

УДК 621.001.4
DOI: 10.12737/21233

А.О. Горленко, д.т.н.,
С.В. Давыдов, д.т.н.
(Брянский государственный технический университет,
241035, г. Брянск, бульвар 50 лет Октября, д. 7),
E-mail: bugi12@bk.ru

Технология имплантирования материалов на основе карбида вольфрама с целью повышения износостойкости поверхностей трения

Исследовано влияние имплантированных карбидов вольфрама на формирование в поверхностях трения износостойких структур, образующихся в процессе реализации технологии комбинированной электрохимической обработки. Показано, что при термосиловом воздействии в зоне деформации протекает интенсивная аустенизация стали с растворением порошка карбида вольфрама и последующим образованием композиционных наноструктур в результате распада пересыщенного вольфрамом переохлажденного аустенита. Приведены результаты триботехнических испытаний цилиндрических образцов нормализованным методом.

Ключевые слова: поверхностный слой; износостойкость; электрохимическая обработка; упрочнение; микроструктура; карбид вольфрама; переохлажденный аустенит; пересыщенный твердый раствор; триботехнические испытания.

A.O. Gorlenko, D.Eng.,
S.V. Davydov, D.Eng.
(Bryansk State Technical University,
7, 50 Years of October, Bryansk 241035),

Material implantation techniques based on tungsten carbide to increase friction surface durability

The modification of steel friction surface at the expense of the formation on it a surface layer implanted and compound strengthened with tungsten carbides together with the formation of a sub-layer consisting of cellular super-cooled austenite stabilized by tungsten and reinforced with tungsten carbide grid consisting of packaged nano-sized particles is considered. The influence of implanted tungsten carbides upon the formation in friction surfaces of wear-resistant structures formed during the realization of combined electro-mechanical working techniques is investigated. It is shown that at a thermo-power effect in the area of deformation takes place an intensive austenitizing of steel with the dilution of a tungsten carbide powder and further formation of composite nano-structures as a result of the dissociation of super-cooled austenite oversaturated with tungsten. There are shown results of tribotechnical tests of cylindrical samples by a normalized method.

Keywords: surface layer; wear-resistance; electro-mechanical working; strengthening; micro-structure; tungsten carbide; super-cooled austenite; over-saturated solid solution; tribotechnical tests.

Очень важными с практической точки зрения являются соединения вольфрама с углеродом – карбиды вольфрама W_2C и WC . Данные карбиды обладают высокой твердостью, износостойкостью и тугоплавкостью, что является исключительным сочетанием свойств

для создания износостойких и жаропрочных сплавов.

Вольфрам образует в стали карбид W_6Cr , который при аустенизации частично переходит в твердый раствор, обеспечивая получение после закалки легированного вольфра-

мом мартенсита, что затрудняет распад мартенсита при нагреве, обеспечивая необходимую красностойкость стали. Нерастворенная часть карбида W_6Cr приводит к повышению износостойкости стали.

На основе карбида вольфрама (WC , W_2C), созданы самые эффективные инструментальные твердые сплавы, содержащие 85...95 % WC и 5...14 % Co . Жаропрочные и износостойкие сплавы-стеллиты (3...5 % W , 25...35 % Cr , 45...65 % Co) с помощью наплавки наносятся на поверхности значительно изнашивающихся деталей машин.

Однако до настоящего времени не находят применение технологии создания износостойких поверхностных слоев деталей машин, композиционно упрочненных карбидами вольфрама, работающих в различных условиях трения.

С учетом опыта, полученного при имплантации наноалмазов детонационного синтеза, для создания износостойких поверхностных слоев на поверхностях трения деталей машин разработана технология комбинированной электрохимической обработки (далее – ИКЭМО), включающая формирование слоев, имплантированных карбидами вольфрама, с последующим электрохимическим упрочнением обрабатываемой поверхности.

Эффект упрочнения при электрохимической обработке (ЭМО) достигается благодаря тому, что реализуются высокие скорости нагрева и охлаждения, и достигается высокая степень измельченности аустенитного зерна, которая обуславливает мелкокристаллические структуры закалки поверхностного слоя, обладающего высокими физико-механическими и эксплуатационными свойствами [1, 2, 3].

Технология реализуется на специальной установке, представляющей собой технологический комплекс, состоящий: из универсального токарного станка; силового блока для преобразования промышленного электрического тока; блока управления режимами обработки; средств коммутации и подвода смазывающе-охлаждающей технологической среды; блока сопряжения с ПЭВМ.

Имплантирование карбидов вольфрама в поверхностный слой при электрохимической обработке производится на определенных режимах. На поверхность перед обработкой они наносятся обмазкой, предварительно размешанные с консистентным графитным смазочным материалом в определенной пропорции (для лучшей токопроводимости). Частицы карбида вольфрама внедряются в формируемый поверхностный слой, армируя его. Затем на этой же поверхности проводится электрохимическая обработка на упрочняющих режимах [1, 2, 3].

В процессе высокотемпературного пластического деформирования, под воздействием высоких температур и давлений происходит аустенизация поверхностного слоя стали в зоне контакта. Углерод из обмазки, состоящей из графита и карбидов вольфрама, в твердофазном процессе насыщения диффундирует в поверхностные слои, повышая содержание углерода в аустените.

При проведении исследований поверхности трения цилиндрических образцов обрабатывались порошком карбида вольфрама (табл. 1, 2), полученным на заводе тугоплавких металлов ЗАО «Компания «ВОЛЬФРАМ» (г. Унеча, Брянская область), по спецификации немецкой фирмы Element Six GmbH.

1. Марка порошка карбида вольфрама, размер частиц, содержание кислорода и углерода

Марка порошка карбида вольфрама	Средний размер частиц по Фишеру, мкм	Содержание кислорода, %, max	Углерод общий (типичное содержание), %	Углерод общий (минимальное содержание), %	Углерод свободный, %
WC1,0	0,8...1,3	0,20	6,13...6,18	6,08	0,06
WC1,5	1,3...1,8	0,20	6,13...6,18	6,08	0,06
WC2	1,8...2,5	0,10	6,13...6,18	6,08	0,05

2. Химический состав порошка карбида вольфрама

	Химический состав, %											
	Al	As	Ca	Cr	Na	Ni	Mo	P	S	Si	Fe	K
max	20	20	20	80	20	80	70	20	20	20	100	20
min	10	10	10	40	10	40	40	10	10	10	40	10

Порошок карбида вольфрама наносится на поверхность цилиндрических образцов, изготовленных из стали 45. В результате обработки на поверхности формируется многослойная структура, состоящая из упрочненного слоя толщиной 180...220 мкм (рис. 1, слой 1), первого нижнего подслоя толщиной 200...250 мкм (рис. 1, слой 2), второго нижнего подслоя толщиной 20...40 мкм (рис. 1, слой 3) и матрицы, состоящей из нормализованной стали 45.

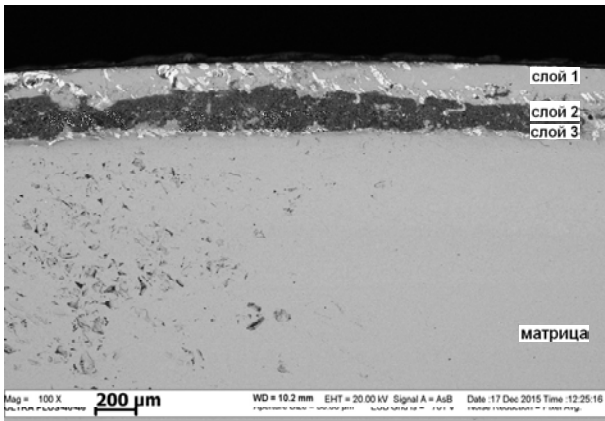


Рис. 1. Структура поверхности стального образца, упрочненного карбидом вольфрама

Микроструктурные исследования проводились на автоэмиссионном сканирующем элек-

тронном микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55, Германия (Zeiss Ultra plus Field Emission Scanning Electron Microscope).

На рис. 2 показана микроструктура слоев 1 и 2, в табл. 3 представлен фазовый химический состав. Слой 1 представляет собой смесь частиц карбида вольфрама WC в стальной основе. Следовательно, в процессе имплантации происходит пластическое перемешивание карбида вольфрама в объеме стали в твердофазном состоянии.

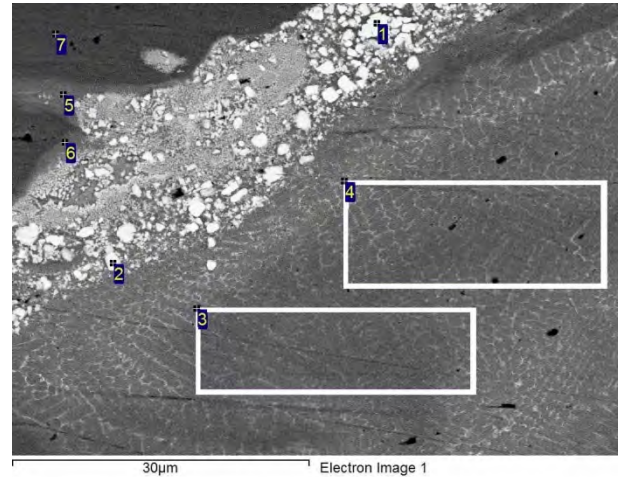


Рис. 2. Микроструктура слоя 1 (частицы карбида вольфрама) и слоя 2 (сетка карбида вольфрама по границам аустенитных зерен)

3. Фазовый химический состав структур слоев 1 и 2, % (рис. 3)

Точки	C	Al	Fe	Co	Cu	W	Всего
1	16,8	–	4,0	–	–	79,2	100,0
2	7,6	–	6,4	14,7	–	71,3	
3	3,3	–	84,2	–	2,9	9,6	
4	3,6	–	83,6	–	2,7	10,1	
5	15,1	0,6	71,5	–	4,0	8,8	
6	11,8	0,7	76,9	–	2,1	8,5	
7	11,3	0,6	88,1	–	–	–	
max	16,8	0,7	88,1	14,7	4,0	79,2	–
min	3,3	0,6	4,0	14,7	2,1	8,5	–

Слой 2 (рис. 2 и 3) представляет собой слабонасыщенный вольфрамом феррит, по границам зерен которого выделяется сетка карбида вольфрама. Следовательно, в процессе имплантации, в слое 2 выделяется максимальное количество энергии, которое переводит систему в метастабильное состояние с последующим образованием ячеистой структуры (см. рис. 3).

В соответствии с известной диаграммой

Fe–W, температура слоя 2 превышает температуру 1060 °С, соответствующую перитектоидной реакции. В этих температурных условиях протекает полиморфное превращение железа с образованием аустенита и растворением карбида вольфрама в аустените.

Например, в аустените стали Р6М5 при оптимальной температуре нагрева при закалке 1200...1230 °С растворяется около 8 % W. В стали Р18 в аустените растворяется также

около 8 % W, но при температуре 1270...1290 °С. Следовательно, максимальной границей нагрева стали при термосиловом воздействии при имплантировании можно считать границу до 1300 °С.

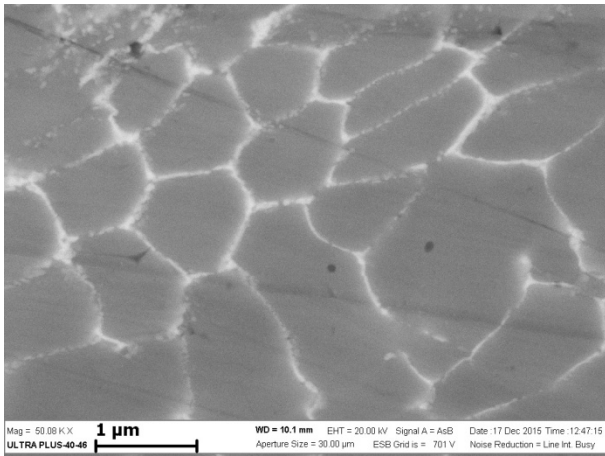


Рис. 3. Ячеистая структура переохлажденного аустенита в слое 2 (сетка карбида вольфрама по границам аустенитных зерен)

При охлаждении раствор аустенита пересыщается вольфрамом и стабилизируется. При дальнейшем охлаждении формируется структура стабилизированного переохлажденного аустенита, а избыток вольфрама выделяется в виде сетки карбида вольфрама по границам аустенитных зерен, слаболегированных вольфрамом. В данном случае полученная структура идентична структуре литой быстро-

режущей стали, соответствующей сложной карбидной эвтектике, напоминающей ледебурит и располагающейся по границам зерен.

Аналогичная структура наблюдается (рис. 4) при переходе слоя 2 в слой 3, который намного тоньше слоя 1, но также насыщен частицами карбида вольфрама (табл. 4).

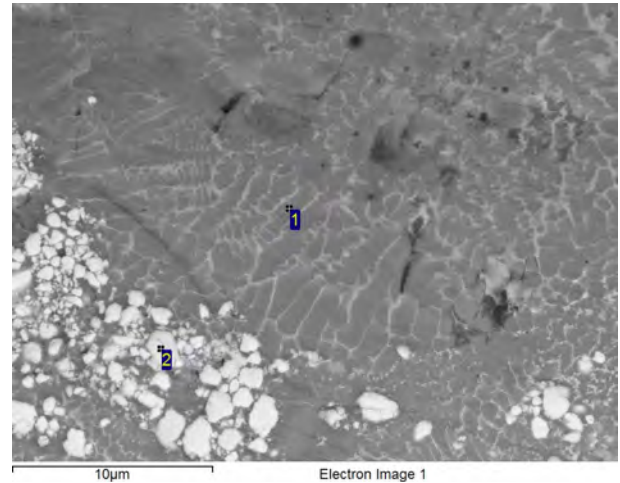


Рис. 4. Микроструктура слоя 2 (сетка карбида вольфрама) и слоя 3 (частицы карбида вольфрама)

Микротвердость по Виккерсу замерялась на микротвердомере мод. ПМТ-3М с нагрузкой 200 г. Измерение диагоналей отпечатков проводилось на микроскопе металлографическом инвертированном мод. Метам ЛВ-34 с применением автоматизированной системы анализа «Микро-Анализ View».

4. Фазовый химический состав структур слоев 2 и 3, % (рис. 4)

Точки	C	Fe	Co	Cu	W	Всего
1	13,5	68,3	–	6,2	12,0	100,0
2	14,5	9,1	4,2	3,2	69,0	
max	14,5	68,3	4,2	6,2	69,0	–
min	13,5	9,1	4,2	3,2	12,0	–

В табл. 5 приведены значения микротвердости по Виккерсу для многослойной упрочненной структуры (см. рис. 1).

5. Микротвердость поверхностного слоя стали 45, упрочненного карбидом вольфрама

Микротвердость слоев, HV			
Слой 1	Слой 2	Слой 3	Матрица
741...846	546...633	431...525	304...332

Для комплексных сравнительных испытаний износостойкости исследовались наружные цилиндрические поверхности образцов,

изготовленных из сталей P18 и 45, с применением следующих технологий:

- объемная закалка, низкотемпературный отпуск (сталь P18);
- объемная закалка, низкотемпературный отпуск (сталь P18) + покрытие с твердорастворным упрочнением из соединений с разным типом межатомных связей системы Ti–Al–N толщиной 3 мкм, нанесенное с применением технологии PVD (в вакууме с помощью электродугового источника плазмы и сепарации плазменного потока);
- объемная закалка, низкотемпературный отпуск (сталь P18) + покрытие с многофазной

структурой системы Mo-Cr-N толщиной 3 мкм, нанесенное с применением технологии PVD (в вакууме с помощью электродугового источника плазмы и сепарации плазменного потока);

– комбинированная электромеханическая обработка (ИКЭМО) – формирование имплантированного карбидами вольфрама поверхностного слоя на поверхности нетермообработанной стали 45 и последующее электромеханическое упрочнение обрабатываемой поверхности.

Образцы с покрытиями на основе Ti-Al-N и Mo-Cr-N были изготовлены в ООО «НПФ «Плазмацентр» (г. Санкт-Петербург).

Комплексные сравнительные испытания образцов проводились на автоматизированной установке, созданной на базе машины трения МИ-1М, нормализованным методом [4, 5].

По результатам анализа регистрируемых параметров определялись следующие показатели триботехнических свойств: время приработки t_0 , ч; приработочный износ h_0 , мкм; среднее значение коэффициента трения в период нормального изнашивания f ; отношение максимального значения коэффициента трения в период приработки f_0 к f ; среднее значение интенсивности изнашивания в период нормального изнашивания

$$I_h = (h - h_0) / (L - L_0),$$

где h – суммарная величина износа образца за время испытаний, мкм; L – путь трения, пройденный поверхностью образца за время испы-

таний, мкм; L_0 – путь трения, пройденный поверхностью образца за время приработки, мкм; значение интенсивности изнашивания за общее время испытаний $I_{h\Sigma} = h / L$.

Выбор оптимального метода упрочнения поверхностей трения по параметрам триботехнических испытаний может быть произведен на основании определения вышеуказанных критериев и их сравнения. При этом более износостойким является поверхность трения с меньшими значениями интенсивности изнашивания, длительности приработки, коэффициента трения, а также при падающей характеристике кривой изменения коэффициента трения во времени [6].

Испытания образцов проводились при следующих условиях: скорость скольжения $v = 1$ м/с; нормальное усилие нагружения $N = 100$ Н ($\pm 0,5\%$), (соответствует давлению, рассчитанном по Герцу, порядка 150 МПа); вид первоначального контакта – пластический насыщенный; вид смазки – граничная; вид смазывания – окунаем; ведущий вид изнашивания – усталостное; смазочный материал – масло индустриальное И-20А (ГОСТ 20799-88); материал индентора – твердый сплав ВК8; общее время испытаний каждого образца – 8 ч.

Результаты испытаний образцов, обработанных с применением выше описанных технологий на модернизированной установке МИ-1М, представлены в табл. 6.

6. Результаты триботехнических испытаний на модернизированной установке МИ-1М

Триботехническое свойство	Показатель	Значение показателя для образца			
		Сталь P18	Сталь P18 + Ti-Al-N	Сталь P18 + Mo-Cr-N	Сталь 45 + ИКЭМО
Прирабатываемость	t_0 , ч	1,12	0,58	0,75	0,45
	h_0 , мкм	7,5	1,30	1,50	1,70
	f_0/f	1,61	1,42	1,46	1,19
Антифрикционность	f	0,31	0,32	0,25	0,24
Износостойкость	h , мкм	16,1	9,70	9,60	4,6
	$I_h \cdot 10^{-10}$	3,44	3,12	3,09	1,44
	$I_{h\Sigma} \cdot 10^{-10}$	5,55	3,35	3,32	2,03

На рис. 5 – 8 приведены результаты испытаний образцов с графиками изменения износа и коэффициента трения во времени.

Сравнение результатов триботехнических испытаний образцов нормализованным методом показало, что минимальными значениями коэффициента трения, времени приработки и износа обладает имплантированный карбида-

ми вольфрама поверхностный слой с последующим электромеханическим упрочнением.

Кривые износа для образцов с покрытием систем Ti-Al-N и Mo-Cr-N характеризуются ускоренным ростом износа после износа покрытия. Кривая износа для образца после ИКЭМО более стабильна.

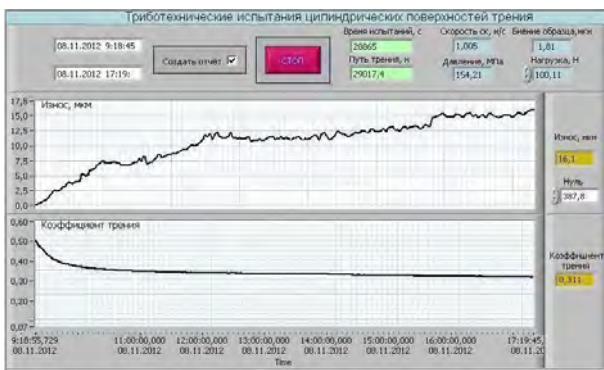


Рис. 5. Результаты испытаний образца после объемной закалки и низкотемпературного отпуска

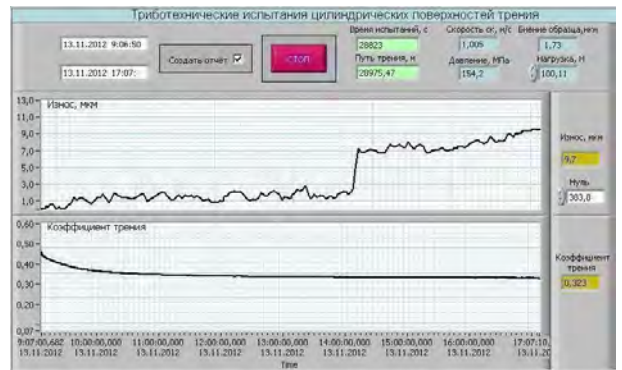


Рис. 6. Результаты испытаний образца после PVD (покрытие системы Ti-Al-N)

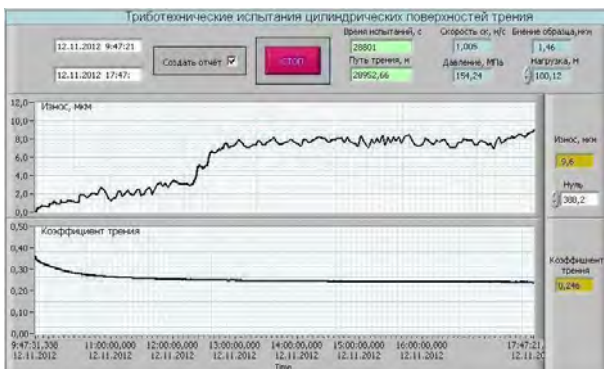


Рис. 7. Результаты испытаний образца после PVD (покрытие системы Mo-Cr-N)

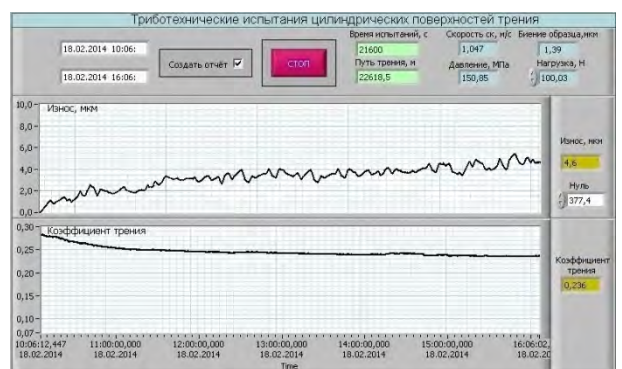


Рис. 8. Результаты испытаний образца после формирования имплантированного карбидами вольфрама слоя и последующего электромеханического упрочнения (ИКЭМО)

По результатам триботехнических испытаний установлено, что интенсивность изнашивания образцов с имплантированным карбидами вольфрама слоем и последующим электромеханическим упрочнением в период нормального изнашивания меньше по сравнению (в скобках указаны значения для общего времени испытаний):

- с термообработанными образцами – в 2,4 (2,7) раза;
- с образцами после PVD (покрытие системы Ti-Al-N) – в 2,2 (1,7) раза;
- с образцами после PVD (покрытие системы Mo-Cr-N) – в 2,1 (1,6) раза.

Выводы:

1. Модификация поверхности трения стали 45 за счет образования на ней поверхностного слоя, имплантированного и композиционно упрочненного карбидами вольфрама, наряду с формированием подслоя, состоящего из ячеистого переохлажденного аустенита, стабилизированного вольфрамом и армированного сеткой из карбида вольфрама, состоящей из

агрегатированных наноразмерных частиц карбида вольфрама методом ИКЭМО, позволяет существенно повысить износостойкость поверхностей трения, что подтверждается триботехническими испытаниями.

2. Наличие многослойной структуры, имеющей общую металлическую матрицу основы материала, обеспечивает монолитную сцепляемость упрочненных слоев без нарушения сплошности в процессе изнашивания при значительных динамических нагрузках, что также подтверждается триботехническими испытаниями.

Применение данной технологии возможно на машиностроительных предприятиях в качестве высокоэффективного способа обеспечения и повышения эксплуатационных показателей деталей машин на стадии их изготовления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горленко, А.О., Горленко, О.А. Импульсная электромеханическая обработка // Научноёмкие технологии в

машиностроении. – 2011. – № 6 (06). – С. 21 – 25.

2. Горленко, А.О. Упрочнение поверхностей трения деталей машин при электромеханической обработке // Вестник БГТУ. – 2011. – № 3. – С. 4 – 8.

3. Горленко, А.О., Матлахов, В.П. Технологическое повышение износостойкости цилиндрических поверхностей трения // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2010. – № 5. – С. 20 – 26.

4. Горленко, А.О., Матлахов, В.П. Обеспечение износостойкости поверхностей трения путем управляемого технологического воздействия // Вестник БГТУ. – 2007. – № 2. – С. 10 – 15.

5. Горленко, А.О., Прудников, М.И. Нормализация триботехнических испытаний для создания базы данных по одноступенчатому технологическому обеспечению износостойкости // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2008. – №9. – С. 7 – 13.

6. Бишутин, С.Г. Износостойкость деталей машин и механизмов: учебное пособие / С.Г. Бишутин, А.О. Горленко, В.П. Матлахов; под ред. С.Г. Бишутина. – Брянск: Изд-во БГТУ, 2010. – 112 с.

REFERENCES

1. Gorlenko, A.O., Gorlenko, O.A. Pulse electro-mechanical working // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2011. – № 6 (06). – pp. 21 – 25.

2. Gorlenko, A.O. Friction surfaces strengthening of machine parts at electro-mechanical working // *Bulletin of BSTU*. – 2011. – № 3. – pp. 4 – 8.

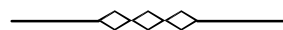
3. Gorlenko, A.O., Matlakhov, V.P. Wear-resistance technological increase in cylindrical friction surfaces // *Friction and Lubrication in Machines and Mechanisms*. – 2010. – № 5. – pp. 20 – 26.

4. Gorlenko, A.O., Matlakhov, V.P. Friction surface wear-resistance assurance by supervised technological effect // *Bulletin of BSTU*. – 2007. – № 2. – pp. 10 – 15.

5. Gorlenko, A.O., Prudnikov, M.I. Tribotechnical tests normalization for data base formation on one-stage technological support of wear-resistance // *Friction and Lubrication in Machines and Mechanisms*. – 2008. – №9. – pp. 7 – 13.

6. Bishutin, S.G. *Wear-Resistance of Machinery and Mechanisms: Manual* / S.G. Bishutin, A.O. Gorlenko, V.P. Matlakhov; under the editorship of S.G. Bishutin. – Bryansk: Publishing House of BSTU, 2010. – pp. 112.

Рецензент д.т.н. А.П. Амосов



Уважаемые коллеги!

приглашаем Вас принять участие в V Международной научной конференции "Наноструктурные материалы –2016: Беларусь-Россия-Украина" (НАНО-2016), которая состоится 25–28 октября 2016 г. в Минске в НПЦ НАН Беларуси по материаловедению совместно с VII Международной конференцией «Актуальные проблемы физики твердого тела» (ФТТ-2016).

Тематика конференции:

1. Инженерия поверхности, 3D принтирование, физико-химия наноструктурированных материалов.
2. Наноструктурные металлы, сплавы, керамика и нано-композиты.
3. Источники энергии, коллоидные системы, углеродные наноматериалы (графен, фуллерены, углеродные нано-трубки и материалы на их основе).
4. Нанoeлектроника, оптоэлектроника, спинтроника, наносенсоры, магнитные наноматериалы.
5. Методы аттестации и сертификации наноматериалов. Практические приложения наноматериалов.

Оргкомитет: 220072, Минск, ул. П.Бровки, 19
ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению»

Шумская Е.Е.

Тел.: (+375 17) 2841193

Факс: (+375 17) 2840888

E-mail: NANO2016@physics.by

Для регистрации, и получения текущей информации о конференции, гостиницах и стоимости проживания используйте страничку в Internet:

<http://ifftp.bas-net.by/index.php?path=NANO2016>