

УДК:621.891

О ВЛИЯНИИ НАКЛЕПА НА ИЗНОС СТАЛИ СТ3 В СКОЛЬЗЯЩЕМ СУХОМ КОНТАКТЕ ПРИ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ ТОКА*

Алеутдинова М.И.^{1,2}, к.т.н., научный сотрудник (aleut@ispms.tsc.ru)

Фадин В.В.¹, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
(634021, Россия, Томск, Академический просп., 2/4)

² Северский технологический институт НИЯУ МИФИ
(636036, Россия, Томская обл., Северск, Коммунистический просп., 65)

Аннотация. Представлены токовые зависимости интенсивности изнашивания и удельной поверхностной электропроводности скользящего электроконтакта сталь Ст3/закаленная сталь при контактной плотности тока более 100 А/см² без смазки. Показано, что сталь, имеющая более сильный наклеп, проявляет более высокую износостойкость, чем менее упрочненная сталь. Этот факт представлен как следствие реализации более низкой амплитуды напряжения цикла в условиях малоциклового усталости материала, прилегающего к пятнам фактического контакта более упрочненной стали. Отмечено, что характеристики контакта стали Ст3 несколько выше известных характеристик контакта закаленных сталей. Это обусловлено более высоким запасом пластичности поверхностного слоя стали Ст3 по сравнению с запасом пластичности поверхностного слоя закаленных сталей. Структурные изменения поверхности трения наблюдаются в виде образования слоя вторичных структур, которые содержат кристаллические фазы: FeO, α -Fe и γ -Fe. Представлено оптическое изображение изношенной поверхности, имеющей признаки появления жидкой фазы. Эта фаза является не результатом плавления, а результатом появления сильно-возбужденных атомов в тонком поверхностном слое.

Ключевые слова: пластичность поверхностного слоя, усталостное разрушение, пятна фактического контакта, трение, интенсивность изнашивания, электропроводность скользящего контакта.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-434-438

Определение взаимосвязи между износостойкостью и свойствами первичной структуры контактирующих материалов является одной из фундаментальных задач трибологии. Эта задача не решена, поэтому любые сведения, полученные в этом направлении, могут быть полезными для ее решения. Известно, что высокая износостойкость при трении достигается за счет стабильности структуры поверхностного слоя (ПС) материала [1]. Структура ПС обычно стабилизируется при увеличении твердости, например путем поверхностного упрочнения. Поверхностный слой упрочняется также за счет введения легирующих элементов или упрочняющих фаз в первичную структуру. В этом случае ПС деформируется квазиупруго и реализуется высокая износостойкость. Однако изучение поведения материала при тяжелом режиме трения представляет больший интерес, так как происходит пластическая деформация ПС и увеличивается его температура. В этом случае ПС деформируется по механизму малоциклового усталости [2] и структура ПС не является стабильной. Материалы для узлов трения имеют, как правило, композиционную первичную структуру [1]. Упрочнение первичной структуры металлических композитов и сталей путем легирования или введения фаз приводит к низкой износостойкости в тяжелых усло-

виях трения вследствие трудностей протекания пластической деформации ПС [3]. Создание напряженного состояния (например, путем наклепа или закалки) первичной структуры является альтернативным способом упрочнения структуры ПС с целью уменьшения износа. Однако процесс контактного взаимодействия и пластическая деформация ПС вызывают увеличение его температуры, что может привести к уменьшению напряженного состояния ПС, т. е. к уменьшению его твердости и износостойкости. Изучение целесообразности создания наклепа с целью увеличения износостойкости представляет научный интерес. Создание наклепа в первичной структуре пористого спеченного композита может представлять принципиальные трудности. Поэтому представляется целесообразным создать наклеп в металле (стали или меди). Следует отметить, что триботехнические материалы основаны, как правило, на меди или железе (стали) [1].

Микрообъемы ПС, прилегающие к пятнам контакта, испытывают наибольшую деформацию при трении. Эта деформация может быть вызвана воздействием высокого давления или высокой скорости скольжения в условиях трения без смазки. Однако медь или сталь не способны выдержать высокие давления. Непосредственное высокоэнергетическое воздействие на пятна контакта легко реализуется при протекании электрического тока высокой плотности (более 100 А/см²) между

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-08-00076.

сопряженными материалами. Совместное воздействие трения и электрического тока вызывают пластическую деформацию и разрушение ПС, т. е. реализуется тяжелый режим трения. Износостойкость (или интенсивность изнашивания) является показателем разрушения ПС. Сведения о фазовом составе поверхностного слоя могут быть полезны для получения некоторого представления об особенностях его пластической деформации. Влияние наклепа на износостойкость материала в условиях обязательной пластической деформации ПС удобно изучать, применяя сталь Ст3, которая проявляет удовлетворительную износостойкость в этих условиях [3].

Целью настоящей работы является изучение взаимосвязи характеристик скользящего контакта, фазового состава поверхностного слоя и начальной твердости углеродистой стали Ст3 под воздействием электрического тока плотностью более 100 А/см².

Модельные образцы разной твердости $HB_1 = 1960$ МПа (образец 1) и $HB_2 = 2740$ МПа (образец 2) были получены из углеродистой стали Ст3 (Fe + 0,2 % C). Фазовый состав поверхностного слоя определен на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в излучении CoK_{α} . Металлографическое изучение изношенной поверхности проведено на оптическом микроскопе Neophot-21. Интенсивность изнашивания и электропроводность зоны трения определены в условиях скользящего электроконтакта без смазки при переменном токе (50 Гц), давлении $p_a = 0,13$ МПа, скорости скольжения $v = 5$ м/с на машине трения СМТ-1 по схеме «вал–коладка» (рис. 1, а). Контртелом служила сталь 45 (50 HRC). Дистанция скольжения составляла 9 км. Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h = h/L$, где h – изменение высоты образца на дистанции скольжения L . Контактная плотность тока определена как $j = i/A_a$, где i – ток, протекающий через номинальную площадь контакта A_a .

Структурные изменения поверхностного слоя проявляются в виде образования слоя вторичных структур. Аналогичный слой может образоваться также при трении без тока, например, при трении меди [4]. Толщина этого слоя при скольжении в режиме критического изнашивания может достигать 40 мкм независимо от твердости. На поверхности трения при $j > 100$ А/см² наблюдаются признаки существования жидкой фазы и следы пластического оттеснения металла микронеровностями контртела (рис. 1, б). Характерной особенностью изношенной поверхности стали Ст3 является отсутствие признаков адгезионного взаимодействия.

На рис. 2, а, б видно, что более твердый стальной образец проявляет более высокую износостойкость и удельную поверхностную электропроводность контакта $r_s^{-1} = j/U$ (U – контактное падение напряжения, r – электросопротивление контакта). Начало катастрофического изнашивания при $j > 400$ А/см² сопровождается уменьшением r_s^{-1} и резким увеличением

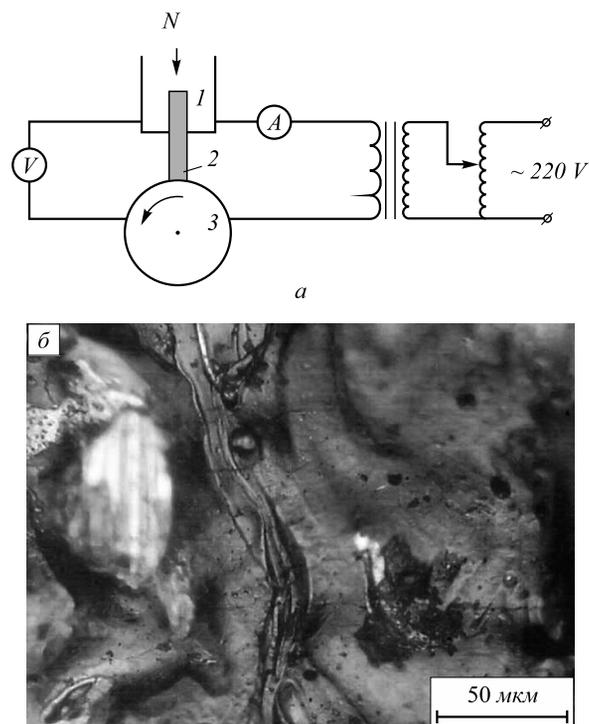


Рис. 1. Принципиальная схема трибоиспытаний «вал–коладка» со скользящим токосъемом:

1 – держатель образца, 2 – образец (сталь Ст3), 3 – контртело (сталь 45, 50 HRC) – (а); изношенная поверхность стали Ст3 после скольжения при $j = 510$ А/см² – (б)

Fig. 1. Schematic representation of block-on-shaft tester under electric current:

1 – specimen holder, 2 – specimen (0,2 % C steel), 3 – counterbody (0,45 % C steel, 50 HRC) – (а); 0,2 % C steel worn surface after sliding at $j = 510$ А/см² – (б)

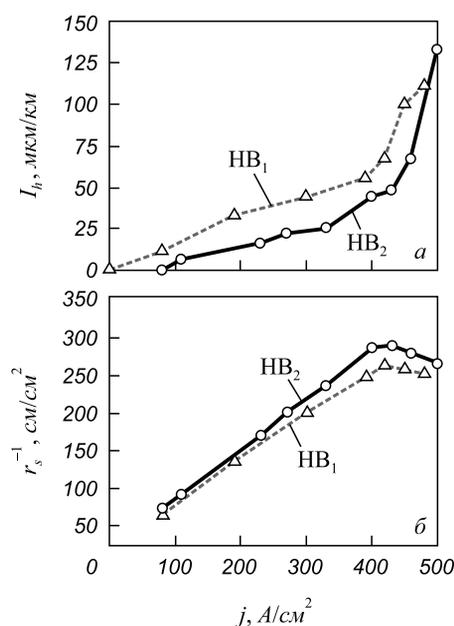


Рис. 2. Интенсивность изнашивания (а) и удельная поверхностная электропроводность (б) контакта сталь Ст3/сталь 45 в зависимости от контактной плотности тока

Fig. 2. Wear intensity (а) and specific surface electric conductance (б) of contact 0,2 % C steel/0,45 % C steel depending on contact current density

интенсивности изнашивания I_h . Плотность тока j_c , соответствующая началу катастрофического изнашивания, имеет приблизительно одно значение для образцов разной твердости.

Слой вторичных структур содержит FeO, α -Fe и γ -Fe в качестве основных кристаллических фаз (см. таблицу). Параметры решетки этих фаз близки к известным параметрам $a_{\alpha\text{-Fe}} = 0,2866$ нм (X-ray/ASTM 6-696 Standard) и $a_{\text{FeO}} = 0,43070$ нм (X-ray/ASTM 6-615 Standard). Параметр $a_{\gamma\text{-Fe}}$ может изменяться в пределах $0,3579 - 0,3612$ нм в зависимости от содержания углерода ($0,7 - 1,2$ % C) [5]. Известно, что интегральная интенсивность рефлекса любой фазы $I_{hkl} \sim v_p$, где v_p – объемная концентрация этой фазы в агломерате [5]. Отсюда объемные соотношения основных фаз можно качественно представить в виде отношений $A_{\text{FeO}} = \frac{I_{\text{FeO}(200)}}{I_{\alpha\text{-Fe}(110)}}$ и

$$A_{\gamma\text{-Fe}} = \frac{I_{\gamma\text{-Fe}(111)}}{I_{\alpha\text{-Fe}(110)}}, \text{ где } I_{\text{FeO}(200)}, I_{\alpha\text{-Fe}(110)} \text{ и } I_{\gamma\text{-Fe}(111)} - \text{ интегральные интенсивности самых сильных рефлексов.}$$

Видно, что отношения A_{FeO} и $A_{\gamma\text{-Fe}}$ приблизительно одинаковы после трения в нормальном и катастрофическом режиме изнашивания. Следует отметить, что при трении в тяжелом режиме поверхностный слой испытывает мегапластическую деформацию, которая приводит к появлению квазиаморфных и нанокристаллических фаз. Эти фазы не должны проявиться на рентгенограмме. В настоящей работе цементит в явном виде не обнаружен в слое вторичных структур (ВС). Его самые сильные рефлексы (211) – (031) расположены в угловом интервале $2\theta = 50,2^\circ - 52,8^\circ$. В этом же угловом интервале расположены рефлексы α -Fe и γ -Fe. Не исключено, что слой ВС содержит невысокое количество цементита.

Известно, что основной механизм разрушения поверхностного слоя связан с пластической деформацией [2] или, более конкретно, с фрагментацией [6]. Высокая износостойкость материала достигается не только за счет высокой твердости, но также за счет высокой пластичности материала [2]. Циклическое внешнее воздействие на микрообъемы ПС вызывает их циклическую деформацию. Интенсивность изнашивания обоих образцов достаточно высока и указывает на преимущественно пластическую деформацию микрообъемов ПС. Это значит, что ПС деформируется по механизму малоциклового усталости.

Такая деформация приводит к его структурным изменениям и происходит образование слоя ВС. Этот слой представляет собой композит, содержащий FeO, α -Fe, γ -Fe и квазиаморфную фазу. Параметры решетки фаз α -Fe и γ -Fe и их объемное соотношение не зависят от режима трения и от напряженного состояния первичной структуры. Можно также предположить, что их пластичность и пластичность квазиаморфной фазы также одинаковы в слое ВС образцов, т. е. эти фазы могут одинаково релаксировать напряжения за счет пластической деформации и не создают существенное различие свойств (например, твердости) слоя ВС образцов. Содержание FeO в слое ВС наклепанного образца 2 (HB = 2740 МПа) выше, чем содержание FeO в слое ВС менее твердого образца 1 (HB = 1960 МПа) (см. таблицу). Это должно привести к более высокой твердости слоя ВС наклепанного образца, т. е. более твердые микрообъемы слоя ВС образца 2 оказывают более высокое сопротивление циклической пластической деформации. Это значит, что в одинаковых условиях трения слой ВС образца 2 испытывает пластическую деформацию более низкую, чем слой ВС образца 1. Значение этой деформации должно иметь смысл амплитуды деформации микрообъема в момент его контакта в условиях циклических нагрузок. Отсюда следует, что амплитуда деформации слоя ВС образца 2 всегда ниже амплитуды деформации слоя ВС образца 1. Усталостное разрушение происходит в результате накопления дефектов и исчерпания запаса пластичности. Очевидно, что относительно высокая амплитуда деформации слоя ВС образца 1 приводит к относительно высокой скорости накопления структурных дефектов и к более быстрому разрушению слоя ВС. Это обуславливает более низкую долговечность образца 1 по сравнению с долговечностью образца 2 при любом одинаковом режиме трения. Следует учесть, что высокая износостойкость достигается при высокой локальной сдвиговой неустойчивости слоя ВС в местах появления концентраторов напряжений [6], т. е. пластический сдвиг должен легко произойти на микро- и мезомасштабных уровнях, но не в масштабе слоя ВС (макромасштабный уровень). Если непрерывная пластическая деформация охватывает большие объемы слоя ВС, то он релаксирует напряжения образованием большого количества трещин и изнашивание становится катастрофическим. Не исключено, что разрушение таких больших объемов

Параметры решетки кристаллических структурных составляющих слоя вторичных структур

Crystal lattice parameters of structural components of the secondary structures layer

HB, МПа	$J = 300 - 320 \text{ A/cm}^2$				$J = 500 - 510 \text{ A/cm}^2$				
	$a_{\alpha\text{-Fe}}$, нм	$a_{\gamma\text{-Fe}}$, нм	a_{FeO} , нм	$A_{\gamma\text{-Fe}}$	$a_{\alpha\text{-Fe}}$, нм	$a_{\gamma\text{-Fe}}$, нм	a_{FeO} , нм	$A_{\gamma\text{-Fe}}$	A_{FeO}
2740	0,2867	0,3595	0,4307	0,10	0,2866	0,3602	0,4300	0,12	0,24
1960	0,2864	0,3598	0,4301	0,12	0,2867	0,3600	0,4296	0,13	0,19

слоя ВС стали Ст3 проявляется при одной контактной плотности тока $j_c = 420 - 430 \text{ А/см}^2$. Эта плотность тока соответствует началу катастрофического изнашивания и не зависит от напряженного состояния первичной структуры (см. рис. 2). Однако это проявилось только в условиях эксперимента, проведенного в настоящей работе. Изменение условий трения приводит к изменению температурного поля в зоне контакта и значения j_c могут измениться или может проявиться зависимость j_c от напряженного состояния. Но в целом следует отметить, что упрочнение первичной структуры металла наклепом приводит к увеличению его износостойкости в тяжелых условиях трения.

Эти данные о взаимосвязи износостойкости и упрочнения наклепом целесообразно сравнить с данными о взаимосвязи износостойкости стали, упрочненной другими способами. В работе [3, 7] показано, что упрочнение первичной структуры стали карбидами и закалкой (быстрорежущая сталь Р6М5) вызывает низкую износостойкость вследствие невысокой пластичности при тяжелом режиме трения. Упрочнение первичной структуры стали легированием и закалкой (без специального введения карбидов) приводит к более высокой износостойкости [подшипниковая сталь ШХ15 (1,5 % Cr), нержавеющая сталь Х13М2 и сталь Гадфильда (13 % Mn)] по сравнению с износостойкостью быстрорежущей стали, что связано с более высокой пластичностью легированных и закаленных сталей. Сталь Ст3 (НВ = 1960 МПа), содержащая 0,2 % С, проявляет более высокую износостойкость, чем вышеприведенные закаленные стали и закаленная сталь У12. Это обусловлено, в первую очередь, присутствием углерода в закаленных сталях, который совместно с легирующими атомами препятствует легкому пластическому течению материала ПС в зонах появления концентраторов напряжений. Низкое содержание углерода в стали Ст3 обуславливает реализацию ее относительно высокой износостойкости. Это является следствием удовлетворительной релаксации напряжений в слое ВС за счет легкой локальной пластической деформации. Следует отметить, что износостойкость сталей, упрочненных твердыми фазами, легирующими атомами и/или закалкой [3, 7] ниже износостойкости стали Ст3, упрочненной наклепом (см. рис. 2). Это значит, что наклеп относительно слабо препятствует релаксации напряжений в слое ПС, которая происходит за счет структурных изменений или пластической деформации. Слабое влияние наклепа на пластичность ПС дает возможность утверждать, что узлы трения, где происходит большая пластическая деформация слоя ПС за счет высокоэнергетического воздействия, должны быть оснащены материалами, упрочненными, в основном, деформационными дефектами и малым количеством перлита, но не твердыми фазами, не легирующими атомами и не закалкой. Не исключено, что это утверждение справедливо не для всех видов

трибосопряжений. Скользящие контакты при высоком давлении или с электрическим током высокой плотности без смазки являются видами высокоэнергетического внешнего воздействия.

Выше отмечено, что высокая износостойкость достигается при стабилизации структуры ПС, т. е. при удовлетворительной релаксации напряжений в ПС. Эта релаксация может осуществляться не только за счет пластических сдвигов в микрообъемах ПС, но также за счет пластического течения по механизму вязкой жидкости (см. рис. 1, б). Динамические воздействия в пятнах контакта близки к воздействию ударной волны, когда подвижность атомов в волне близка к подвижности атомов жидкости. Кроме того, большое количество вакансий обеспечивает аномально высокую диффузию, в первую очередь, в микрообъемах пятен контакта. В результате образуется тонкий контактный слой возбужденных атомов, где диффузионная подвижность атомов может достичь уровня подвижности атомов в расплаве материала этого слоя. Рельеф изношенной поверхности, имеющий следы пластического течения по механизму вязкой жидкости (см. рис. 1, б), не имеет аналогов в многочисленных публикациях, например [8 – 10]. Это связано с тем, что применяются, как правило, сложные составы материалов, где напряжения в ПС релаксируются за счет появления трещин вследствие адгезии.

Выводы. Упрочнение первичной структуры стали наклепом приводит к тому, что релаксация напряжений в слое вторичных структур происходит легче, чем в случае упрочнения стали твердыми фазами, легирующими атомами и закалкой. Это проявляется в относительно высокой износостойкости при скольжении с контактной плотностью тока более 100 А/см^2 по стальному контртелу без смазки. Удовлетворительная релаксация напряжений в слое вторичных структур проявляется также в том, что тонкий контактный слой вторичных структур имеет признаки локального образования жидкой фазы вследствие возникновения высокой диффузионной подвижности атомов. Слой вторичных структур толщиной более 20 мкм образуется на поверхности трения. Вторичные структуры содержат кристаллические фазы: FeO, α -Fe и γ -Fe.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. – Киев: Наукова думка, 1980. – 404 с.
2. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
3. Aleutdinova M.I., Fadin V.V., Kolubaev A.V., Aleutdinova V.A. Contact Characteristics of Metallic Materials in Conditions of Heavy Loading by Friction or by Electric Current// Friction and Wear Research (FWR). 2014. Vol. 2. P. 22 – 28.
4. Yao B., Han Z., Li Y.S. etc. Dry sliding tribological properties of nanostructured copper subjected to dynamic plastic deformation. Wear. 2011. Vol. 271. P. 1609 – 1616.

5. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков и др. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
6. Панин В.Е., Почивалов Ю.И. и др. Трибоконтакт в парах трения как многоуровневая иерархически организованная система // Физическая мезомеханика. 2010. Т. 13. № 6. С. 27–34.
7. Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Куликова О.А. Влияние твердости на износостойкость материала в условиях экстремального воздействия электрическим током и трением // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 5. URL: <http://www.science-education.ru/119-14840> (дата обращения: 10.10.2014).
8. Bares J.A., Argibay N. etc. High current density copper-on-copper sliding electrical contact at low sliding velocities. *Wear*. 2009. Vol. 267. P. 417–424.
9. Wang Y.A., Li J.X. etc. Effect of electrical current on tribological behavior of copper-impregnated metallized carbon against a Cu-Cr-Zr alloy // *Tribology International*. 2012. Vol. 50. P. 26–34.
10. Huang Sh., Feng Yi etc. Electrical sliding friction and wear properties of Cu-MoS₂-graphite-WS₂ nanotubes composites in air and vacuum conditions // *Materials Science & Engineering: A*. 2013. Vol. 560. P. 685–692.

Поступила 9 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 6, pp. 434–438.

COLD WORK HARDENING EFFECT ON WEAR OF 0,2% C STEEL IN DRY SLIDING CONTACT AT HIGH CURRENT DENSITY

Aleutdinova M.I.^{1,2}, *Cand. Sci. (Eng.), Researcher*
(aleut@ispms.tsc.ru)

*Fadin V.V.*¹, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher*

Seversk Technological Institute, National Research Nuclear University (65, Kommunisticheskii ave., Seversk, Tomsk Region, 636036, Russia)

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (2/4, Akademicheskii ave., Tomsk, 634021, Russia)

Abstract. The current dependences of wear intensity and specific surface electric conductance of sliding electric contact 0,2 % C steel/0,45 % C steel are represented at contact current density higher than 100 A/cm² without lubricant. It was shown that the steel having stronger cold work hardening realized has higher wear resistant than the low hardening steel. This fact is represented as a result of the realization of lower cycle stress amplitude in conditions of low cycled fatigue of the material adjoining to real contact spots of stronger hardened steel. It was marked that the contact characteristics of 0,2 % C steel are some higher than known contact characteristics of quenched steels. This is caused by higher plasticity reserve of 0,2 % C steel surface layer comparing with that of quenched steels. Structure changes of sliding surface were observed as a formation of friction induced structure layer containing crystal phases namely oxide FeO, α -Fe and γ -Fe. The optical image of worn surface having the signs of liquid phase appearance is shown. This phase is not a result of melting but it is a result of strong excited atoms appearance in thin surface layer.

Keywords: surface layer plasticity, fatigue deterioration, real contact spots, friction, wear intensity, electric conductance of sliding contact.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-6-434-438

REFERENCES

1. Fedorchenko I.M., Pugina L.I. *Kompozitsionnye spechennye antifriktsionnye materialy* [Composite sintered antifriction materials]. Kiev: Naukova dumka, 1980.404 p. (In Russ.).
2. Kragel'skii I.V., Dobyichin M.N., Kombalov V.S. *Osnovy raschetov na trenie i iznos* [Basics of calculations of friction and wear]. Moscow: Mashinostroenie, 1977. 526 p. (In Russ.).
3. Aleutdinova M.I., Fadin V.V., Kolubaev A.V., Aleutdinova V.A. Contact Characteristics of Metallic Materials in Conditions of Heavy Loading by Friction or by Electric Current. *Friction and Wear Research (FWR)*, 2014, Vol. 2, pp. 22–28.
4. Yao B., Han Z., Li Y.S., Tao N.R., Lu K. Dry sliding tribological properties of nanostructured copper subjected to dynamic plastic deformation. *Wear* 271. 2011, pp. 1609–1616.
5. Umanskii Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N., Rastorguev L.N. *Kristallografiya, rentgenografiya i elektronnyaya mikroskopiya* [Crystallography, X-ray and electron microscopy]. Moscow: Metallurgiya, 1982. 632 p. (In Russ.).
6. Panin V.E., Pochivalov Yu.I., Moiseenko D.D., Maksimov P.V., Bikineev G.Sh. Tribocontact in friction couples as a multilevel hierarchical organized system. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2010. Vol. 13, no. 6, pp. 27–34. (In Russ.).
7. Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Kulikova O.A. Effect of hardness on the wear resistance of the material in conditions of extreme exposure at electrical shock and friction. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*. 2014, no. 5. Available at URL: <http://www.science-education.ru/119-14840>. (In Russ.).
8. Bares J.A., Argibay N. etc. High current density copper-on-copper sliding electrical contact at low sliding velocities. *Wear* 267. 2009, pp. 417–424.
9. Wang Y.A., Li J.X. et al. Effect of electrical current on tribological behavior of copper-impregnated metallized carbon against a Cu-Cr-Zr alloy. *Tribology International* 50. 2012, pp. 26–34.
10. Huang Sh., Feng Yi et al. Electrical sliding friction and wear properties of Cu-MoS₂-graphite-WS₂ nanotubes composites in air and vacuum conditions. *Materials Science & Engineering A* 560. 2013, pp. 685–692.

Acknowledgements. This work was financially supported by the grant of RFFI no. 13-08-00076.

Received December 09, 2014