear rate and electric conductivity of sliding electric contact of metal graphite containing composites at friction having contact current density more 100 A/cm^2 without grease are defined. It is shown that friction induced structures are formed in surface layer. It is find out by Auger-spectroscopy method that carbon containing on friction surface and in friction induced structures layer is more then its containing in composite volume. This factor decreases contact wear resistance and electric conductivity. It is established that oxygen containing on friction surface is in limits 5 – 40 at.% depending on initial composite structure.

Keywords: sliding electric contact, friction induced structures, microstruture, linear, wear rate, metal composite, Auger-spectroscopy.

Введение

Известно, что в условиях трения скольжения микрообъемы, прилегающие к пятну контакта, испытывают динамическое внешнее воздействие, которое характеризуется следующими параметрами: удельная нагрузка — 7 – 14 ГПа; относительная скорость — сдвига 10^6 с^{-1} ; температура — 800 – 1200°C; время жизни пятна контакта — менее 10^{-4} с ; время охлаждения — $10^{-3} - 10^{-5} \text{ с}$; мощность импульса — $10^5 - 10^6 \text{ Вт/см}^2$. Эти условия могут перевести материал в другое структурное состояние. В момент импульсного воздействия материал пятна контакта может течь как квазижидкость, которая после прекращения контактирования может принять аморфно-кристаллическую структуру с содержа-

нием кислорода до 40% [1 – 3]. Кинетика структурных процессов при трении реализуется с большой скоростью. Слой толщиной до 100 мкм может нагреваться со скоростью $4 \cdot 10^5 - 10^4 \text{ K/с}$ и охлаждаться со скоростью $10^3 - 10^4 \text{ K/с}$ [4]. Коэффициент диффузии увеличивается на 5 – 11 порядков по сравнению с диффузией при нагреве [5]. Высокая скорость теплоотвода из пятна контакта может привести к закалке высокотемпературного состояния материала. В общем случае, любое новое структурное состояние вещества, образующееся при трении, является вторичной структурой (ВС). Известные диффузионно-деформационные механизмы массопереноса не способны объяснить кинетику образования таких структур. В момент контактирования в пятне контакта имеет место состояние вещества, отличающееся от

того, которое можно наблюдать после прекращения трения. Таким образом, образование ВС может происходить через некоторое критическое состояние вещества, природа которого не ясна [1]. Характер и свойства ВС, возникающих непосредственно в процессе работы, оказывают решающее влияние на износостойкость пары трения. Состояние рабочего слоя определяется процессами диффузии, адсорбции, структурно-фазовыми превращениями и т.п. [6]. Изменение химического и фазового состава поверхностного слоя (ПС) может заметно влиять на состояние трибосистемы. Значительный вклад в изменение химического и фазового состава материала ПС может вносить кислород, диффундирующий в ПС из окружающей среды. Это может привести к образованию оксидов. Обычно оксиды препятствуют адгезии на пятнах контакта, что должно уменьшать износ. Однако они обладают хрупкостью и окислительный износ может быть значительным. Изучение распределения кислорода в ПС представляет научный интерес и позволит получить некоторое представление о состоянии поверхности трения в целом, что может помочь в понимании отдельных сторон физики трения и прогнозирования характеристик контакта.

Многие триботехнические материалы содержат графит в своей структуре. Поэтому представляется необходимым изучить распределение углерода в ПС. Некоторая информация на качественном уровне о распределении кислорода, углерода и других элементов в ПС может быть получена локальными методами исследования, например, с помощью микрорентгеноспектрального и Оже-спектрального анализов. Объектами такого исследования целесообразно взять металлические графитсодержащие материалы после трения с токосъёмом без смазки. Особый интерес может представлять распределение элементов в ПС после трения при повышенной контактной плотности тока (более 100 А/см²). В качестве объекта исследования следует применить композит на основе износостойкой стали, например, на основе стали Гадфильда 110Г13. Представляет интерес получить также некоторое представление о влиянии структурного состояния поверхности трения на характеристики скользящего контакта износостойкость и электропроводность.

Цель настоящей работы — получение начального представления об изменении элементного и фазового состава в ПС композита, содержащего сталь 110Г13 и взаимосвязи этих изменений с износостойкостью и электропроводностью контакта под действием трения и электрического тока при отсутствии смазки в контактном пространстве.

Материалы и методика

Порошковый модельный композит имел состав по шихте, об. %: Cu + 10% Гр + 70% Г13, где Г13 — порошковая сталь Гадфильда (13% Mn), Гр — графит. Образцы спекали в вакууме при температуре 1100°C в течение 2 ч. Содержание железа и меди в слое ВС определяли на рентгеновском микроанализаторе Comesa MS-46. Элементный состав ПС анализировали на Оже-спектрометре “Шхуна-2”. Фазовый анализ поверхности трения исследовали на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3. Триботехнические испытания проведены в условиях скользящего токосъёма без смазки при давлении 0,13 МПа, скорости скольжения 5 м/с на машине трения СМТ-1 с модернизированным креплением образца. Нагружение осуществлено по схеме “вал-колодка”, аналогично представленной в [7]. Путь трения составлял 9 км. Контактная плотность тока j определена как отношение силы тока i к номинальной площади трибоконтакта A_c .

Свойства модельного композита представлены в сравнении с такими же свойствами известного токосъёмного материала — троллейбусной вставки ИЛГТ 741582010, имеющей состав (масс. %): 43% Fe + 42% Cu + 10% Pb + 2% Zn + графит.

Результаты эксперимента

Свойства слоя ВС определяют основные характеристики контакта — электропроводность и интенсивность изнашивания. Удельная поверхностная электропроводность контакта $r_s^{-1} = j/U$ увеличивается вследствие увеличения тока, обусловленного электроразрядами в контактном пространстве (рис. 1а). При некоторой контактной плотности j электропроводность достигает максимума и уменьшается при дальнейшем повышении j . Максимум электропроводности соответствует началу резкого увеличения интенсивности изнашивания I_h (рис. 1б), что является признаком катастрофического изнашивания. Видно, что модельный композит Cu + 10% Гр + 70% Г13 переходит в режим катастрофического изнашивания при более высокой плотности тока, чем известный композит ИЛГТ.

Материал пятна контакта в процессе трения испытывает импульсное внешнее воздействие высокой мощности, что вызывает его пластическую деформацию или разрушение. При невысоком давлении и в отсутствие тока пластическая деформация не распространяется на большую глубину (рис. 2а) вследствие низкой плотности структурных дефектов. При усилении токового воздействия

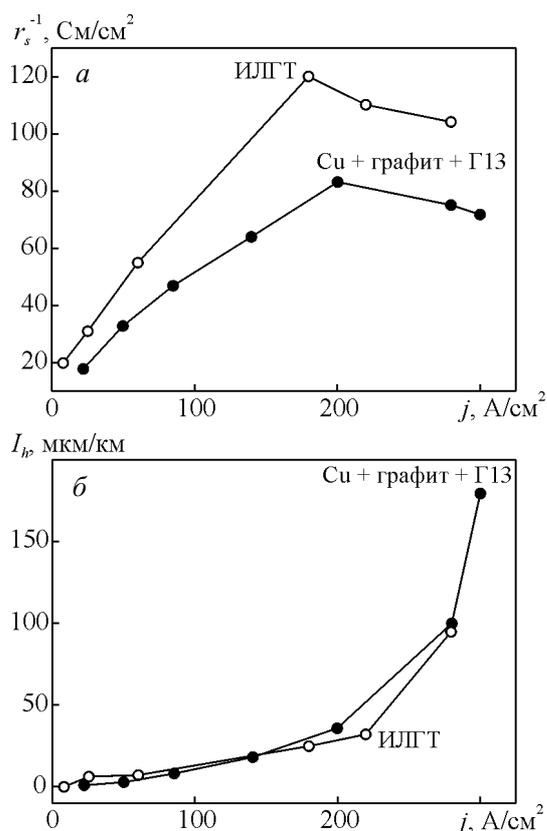


Рис. 1. Удельная поверхностная электропроводность (а) и интенсивность изнашивания (б) для модельного материала и токосъемного материала ИЛГТ в зависимости от плотности тока в контакте.

появляется слой белого цвета, который является ВС. Подповерхностный слой содержит поры и трещины в модельном композите (рис. 2б). Трение в режиме катастрофического изнашивания при $j > 200 \text{ A/cm}^2$ приводит к образованию более толстого слоя ВС (рис. 2в). В слое ВС можно видеть неоднородности, которые являются фрагментами первичной структуры. Видно также, что размер пор, возникающих под слоем ВС, увеличивается при росте j . На поверхности трения наблюдаются следы адгезии.

Представляется целесообразным определить средние значения концентраций элементов на этих участках с помощью микроанализатора. Особый интерес представляют концентрации меди и железа, которые должны обеспечить хорошие прочность, тепло- и электропроводность ПС. Было обнаружено, что атомное соотношение $\text{Cu/Fe} \ll 1$ и $\text{Cu/Fe} \gg 1$, но в среднем по 16 точкам на внешне однородных участках ВС $\text{Cu/Fe} \approx 0,31$.

Методом Оже-спектрометрии показано (рис. 3а), что на глубине до 350 нм содержание кислорода в ПС

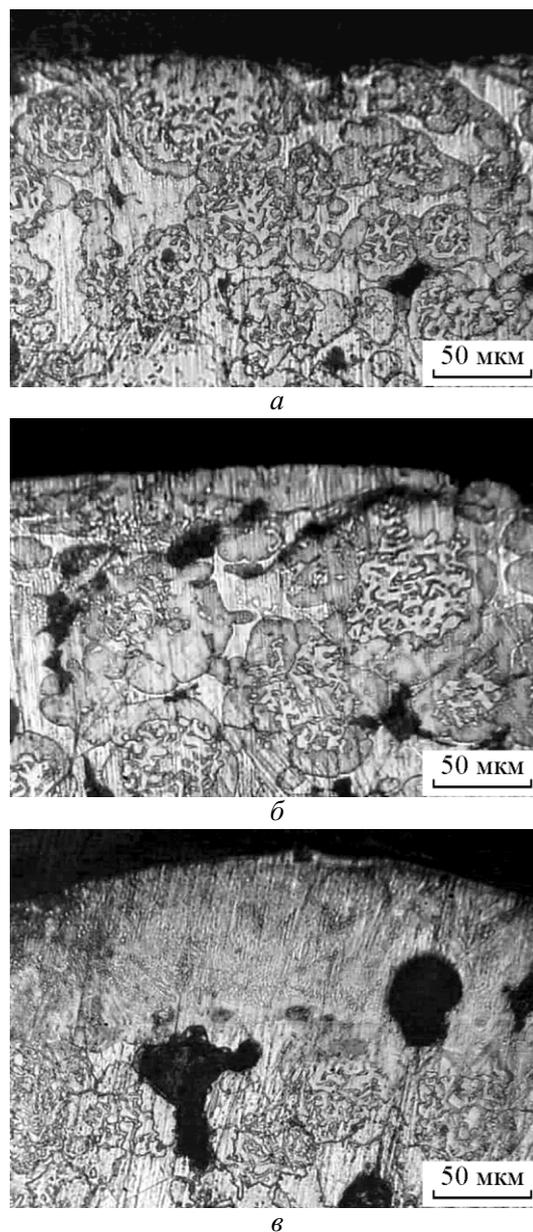


Рис. 2. Сечение поверхности трения и начальная структура композита $\text{Cu} + 10\% \text{ Гр}$ (графит) + $70\% \text{ Г13}$ при разной контактной плотности тока $j, \text{ A/cm}^2$: а – 0, б – 120, в – 300.

композита на основе стали Г13 при трении без тока составляет около 20 ат.%. Концентрация меди и углерода в слое ВС соответствует их содержанию в порошковой шихте (19 ат.% Cu и 13 ат.% C). Видно также, что концентрация железа в слое ВС меньше содержания железа в шихте (67 ат.% Fe). Протекание тока через поверхность контакта приводит к увеличению концентрации кислорода в среднем по слою толщиной до 300 нм, но на поверхности трения содержание кислорода составляет около 40%

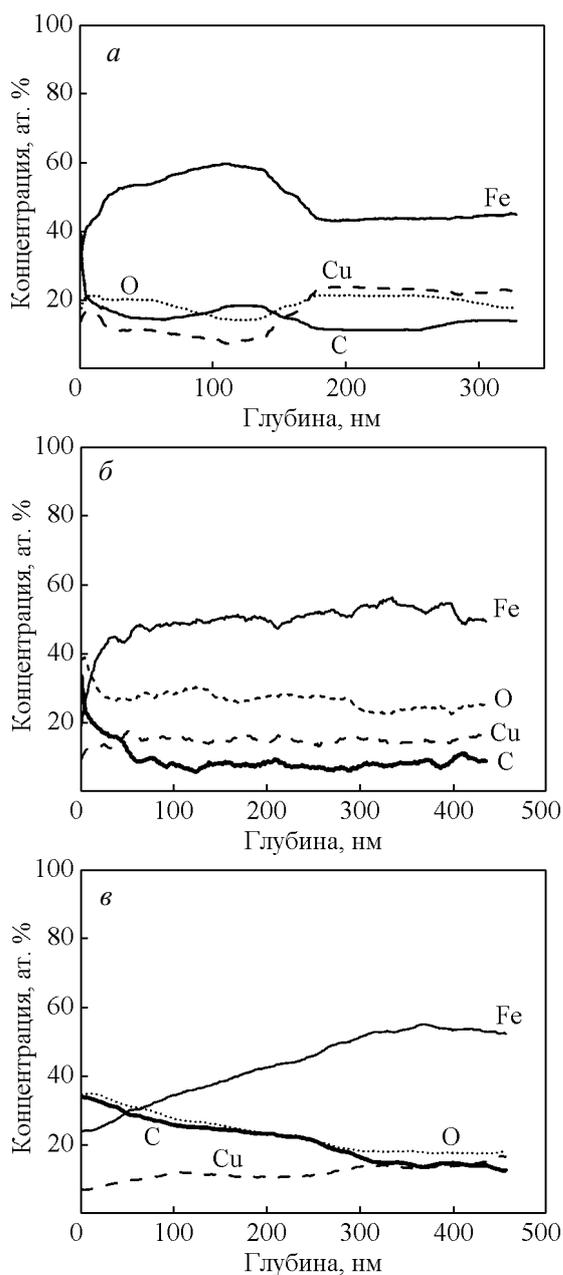


Рис. 3. Распределение химических элементов по сечению поверхностного слоя, примыкающего к контактной поверхности после трения композита Cu + 10% Гр (графит) + 70% Г13, при разной плотности тока j , А/см²: а – 0, б – 120, в – 300.

(рис. 3б, в). Характерной особенностью структурных изменений ПС модельного композита под действием трения с токоёмом является увеличение концентрации кислорода и углерода на глубине менее 100 нм. При этом уменьшается концентрация железа, но отношение Cu/Fe увеличивается.

Повышение концентрации углерода на небольшой глубине под поверхностью контакта является

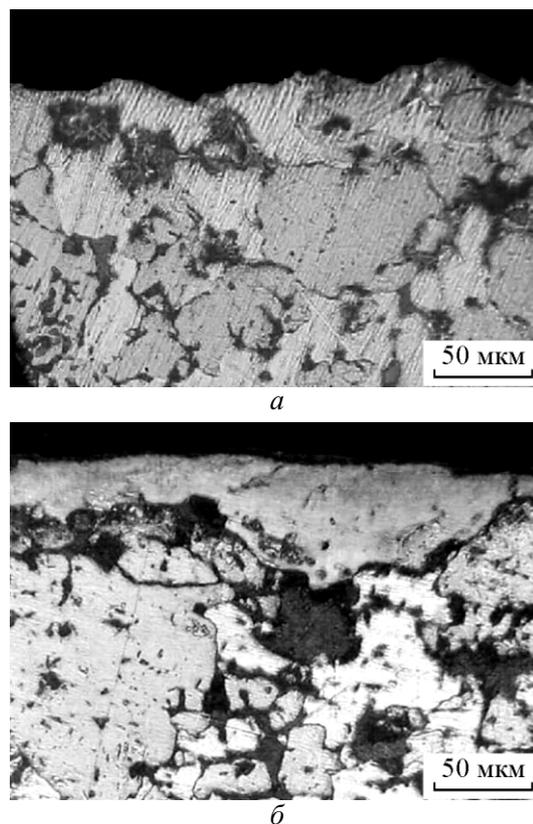


Рис. 4. Структура и сечение поверхностного слоя композита ИЛГТ после скольжения при j , А/см²: а – 0, б – 280.

частым явлением [4, 8, 9] и его следует ожидать в других металлических композитах. На рис. 4а видно, что после трения без тока ПС известного композита ИЛГТ не имеет заметных структурных изменений. На контактной поверхности наблюдаются следы пластического течения материала ПС. Трение с токоёмом приводит к появлению слоя ВС, который показан на рис. 2в. Толщина этого слоя увеличивается при росте плотности тока на контактной поверхности композита после трения наблюдаются следы действия электро-разрядов и слабые следы адгезии. Массоперенос в слое ВС приводит к тому, что атомное соотношение может принимать численные значения Cu/Fe << 1 и Cu/Fe >> 1, которые не подчиняются какой-либо закономерности. Медь частично находится в свободном виде и наблюдается в виде плёнки на отдельных участках поверхности трения. Методом Оже-спектроскопии определено, что массоперенос в зоне трения приводит к формированию материала ПС, имеющего атомное соотношение Cu/Fe ≈ 0,5 (рис. 5). Видно также, что на поверхности трения концентрация меди и железа ниже, чем средняя концентрация меди и железа в объёме композита.

Параметры решётки фаз, находящихся на поверхности трения и свойства металлических композитов

Состав композитов	Контактная плотность тока, j , А/см ²	Параметры решётки фаз				Микро-твёрдость, H_{μ} , МПа	Твёрдость по Виккерсу, HV , МПа	Удельное электро-сопротивление ρ , 10 ⁻⁶ Ом·м
		Fe(ОЦК) $a_{Fe(ОЦК)}$, нм	Fe(ГЦК) $a_{Fe(ГЦК)}$, нм	Cu a_{Cu} , нм	FeO a_{FeO} , нм			
ИЛГТ	0	0,2868	—	0,3617	0,4292	1015	610	0,19
	280	0,2867	—	0,3615	0,4280			
Cu+графит+Г13	0	0,2862	0,3640	0,3599	—	4950	1670	1
	300	—	—	0,3602	—			

Рентгеновским фазовым анализом показано, что после скольжения без тока на поверхности трения композита на основе стали Г13 присутствует ОЦК-фаза, которая появляется при спекании в объёме композита в результате распада стали Г13 на ОЦК- и ГЦК-фазы. Кроме того, существует ГЦК-фаза, каждый рефлекс которой состоит из двух близких рефлексов от ГЦК-решётки марганцовистой стали и ГЦК-решётки меди (таблица). После скольжения в режиме катастрофического изнашивания поверхность трения имеет только ГЦК-структуру (таблица).

Поверхность трения композита ИЛГТ содержит ОЦК- и ГЦК-решётки, параметры которых соответствуют параметрам решётки железа — a_{Fe} и меди — a_{Cu} при любом режиме изнашивания. Кроме того, на поверхности трения наблюдается ГЦК-фаза, параметр решётки которой соответствует параметру решётки оксида FeO — a_{FeO} (номинальный $a_{FeO} = 0,4307$ нм, карта ASTM 6-615). Увеличение плотности тока не вызывает заметных изменений параметров решётки меди, железа и FeO (таблица).

Обсуждение результатов эксперимента

Плотность тока j , при которой наблюдается увеличение I_h и максимум r_s^{-1} , зависит от структурного состояния ПС, которое, в частности, характеризуется твёрдостью H_{μ} слоя ВС. В общем случае, H_{μ} зависит от первичной (исходной) структуры композита. Обычно высокая твёрдость ПС обуславливает высокую износостойкость. Однако интенсивность изнашивания I_h модельного композита сравнима с I_h известного композита ИЛГТ (рис. 1), несмотря на более высокую твёрдость (таблица) слоя ВС модельного композита. Высокая твёрдость ПС обуславливает низкую площадь фактического контакта, что уменьшает электропроводность контакта. Кроме того, высокое удельное электро-сопротивление модельного композита (таблица) уменьшает электропроводность контакта. В результате на пятнах контакта под действием тока выделяется повышенное количество теплоты и, как следствие, развиваются высокие температуры, вызывающие термическую дегра-

дацию ПС модельного композита. Другой причиной быстрого разрушения ПС модельного композита является формирование вихревой мезоструктуры в объёме частиц стали Г13, когда деформация материала ПС происходит в режиме сдвиг + поворот. Поворотные аккомодационные моды вызывают возникновение несплошностей (трещин) при некомпенсированных поворотах трёхмерных мезоструктурных элементов деформации, приводящих к ротационной неустойчивости ПС [10, 11]. Следует учесть также, что при сильных внешних воздействиях возникают сильновозбуждённые состояния, когда массоперенос происходит со скоростью, превышающей скорость перескоковой диффузии и возможен гидродинамический характер пластической деформации при появлении метастабильных структур, как способа диссипации энергии. Сильное внешнее воздействие, создающее высокую плотность метастабильных локальных структур, может привести к реализации аморфного состояния. Увеличение внешнего воздействия приводит к увеличению масштаба самосогласованной деформации, то есть увеличивается слой деформируемого металла [11, 12]. Это утверждение согласуется с экспериментом (рис. 2 и 3). Возбуждённое состояние ПС характеризуется высокой плотностью энергетических уровней с низкими барьерами между ними. Это может привести к возникновению ультрадисперсных ротационных структур, которые переходят одна в другую, приближаясь к исчерпанию пластичности. Ротационная деформация нарушает фазовое равновесие в ПС, вызывает фрагментацию частиц существующих фаз и изменяет химический состав на глубину, превышающую толщину слоя переноса. Ротационные структуры при трении являются основными и могут обеспечить переход металла в аморфное состояние [13]. Диспергированные фазы первичной структуры, расположенные в аморфной или ультрадисперсной среде, наблюдаются в слое ВС (рис. 2б, в). Поэтому имеется неравномерное распределение меди и железа, что не позволяет получить однозначные сведения об элементном составе методом рентгеноспектрального анализа.

Низкие твёрдость слоя ВС и удельное электро-сопротивление известного композита ИЛГТ (таблица) обуславливают более низкую температуру ПС и более высокую площадь фактического контакта. Это приводит к более высокой электропроводности контакта (рис. 1а). Однако низкая твёрдость слоя ВС не позволяет обеспечить высокую износостойкость. Формирование слоя ВС может происходить по механизму деформации, представленному выше. Фрагменты первичной структуры в слое ВС (рис. 4б) не наблюдаются, но они существуют согласно данным рентгеноспектрального микроанализа.

Следует отметить, что концепция возникновения поворотных мод деформации разработана на экспериментах, где объём образца нагружался в статических условиях, то есть с малой скоростью деформации, без тепловой вспышки в зоне локализованной деформации и учета взаимодействия с окружающей средой. Эту концепцию удобно применить в случае, когда материал ПС разрушается непосредственно, то есть без образования ВС, при малой скорости скольжения. При более высоких скоростях, как правило, деформация и разрушение материала ПС происходит через создание новых фаз, то есть через образование слоя ВС, что является принципиальным отличием разрушения материала поверхности при трении от разрушения материала объёма при более простых видах нагружения [14]. Поэтому в условиях динамического нагружения трением разрушение ПС может происходить вследствие других процессов. Одним из таких процессов является взаимодействие с окружающей средой, которое приводит к изменению химического и фазового состава ПС, что влияет на характеристики контакта. На рис. 3 видно, что трение с токоёмом модельного композита обуславливает высокое содержание кислорода в ПС, достаточное для образования оксидов. Однако рентгеновским фазовым анализом ПС модельного композита оксиды железа и меди не обнаружены (таблица). Это указывает на то, что кислород растворён в железе. Этот раствор может принять форму легированных кислородом структур (ЛЕКИ-структуры), где кислород и железо находятся в атомном соотношении O/Fe = 2. Такие структуры являются кластерами, содержащими 2 – 8 атомов железа. В кластерах имеется металлический характер межатомной связи и отсутствует ионная компонента связи, присущая оксидам. Кластеры наблюдаются при трении однофазных образцов (никеля и меди) по стали. Нельзя исключить возможность образование таких кластеров при протекании тока в зоне трения рассмотренного композита [2, 3]. В общем случае, образование растворов в металле уменьшает его

удельную электропроводность и электропроводность его контакта.

Известно, что в ПС при трении происходит скопление элементов (кремния, углерода, никеля, меди), вызывающих графитизацию [4]. На рис. 3 видно, что в случае трения с токоёмом углерод также имеет повышенную концентрацию по сравнению с его содержанием в глубине слоя ВС. Концентрация углерода составляет около 40 ат.% в ПС, что как правило, уменьшает износостойкость материала [8]. Кроме того, большое количество углерода на поверхности трения вызывает низкую электропроводность контакта. Поэтому низкие электропроводность и износостойкость контакта модельного композита обусловлены отчасти этим фактором. Снижение содержания железа и меди на поверхности трения вследствие увеличения концентрации углерода и кислорода также способствует уменьшению износостойкости и электропроводности контакта.

Содержание углерода более 40 ат.% в слое ВС и на поверхности трения известного токоёмного

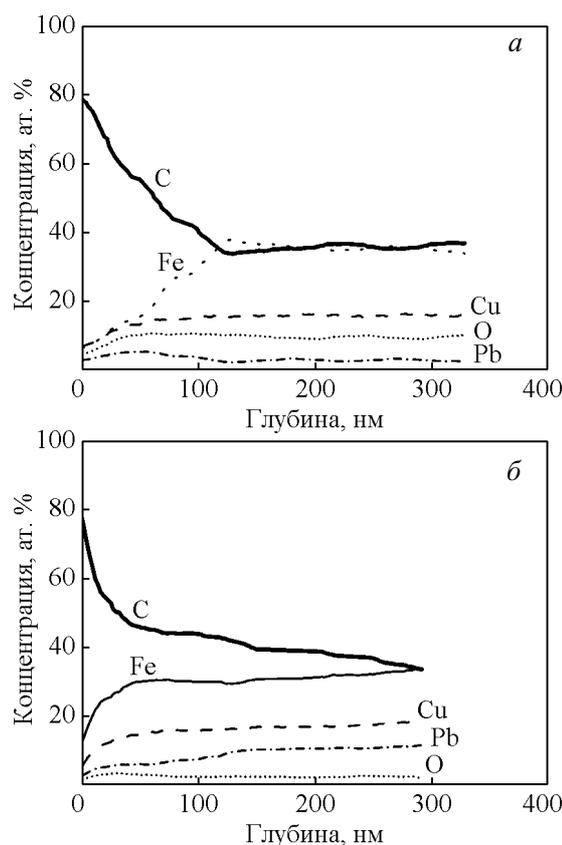


Рис. 5. Распределение химических элементов в поверхностном слое композита ИЛГТ по глубине контактного поверхностного слоя после скольжения при различной контактной плотности тока j , А/см²: а – 0, б – 280.

материала ИЛГТ препятствует созданию контакта с высокими электропроводностью и износостойкостью. Малое содержание кислорода (рис. 5) в слое ВС указывает на то, что углерод препятствует проникновению кислорода в слой ВС и железа. Небольшое содержание кислорода в слое ВС может быть обусловлено также низкой температурой поверхности трения. Однако содержание кислорода оказывается достаточным для образования оксида FeO (таблица). Твёрдые частицы FeO образуют шарж на поверхности трения и, таким образом, повышают сдвиговую устойчивость слоя ВС, что увеличивает износостойкость контакта, несмотря на низкую твёрдость слоя ВС. Это является вероятной причиной реализации износостойкости на уровне модельного композита, имеющего относительно высокую твёрдость слоя ВС.

Выше отмечено, что в момент контакта невозможно определить состояние материала, прилегающего к пятну контакта. Но можно предположить, что в этом микрообъёме образуется диссипативная структура, представляющая собой раствор химических элементов. После прекращения контакта эта структура может приближаться к равновесию с малым временем релаксации за счёт образования оксидов или других фаз (исходных фаз, углерода, интерметаллидов и т.п.). Если время релаксации большое, то структура микрообъёма будет представлять собой, в основном, раствор химических элементов. Следует учесть, что большая пластическая деформация чистых металлов практически никогда не приводит к наноструктурным и аморфным состояниям из-за лёгкости процессов релаксации. В аморфное состояние могут перейти интерметаллиды вследствие сложности протекания релаксации в процессе большой пластической деформации. То есть скорость релаксации есть основной фактор, определяющий тип структуры [15]. Это указывает на то, что композиты, имеющие сложную структуру, сложный набор химических элементов или фаз в своей структуре, не способны легко релаксировать напряжения в ПС и при нагружении трением будут разрушаться быстрее, чем композиты с более простой структурой. В [7] изучено трение с током сёмом композитов на основе аустенитного чугуна (более 40 масс.% легирующих элементов — Cr, Mn, Si, C и др), на основе быстрорежущей стали P6M5 (менее 25 масс.% легирующих элементов — W, Cr, V и др.), а также на основе подшипниковой стали ШХ15 (менее 4 масс.% легирующих элементов — Cr, Si, Mn и др.). Показано, что режим катастрофического изнашивания начинается при следующих характеристиках контакта: для композита на основе аусте-

нитного чугуна — $j < 30 \text{ A/cm}^2$ и $r_s^{-1} < 10 \text{ См/см}^2$, для композита на основе стали P6M5 — $j < 210 \text{ A/cm}^2$ и $r_s^{-1} < 100 \text{ См/см}^2$; для композита на основе стали ШХ15 — $j \approx 280 \text{ A/cm}^2$ и $r_s^{-1} \approx 190 \text{ См/см}^2$. Следует отметить, что сталь Г13 имеет в составе около 20 масс.% легирующих элементов. Поэтому композит на основе стали Г13, имея сложный элементный состав, не может реализовать нормальный износ при $j > 200 \text{ A/cm}^2$ и $r_s^{-1} > 100 \text{ См/см}^2$. Из этих данных можно заключить, что усложнение химического состава структурных составляющих приводит к уменьшению электропроводности и износостойкости контакта в условиях, когда имеется пластическая деформация контактирующих неровностей поверхности трения. Поэтому известный композит ИЛГТ способен легче релаксировать нагружение трением и электрическим током, так как имеет нелегированные структурные составляющие. Однако особенность его исходной структуры (горячештампованная порошковая смесь) не позволяет иметь высокие механические свойства объёма материала вследствие низкой механической прочности межфазных границ. Это обуславливает низкие механические свойства слоя ВС и его слабую связь с исходной структурой, что не позволяет ему заметно увеличить электропроводность и износостойкость контакта.

Заключение

Структурные изменения в материале ПС металлических композитов, содержащих графит, характеризуются увеличением содержания углерода до 40 – 80 ат.% в контактном слое при трении с током сёмом без смазки. Эта концентрация значительно превышает его содержание в более глубоких слоях ВС и исходной структуре, что уменьшает износостойкость материала. Концентрация меди на поверхности трения более низкая, чем в исходной структуре. Концентрация кислорода в ПС металлических композитов изменяется в пределах 5 – 40 ат.% в зависимости от режима трения или состава композита. ПС композита на основе стали Гадфильда имеет высокую насыщенность кислородом, но оксиды не образуются, что указывает на существование раствора кислорода в железе. Кислород, диффундирующий в ПС композита на основе медь-железо (ИЛГТ), формирует оксид FeO, который увеличивает износостойкость поверхности.

Работа выполнена по проекту III.20.2.4 программы III.20.2 фундаментальных исследований СО РАН.

Литература

1. Тушинский Л.И., Потеряев Ю.П. Проблемы материаловедения в трибологии. Новосибирск: НЭТИ, 1991, 64 с.
2. Разумов О.Н., Горский В.В., Грипачевский А.Н. Особенности строения легированных кислородом структур в слоях трения меди. Металлофизика, 1987, т. 9, № 2, с. 96 – 98.
3. Горский В.В., Чубенко А.Н., Якубцов И.А. О строении легированных кислородом структур в контактной зоне трения никеля. Металлофизика, 1987, т. 9, № 2, с. 116 – 117.
4. Любарский И.М., Палатник Л.С. Металлофизика трения. М.: Металлургия, 1976, 176 с.
5. Костецкий Б.И. Структурно-энергетическая приспособляемость материалов при трении. Трение и износ, 1985, т. 6, № 2, с. 201 – 212.
6. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спечённые антифрикционные материалы. Киев: Наукова думка, 1980, 404 с.
7. Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Шляхова Г.В. Износостойкость стальных спеченных композитов в условиях скользящего токосяема. Физическая мезомеханика, 2006, т. 9, спец.выпуск, с. 193 – 196.
8. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982, 212 с.
9. Куранов В.Г., Виноградов А.Н. Явление трибоцементации в процессе финишной обработки шаров подшипников. Трение и смазка в машинах и механизмах, 2007, № 8, с. 32 – 37.
10. Панин В.Е. Поверхностные слои нагруженных твёрдых тел как мезоскопический структурных уровень деформации. Физическая мезомеханика, 2001, т. 4, № 3, с. 5 – 22.
11. Панин С.В., Белоцерковский М.А., Сейфуллина М.П. и др. Исследование особенностей развития деформации на мезоуровне и разрушения композиций с напылёнными покрытиями при трёхточечном изгибе. Физическая мезомеханика, 2004, т. 7, № 2, с. 91 – 104.
12. Панин В.Е., Гриняев Ю.В. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, Сиб. отд-е, 1990, 255 с.
13. Владимиров В.И. Проблемы физики трения и изнашивания. Сб. научных трудов Физика износостойкости поверхности металлов. Л.: ЛФТИ АН СССР, 1988, с. 8 – 41.
14. Костецкий Б.И., Носовский Н.Г., Караулов А.К. Поверхностная прочность металлов при трении. Киев: Техника, 1976, 292 с.
15. Глезер А.М., Поздняков В.А. Условия формирования различных дефектных структур в процессе больших пластических деформаций. Деформация и разрушение материалов, 2005, № 4, с. 9 – 15.

Статья поступила в редакцию 19.03.2012 г.

Алеутдинова Марина Ивановна — Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г.Томск), кандидат технических наук, научный сотрудник. Северский технологический институт НИЯУ МИФИ (Томская область, г. Северск). Специалист в области материаловедения композитов. E-mail: aleut@ispms.ru.

Фадин Виктор Вениаминович — Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г.Томск), кандидат технических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области физики прочности и физического материаловедения. E-mail: fvv@ispms.ru.