

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Козлов Э.В., Попова Н.А., Малиновская В.А., Апасов А.М. Фазовый состав и градиентная структура нитроцементованной стали 20X2H4ФА после низкого отпуска // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2005. – № 8 – С. 26–29.
2. Козлов Э.В., Тришкина Л.И. Фазовые переходы в подсистеме дефектов деформируемых материалов // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. – Томск: Изд-во ТГУ, 1990. – С. 94–101.
3. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1997. – 236 с.
4. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Справочник. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.
5. Блантер М.Е. Теория термической обработки. – М.: Металлургия, 1984. – 328 с.
6. Физика прочности гетерогенных материалов / Э.В. Козлов, Д.В. Лычагин, Н.А. Попова и др. – Л.: ФТИ, 1988. – С. 3–13.
7. Козлов Э.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Апасов А.А., Апасов А.М., Конева Н.А. Структура трещины в нитроцементованной стали // Современные проблемы прочности: Научные труды V Междунар. семинара имени В.А. Лихачева. – Старая Русса, 17–21 сентября 2001. – Т. 1. – С. 76–81.

Поступила 27.03.2013 г.

УДК 621.791.92

## ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СТАЛИ Р6М5 В ТРИБОКОНТАКТЕ СО СТАЛЬЮ ШХ15 В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ СКОРОСТЕЙ И НАГРУЗОК

С.Ф. Гнусов, А.А. Игнатов, В.Г. Дураков

Томский политехнический университет  
E-mail: gnusov@rambler.ru

Приведены результаты исследования структуры поверхностей трения и триботехнических характеристик композиционных покрытий на основе стали Р6М5 после трения по стальному диску в диапазонах скоростей скольжения от 1,2 до 3,6 м/с и нагрузок от 20 до 100 Н. В паре трения сталь Р6М5–сталь ШХ15 установлено две области катастрофического изнашивания и две области установившегося износа. Для пары трения «сталь Р6М5+20 вес. % WС»–сталь ШХ15 установлено значительное снижение интенсивности изнашивания композиционного покрытия (2–3 раза) по сравнению с покрытием на основе стали Р6М5. Интенсивность изнашивания композиционного покрытия линейно растет с нагрузкой, что связано с развитием окислительного изнашивания.

#### Ключевые слова:

Быстрорежущая сталь, композиционное покрытие, трение скольжения, износ, микроструктура.

#### Key words:

High speed steel, composition coating, sliding friction, wear, microstructure.

#### Введение

Условия работы в экстремальных режимах трения предъявляют особые требования к триботехническим свойствам современных конструкционных материалов. В таких режимах работают тяжело нагруженные пары трения при высоких линейных скоростях и высоких приложенных давлениях. Обычно эти процессы могут сопровождаться вынужденным дефицитом смазывающих веществ. В данных условиях степень окисления имеет большое значение в поведении трения и износа: оксидный слой должен быть однородный, тонкий и иметь хорошую адгезию, чтобы быть эффективным против износа. Перспективным материалом для использования в тяжело нагруженных узлах трения является быстрорежущая сталь [1]. Согласно [2–4] это обусловлено большей способностью карбидов и матрицы к окислению. Снижение коэффициента трения в основном связано с образованием оксидного слоя. Температуру начала образования оксидных слоев авторы не изучали. Более того, как отмечается в работе [4], за счет низкой

микротвердости матрицы по сравнению с эвтектическими карбидами, находящимися по границам зерен, происходит преимущественный ее износ, что приводит к преждевременному выкрашиванию упрочняющей фазы. В работах [5, 6] показано, что при формировании покрытий из стали Р6М5 и композиционного материала на ее основе «сталь Р6М5+20 вес. % WС» с применением метода электронно-лучевой наплавки в вакууме удается сформировать равномерное мультимодальное распределение упрочняющих фаз в аустенитно-мартенситной матрице. Данное распределение, наряду со структурно-неустойчивой связующей фазой, обеспечивает значительное повышение абразивной износостойкости данным покрытиям.

Целью настоящих исследований явилось изучение процессов изнашивания и изменения структурно-фазового состояния композиционных покрытий на основе стали Р6М5 в паре со стальным контртелом в интервале скоростей скольжения 1,2...3,6 м/с, нагрузок 20...100 Н и температур до 200 °С.

### Материал, оборудование и методы исследования

**Технология наплавки.** Для электронно-лучевой наплавки в вакууме (остаточное парциальное давление не менее 0,013 Па) использовался порошок быстрорежущей стали Р6М5 (С – 1, Cr – 4, W – 6, 5, Mo – 5, V – 1,5, Si < 0,5, Mn < 0,55, Ni < 0,4, S < 0,03, O<sub>2</sub> < 0,03, Fe – основа (вес. %)), полученный распылением в воду расплава, производства ОАО «Тулачермет», и композиционный порошок «сталь Р6М5+20 вес. % WC» дисперсностью 50...350 мкм. Композиционный порошок для наплавки получали смешиванием вышеназванных порошков, спеканием смеси в вакууме (остаточное парциальное давление не менее 10<sup>-2</sup> Па), последующим дроблением и рассевом на фракции полученных спёков [7].

Наплавку проводили на плоские заготовки размером 30×200 мм (толщина основного металла (подложки) 20 мм), изготовленные из стали 30. Ширина наплавочной дорожки не превышала 20 мм. Для формирования толщины наплавленного слоя ~3 мм число проходов электронного луча было равно 4. Для сохранения постоянного размера жидкометаллической ванны (~100 мм<sup>2</sup>) в процессе наплавки в условиях роста температуры заготовки необходимо уменьшать мощность электронного луча на каждом последующем проходе. Поэтому мощность электронного луча согласно ранее проведенной работе [8] изменялась в зависимости от номера прохода: 1) 4050...4300; 2) 2900...3200; 3) 2160...2300; 4) 2000...2100 Вт. Диаметр электронного луча, длина развертки и скорость движения подложки не изменялись и составили 1, 20 мм и 2,8 мм/с соответственно. Время процесса наплавки заготовки за один проход электронного луча составляло ~80 с. Время между проходами, необходимое для возвращения заготовки в исходное состояние, составляло ~80 с. Таким образом, в ходе многопроходной наплавки материал покрытия в зоне действия луча неоднократно испытывает нагрев/охлаждение (термоциклирование).

**Испытания на трение-скольжение.** Испытания на трение проводились на машине трения СМТ-20 с использованием схемы «колесо–две плоские колодки» при ступенчатом повышении скорости (1,2; 2,4 и 3,6 м/с) и нагрузки (20, 40, 60, 80 и 100 Н) в условиях трения без смазки. Исходные образцы с покрытием вырезались из массивных ранее наплавленных заготовок электроэрозионным методом. Размер образцов был равен 10×10×7 мм. Толщина покрытия 2 мм. Поверхность покрытия перед испытанием полировалась на алмазных пастах различной дисперсности.

Контртелом служило колесо диаметром 62 мм и шириной 15 мм, изготовленное из закаленной шарикоподшипниковой стали ШХ15 (HRC 63...65). При каждой фиксированной скорости и нагрузке проводились четыре эксперимента с путем трения 2000 м независимо от частоты вращения контртеле-

ла. В качестве меры интенсивности изнашивания было использовано отношение объема материала, потерянного образцами в ходе испытания, к дистанции трения (мм<sup>3</sup>/км).

Для оценки температуры образцов в процессе испытаний с противоположной стороны от поверхности трения (со стороны основного металла) вводилась вольфрам-рениевая термопара, располагающаяся на границе сплавления подложка–покрытие. Реальная температура в зонах контакта была значительно выше, однако данная интегральная температура одновременно с анализом интенсивности изнашивания позволяла оценить работоспособность данной пары трения.

**Анализ структурно-фазового состава покрытий.** Структуру наплавленных покрытий до и после испытаний на износ исследовали с помощью оптического микроскопа (ОМ) *Olympus GX 51*, снабженного анализатором *SIAMS 700*, растрового электронного микроскопа (РЭМ) *Philips SEM 515*, снабженного микроанализатором *EDAX ECON IV* и ионно-электронного микроскопа *Quanta 200 3D*. Поперечные сечения по отношению к поверхности трения размером ~10×10×7 мкм изготавливали путем распыления материала сфокусированным ионным пучком при ускоряющем напряжении 30 кВ. РЭМ изображение сечений получали при наклоне образца 52 градуса. Использовали сигнал вторичных и обратно-рассеянных электронов. Анализ химического состава в локальной области проводили методом микрорентгеноспектрального анализа с использованием системы «Genesis 2000» фирмы EDAX. Получали химический состав области в точке и распределение элементов по линии.

Структурные исследования исходного покрытия и дорожки трения после испытаний пары трения проводили с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 в фильтрованном Со<sub>Kα</sub>-излучении в интервале углов 2Θ=15–120° с шагом 0,1°. Для количественного фазового анализа использовали значения интегральной интенсивности дифракционных линий. Для определения параметров тонкой кристаллической структуры (размеров кристаллитов (D)) полученные экспериментальные данные аппроксимировались гадкими профилями (как правило, Коши), из которых определялись уширения линий. Из уширения дифракционных максимумов согласно [9] были получены размеры кристаллитов (областей когерентного рассеяния) γ-фазы (аустенита) композиционных покрытий. Истинное физическое уширение рентгеновских линий получали сравнением ширины рефлексов исследуемых кристаллитов с шириной рефлексов от эталонного образца, в качестве которого был взят крупнокристаллический α-кварц.

Оценку параметров шероховатости поверхности после испытаний на износ проводили на установке сканирующего интерференционного микроскопа *ZYGO NewView 7300*.

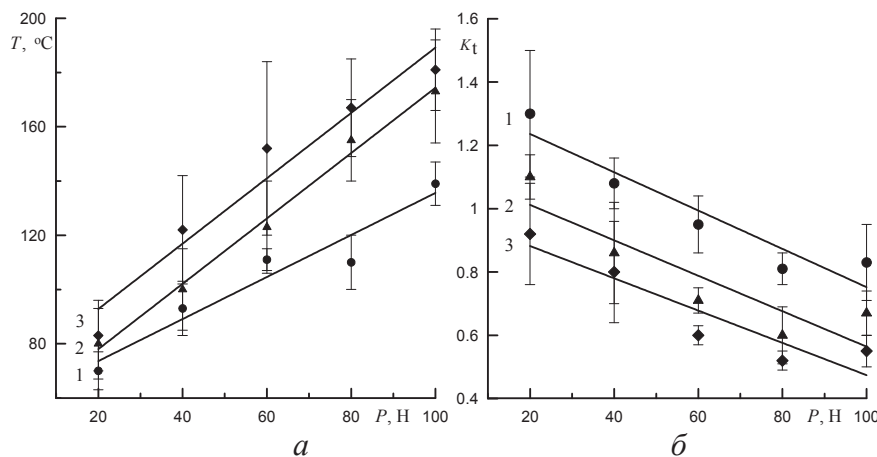
**Результаты и обсуждение**

Для формирования мультимодального распределения упрочняющих частиц по размерам [10] (мелкозернистые выделения эвтектического карбида  $M_6C$  по границам зерна с размером  $d_{1cp} = 3,8 \dots 5,9$  мкм, субмикроструктурные выделения с размерами зерен  $d_{2cp} = 0,65$  мкм (VC) и  $d_{3cp} < 0,25$  мкм (вторичный карбид  $M_6C$  в объеме зерен матрицы)) наплавке предшествовал предварительный проход электронного луча малой мощности с силой тока 25...40 мА для подогрева и рафинирования поверхности образцов основного металла, многопроходного режима наплавки и окончательного подогрева наплавленной поверхности, позволяющих осуществить процесс старения в каждом предыдущем наплавленном слое уже в ходе наплавки. Матрица в упрочненном слое представляла аустенитно-мартенситную смесь. Количество аустенита в покрытии на основе стали Р6М5 составляло 22...30 %, а в композиционном покрытии «сталь Р6М5+20 % WC» – 80...87 % от общего объема матрицы. Исходный размер кристаллитов для матрицы ( $\gamma$ -фаза) покрытия на основе стали Р6М5 равен 85 нм, а для композиционного покрытия «сталь Р6М5+20 % WC» – 77 нм.

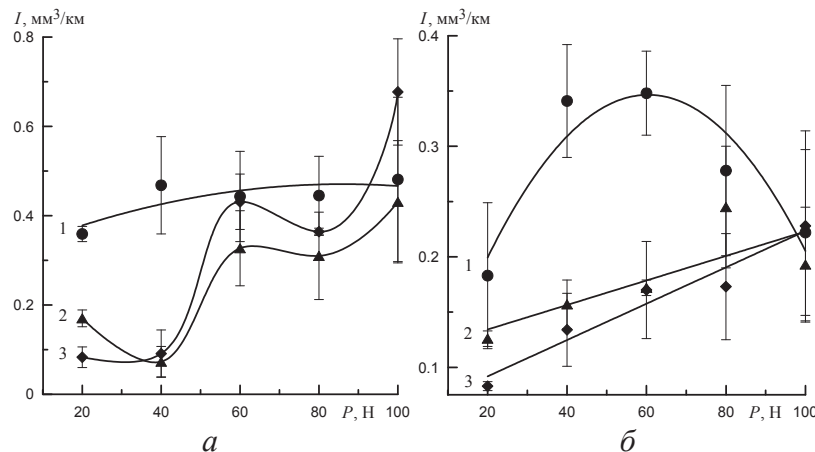
Все режимы трения сопровождались выделением тепла в зоне триботехнического контакта, что приводило к разогреву всего объема образцов. С увеличением скорости и нагрузки в трибологическом контакте температура росла по закону, близкому к линейному, и для скорости 3,6 м/с и нагрузки 100 Н достигала 180...200 °С (рис. 1, а).

Коэффициент трения с ростом скорости и нагрузки уменьшается с 1,3–0,9 до 0,9–0,5 (рис. 1, б). Необходимо заметить, что на рис. 1, б представлены установившиеся значения коэффициента трения, характерные для конца испытаний пары трения сталь Р6М5–сталь ШХ15. На начальном этапе в течение первых 1...2 минут временная зависимость момента трения (и, соответственно, коэффициента трения) имела значительный разброс, а затем его значение практически не менялись до конца испытаний. Аналогичные зависимости характерны и для пары трения «сталь Р6М5+WC»–сталь ШХ15.

Анализ результатов проведенных испытаний показал, что увеличение нагрузки для скорости скольжения 1,2 м/с практически не приводит к изменению интенсивности изнашивания покрытия на основе стали Р6М5 и она максимальна по



**Рис. 1.** Влияние скорости скольжения и нагрузки на: а) температуру образцов; б) коэффициент трения при трении покрытия сталь Р6М5 в паре со сталью ШХ15; скорость скольжения: 1) 1,2; 2) 2,4; 3) 3,6 м/с



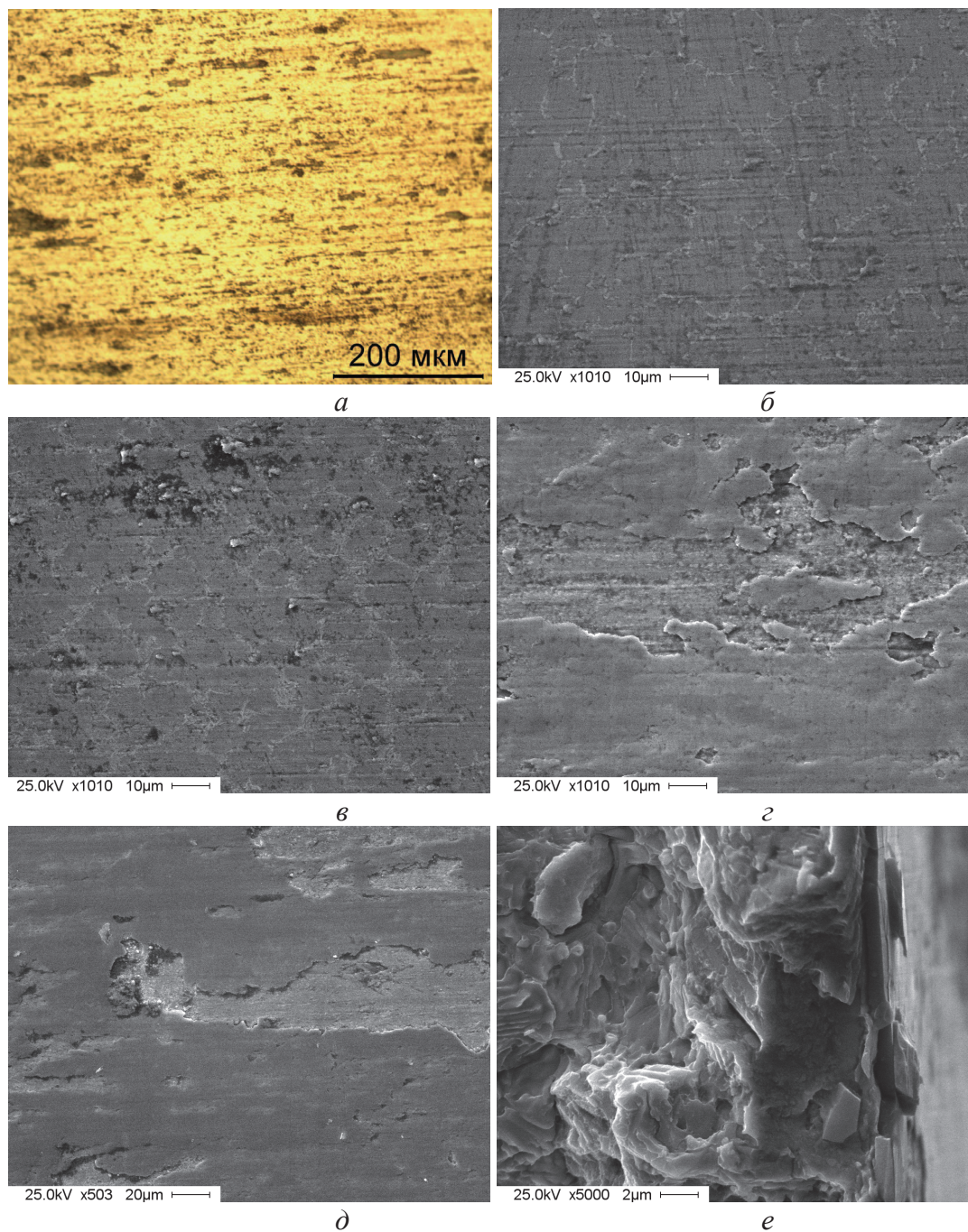
**Рис. 2.** Зависимость интенсивности изнашивания от скорости скольжения и нагрузки для покрытия: а) сталь Р6М5; б) «сталь Р6М5+WC». Скорость скольжения: 1) 1,2; 2) 2,4; 3) 3,6 м/с

сравнению со скоростями скольжения 2,4 и 3,6 м/с (рис. 2, а, кривая 1). Исключение составляет только скорость скольжения 3,6 м/с и нагрузка 100 Н, при которых интенсивность изнашивания данного покрытия максимальна ( $0,677 \pm 0,119 \text{ мм}^3/\text{км}$ ).

Для скоростей скольжения 2,4 и 3,6 м/с зависимости интенсивности изнашивания от нагрузки близки друг к другу и носят более сложный характер (рис. 2, а, кривые 2 и 3). В интервале нагрузок 20...40 Н интенсивность изнашивания минималь-

на для данного покрытия и не изменяется для скорости скольжения 3,6 м/с, а для скорости 2,4 м/с даже падает с 0,17 до 0,073  $\text{мм}^3/\text{км}$ . С ростом нагрузки до 60 Н интенсивность изнашивания резко возрастает (в ~4,5 раза). Далее до 80 Н интенсивность изнашивания практически не меняется. И, наконец, при нагрузке 100 Н она вновь возрастает, особенно интенсивно для скорости скольжения 3,6 м/с (на ~70 %, кривая 3).

Композиционные покрытия «сталь Р6М5+20 % WC» в исследуемых интервалах скоростей скольже-



**Рис. 3.** а) макро-; б-е) микроструктура поверхности трения покрытия на основе стали Р6М5; а, в) 60 Н, 1,2 м/с; б) 40 Н, 1,2 м/с; г) 60 Н, 2,4 м/с; д, е) 80Н, 3,6 м/с



ния и нагрузок показывают интенсивность изнашивания, не превышающую  $0,348 \pm 0,038 \text{ мм}^3/\text{км}$  (рис. 2, б). При увеличении нагрузки для скорости скольжения 1,2 м/с интенсивность изнашивания изменяется по кривой с максимумом, которому соответствует нагрузка 40...60 Н (рис. 2, б, кривая 1). При больших скоростях скольжения интенсивность изнашивания линейно растет с нагрузкой и не превышает  $0,228 \text{ мм}^3/\text{км}$  (рис. 2, б, кривые 2 и 3), что в 2–3 раза меньше по сравнению с покрытиями на основе стали Р6М5 (рис. 2, а). Для всех исследуемых скоростей скольжения при нагрузке 100 Н интенсивность изнашивания практически одинакова.

Макроструктура (ОМ) поверхности трения покрытий сталь Р6М5 после скорости скольжения 1,2 м/с независимо от нагрузки представлена в основном в виде участка светлого цвета и в небольшом количестве отдельными темно-серыми участками, вытянутыми в направлении скольжения (рис. 3, а). По данным рентгеноструктурного анализа, слой темно-серого цвета представляет собой оксид  $\text{FeWO}_4$ . Белые участки представляют собой структуру покрытия исходного материала: мелкозернистые выделения эвтектического карбида  $\text{M}_6\text{C}$  по границам зерен аустенитно-мартенситной матрицы, интенсивность выкрашиваний которых растет с увеличением нагрузки (рис. 3, б, в).

С ростом скорости скольжения (2,4 и 3,6 м/с) увеличивается площадь темно-серых участков, от отдельных островков при малых нагрузках (20...40 Н) до практически сплошного слоя (60...80 Н) (рис. 3, г, д). Толщина оксидного слоя растет до ~500...700 нм (рис. 3, е). Далее с увеличением нагрузки до 100 Н оксидный слой начинает интенсивно разрушаться, что приводит к увеличению интенсивности изнашивания, особенно при скорости скольжения 3,6 м/с (рис. 2, а, кривая 3). Увеличение изнашивания при возрастании нагрузки до 60 Н для скоростей скольжения 2,4 и 3,6 м/с связано, по-видимому, с ростом пластичности матрицы, что приводит к распаду сетки эвтектических карбидов, интенсивному ее окислению, формированию слоя окислов с частичным их удалением с трибоконтакта (рис. 3, д).

Для композиционного покрытия «сталь Р6М5+20 % WC» при скорости скольжения 1,2 м/с и нагрузке 20...80 Н сплошной оксидный слой не формируется (рис. 4, а). На поверхности трения присутствуют только отдельные участки оксидов, количество которых с ростом нагрузки увеличивается, и при 100 Н формируется тонкая сетка из этих оксидов (рис. 4, б), что приводит к уменьшению интенсивности изнашивания (рис. 2, б, кривая 1). При нагрузках 20...40 Н микроструктура поверхности

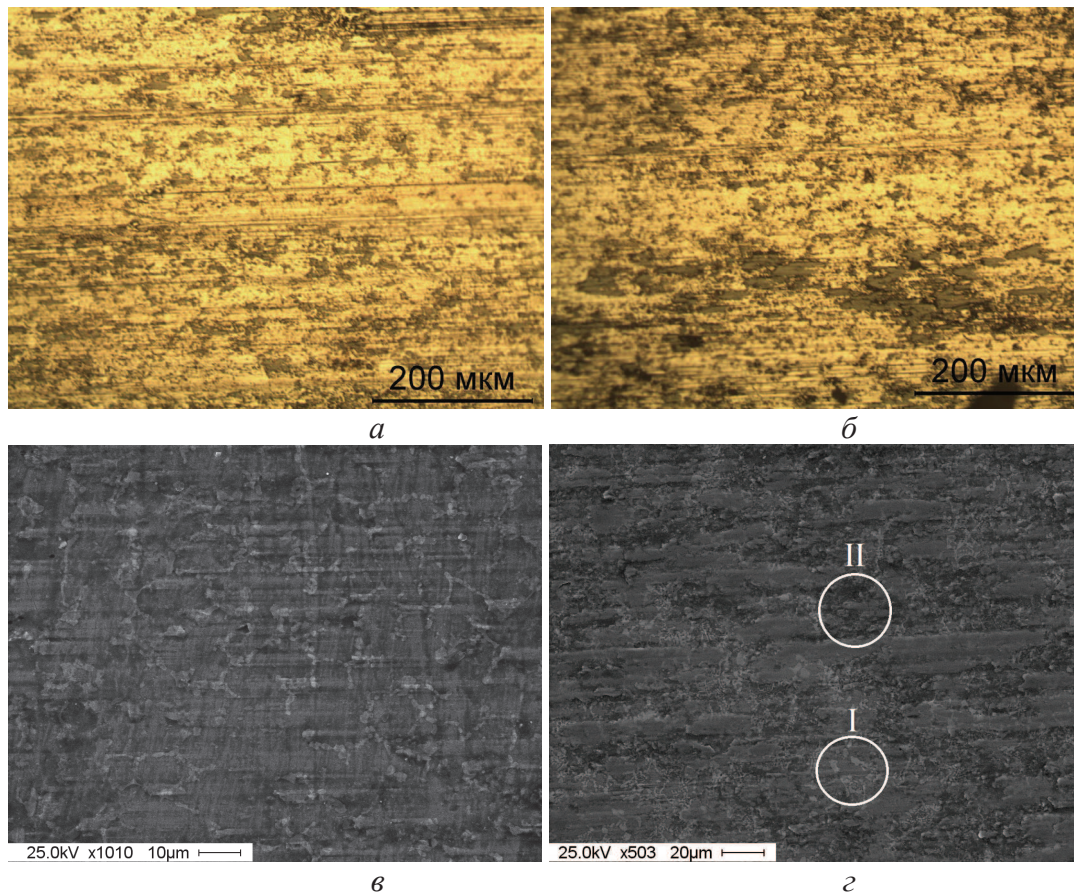


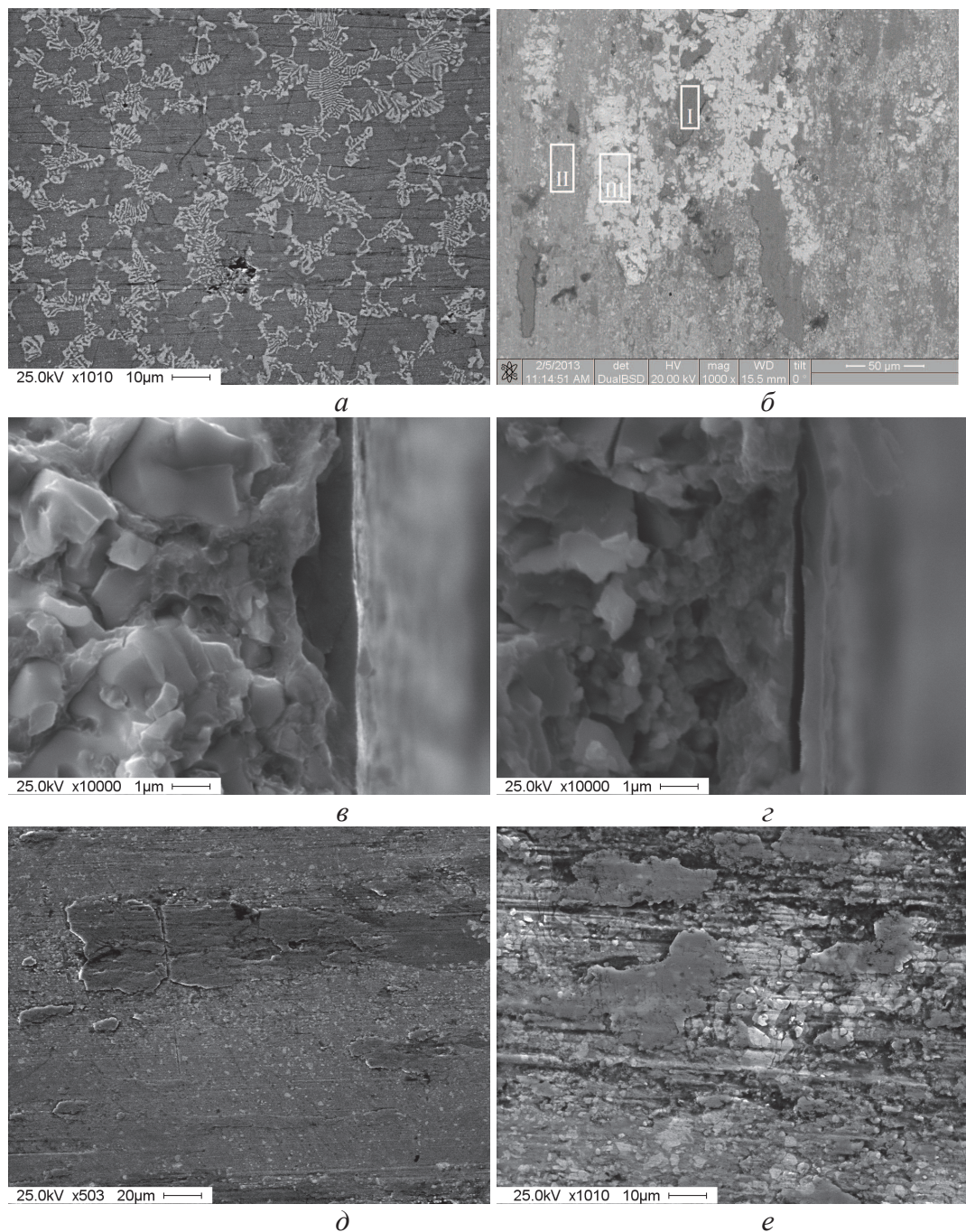
Рис. 4. а, б) макро- (ОМ); в, г) микроструктура (РЭМ) поверхности трения композиционного покрытия «сталь Р6М5+20 % WC» после скорости скольжения 1,2 м/с



трения полностью соответствует микроструктуре исходного материала (эвтектическая сетка карбидов  $M_6C$  по границам зерен, вторичные мелкие карбиды внутри зерен аустенитно-мартенситной матрицы, рис. 4, *в*). В интервале нагрузок 60...80 Н начинает разрушаться эвтектическая сетка карбидов по границам зерен с формированием структуры равноосных карбидов в матрице. На рис. 4, *г* видно присутствие областей материала как с эвтектическими древовидными карбидами (I), так и с уже претерпевшими разрушение в виде равноосных частиц (II).

Необходимо отметить, что участки материала с эвтектическими древовидными карбидами остаются гладкими и сохраняют свою работоспособность. Участки материала, где идет процесс разрушения эвтектической сетки карбидов, подвергаются большому износу.

С увеличением скорости скольжения до 2,4...3,6 м/с эвтектические древовидные карбиды сохраняются при нагрузке до 60 Н (рис. 5, *а*), и только при 80 Н они полностью распадаются на равноосные мелкие частицы, равномерно распре-



**Рис. 5.** Микроструктура (РЭМ) поверхности трения композиционного покрытия «сталь Р6М5+20 % WC» после скорости скольжения: а-г) 2,4; д, е) 3,6 м/с. а, д) 60; б-г, е) 80 Н

деленные в матрице. При 80...100 Н наряду с мелкими карбидами формируются конгломераты крупных карбидов (рис. 5, б).

Темно-серые участки оксидов, вытянутые вдоль направления скольжения, начинают формироваться уже при 20 Н. Занимаемая ими площадь контакта достигает к 100 Н и скорости 2,4...3,6 м/с 40...60 %. В зависимости от профиля поверхности контакта участки оксидного слоя либо плотно связаны с поверхностью, либо постепенно отслаиваются от нее (рис. 5, в, г). Кроме того, они растрескиваются поперек направления скольжения (рис. 5, д). Подобные трещины формируются и в крупных конгломератах карбидов (рис. 5, е).

По данным микрорентгеноспектрального анализа поверхности трения покрытия сталь Р6М5 (рис. 3, б) и «сталь Р6М5+20 % WC» (рис. 5, а) имеют следующий химический состав (вес. %): С – 0,8; Мо – 4,56; W – 7,25; Cr – 4,6; V – 2,4; остальное Fe и С – 2; Мо – 2,8; W – 23,2; Cr – 2,92; V – 1,7; остальное Fe соответственно, что практически соответствует их исходным составам.

Химический состав темно-серых участков оксидов (рис. 5, б, зона I; ат. %): О – 61,55; Fe – 34,92; W – 2,13; Cr – 1,4. Данный оксидный слой формируется на поверхности композиционного покрытия в результате процесса преимущественного изнашивания матрицы и последующего окисления химических элементов продуктов износа. Это обусловлено большим разогревом покрытия по сравнению с контртелом, так как коэффициент взаимного перекрывания данной пары трения равен 0,2.

В процессе трения происходит разрушение эвтектической сетки карбидов типа  $M_6C$  с формированием, наряду с вторичными дисперсными карбидами, равноосных карбидов в матрице (рис. 5, б, зона II,) и отдельных конгломератов крупных карбидов (рис. 5, б, зона III). Химический состав зоны II: С – 1,6; Мо – 4,96; W – 20,75; Cr – 3,2; V – 3,9; остальное Fe. Сравнивая данный химический состав с исходным (С – 2; Мо – 2,8; W – 23,2; Cr –

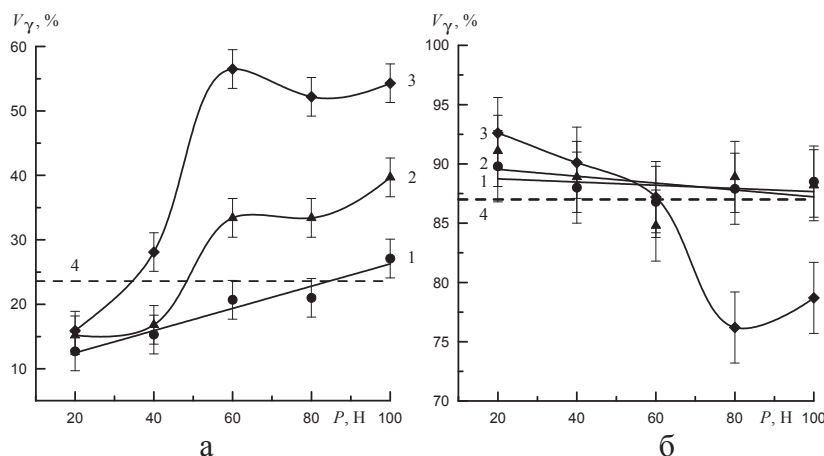
2,92; V – 1,7; остальное Fe) видно, что он отличается более высоким содержанием молибдена и ванадия. Это обусловлено частичным окислением таких элементов, как железо, вольфрам и хром. Данное обстоятельство, судя по металлографическим данным, приводит к некоторому увеличению объемного содержания карбидной фазы на поверхности трения (рис. 5, а, б).

Химический состав зоны III: С – 3,8; Мо – 3,6; W – 63; Cr – 1,65; V – 1,4; остальное Fe. Судя по данному химическому составу, конгломераты крупных карбидов представляют фазу типа  $M_6C$ .

При скорости скольжения 1,2 м/с и нагрузках 20 и 40 Н остаточный аустенит матрицы претерпевает заметное (40...50 %)  $\gamma \rightarrow \alpha'$  мартенситное превращение (рис. 6, а, кривая 1), а далее с увеличением нагрузки содержание остаточного аустенита находится на уровне его исходного значения (~23,6 %). Аналогичное  $\gamma \rightarrow \alpha'$  мартенситное превращение наблюдается и при увеличении скорости скольжения до 2,4 м/с в интервале нагрузок 20...40 Н, и скорости 3,6 м/с при нагрузке 20 Н. Далее с увеличением нагрузки для этих скоростей за счет роста температуры в трибоконтакте наблюдается обратное  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение (рис. 6, а, кривые 2 и 3). Быстрое охлаждение тонкого приконтактного слоя покрытия позволяет сохранить в нем до 55 % аустенита от общего объема матрицы при скорости скольжения 3,6 м/с и нагрузке 60...100 Н.

Наблюдается существенное уменьшение кристаллитов  $\gamma$ -фазы (до 30...45 нм) независимо от скорости скольжения уже при нагрузке 20 Н, а далее с увеличением нагрузки для скоростей скольжения 2,4 и 3,6 м/с они плавно уменьшаются до 20...25 нм (рис. 7, а, кривые 2 и 3). Для скорости скольжения 1,2 м/с в интервале нагрузок 40...60 Н наблюдается некоторое повышение  $D$ , а далее их размер падает с ростом нагрузки (рис. 7, а, кривая 1).

В случае композиционного покрытия «сталь Р6М5+20 % WC» для скоростей скольжения 1,2 и



**Рис. 6.** Влияние скорости скольжения и нагрузки на количество аустенита в приконтактном слое покрытия на основе: а) стали Р6М5; б) композита «сталь Р6М5+20 % WC»; скорость скольжения: 1) 1,2; 2) 2,4; 3) 3,6 м/с; 4) исходное содержание аустенита в покрытии

2,4 м/с во всем интервале исследуемых нагрузок объемная доля аустенита сохраняется на уровне исходного количества (рис. 6, б, кривые 1 и 2). Только для скорости 3,6 м/с и нагрузки 80...100 Н наблюдается уменьшение аустенита на ~10 %. Размер кристаллитов  $\gamma$ -фазы при скоростях скольжения 2,4 и 3,6 м/с резко уменьшается уже при нагрузке 20 Н по сравнению с исходным значением (77 нм) и далее с ростом нагрузки не изменяется (рис. 7, б, кривые 2 и 3). Для скорости скольжения 1,2 м/с уменьшение  $D$  до 40 нм с ростом нагрузки более плавное (рис. 7, б, кривая 1). Уменьшение размеров кристаллитов обусловлено как ростом плотности дислокаций, так и ростом микроискажений в матрице.

*Пара трения сталь Р6М5–сталь ШХ15.* Основным результатом настоящей работы можно считать установленный факт наличия двух областей катастрофического изнашивания покрытия на основе стали Р6М5 при скоростях скольжения 2,4 и 3,6 м/с и нагрузках 60 и 100 Н соответственно. В интервале нагрузок 20...40 и 60...80 Н наблюдается установившийся износ в паре с закаленной сталью ШХ15. Обычно столь резкое увеличение скорости изнашивания (в два раза, рис. 2, а) связано со сменой механизмов изнашивания [11].

Процессы износа, происходящие при скоростях 1,2 м/с во всем диапазоне нагрузок и при скоростях 2,4 и 3,6 м/с в интервале нагрузок 20...40 Н, можно связать с процессом пластического отеснения и микрорезания продуктами износа (частицами карбидов и оксидов). Для такого режима изнашивания характерен гладкий рельеф поверхности изнашивания, отсутствие вырывов больших объемов материала и трещин, что и наблюдается на рис. 3, а, б. С увеличением нагрузки при скорости 1,2 м/с наблюдается увеличение выкрашиваний части карбидной эвтектической сетки (рис. 3, в), что связано с общим охрупчиванием материала за счет частичного превращения остаточного аустенита в мартенсит деформации (рис. 6, а, кривая 1).

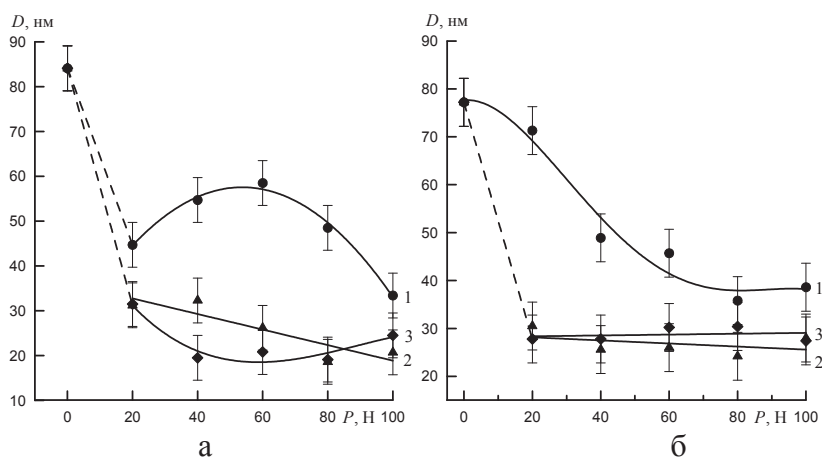
Резкое повышение интенсивности изнашивания (2,4 и 3,6 м/с, 60 Н, рис. 2, а, кривые 2 и 3) связано с повышением температуры в зоне трибоконтакта [12], что приводит к размягчению связи в приповерхностных областях покрытия, высокотемпературному фазовому  $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу в матрице (рис. 6, а, кривые 2 и 3), разрушению сетки древовидных эвтектических карбидов (рис. 3, в, з), экструзии матрицы в зону трибологического контакта между покрытием и стальным колесом и, следовательно, ее интенсивным окислением и частичным удалением оксидов в продукты износа.

Второй интервал установившегося износа (60...80 Н, рис. 2, а, кривые 2 и 3) обусловлен формированием практически сплошного оксидного слоя на поверхности покрытия (рис. 3, г, д). Далее с ростом нагрузки до 100 Н начинается вторая область катастрофического изнашивания, особенно ярко проявляющаяся для скорости скольжения 3,6 м/с. Это обусловлено ростом толщины оксидного слоя и, как следствие, его разрушением (рис. 3, е).

*Пара трения «сталь Р6М5+20 % WC»–сталь ШХ15.* Основным результатом для пары трения «сталь Р6М5+20 % WC»–сталь ШХ15 является установленный факт значительного снижения интенсивности изнашивания композиционного покрытия по сравнению с покрытием на основе стали Р6М5. Это обусловлено одновременным увеличением объемных долей карбидной фазы и остаточного аустенита матрицы.

При скоростях скольжения 2,4 и 3,6 м/с интенсивность изнашивания композиционного покрытия «сталь Р6М5+20 % WC» линейно растет с нагрузкой (рис. 2, б, кривые 2 и 3) и в 2–3 раза меньше по сравнению с покрытиями на основе стали Р6М5 (рис. 2), что в основном связано с развитием окислительного изнашивания. Участки оксидного слоя начинают формироваться уже при 20 Н. Занимаемая ими площадь контакта достигает к 100 Н 40...60 %.

Эвтектические древовидные карбиды сохраняются при нагрузке до 60 Н (рис. 5, а), и только при



**Рис. 7.** Влияние скорости скольжения и нагрузки на размер кристаллитов аустенита при трении покрытия на основе: а) стали Р6М5; б) композита «сталь Р6М5+20 % WC». Скорость скольжения: 1) 1,2; 2) 2,4; 3) 3,6 м/с



80 Н они полностью распадаются на равноосные мелкие частицы, равномерно распределенные в матрице, и конгломераты крупных карбидов (рис. 5, б). Линейный рост интенсивности изнашивания от нагрузки связан с постепенным разрушением и отслаиванием оксидного слоя (рис. 5, в, г), формированием поперечных трещин по отношению к направлению скольжения в крупных конгломератах карбидов  $M_6C$  (рис. 5, е) и их выкрашиванием.

Для скорости скольжения 1,2 м/с интенсивность изнашивания изменяется по кривой с максимумом, которому соответствует нагрузка 40...60 Н (рис. 2, б, кривая 1). При нагрузке 20...80 Н сплошной оксидный слой не формируется (рис. 4, а), и только при 100 Н формируется тонкая сетка из этих оксидов (рис. 4, б), что приводит к уменьшению интенсивности изнашивания (рис. 2, б, кривая 1).

В интервале нагрузок 60...80 Н начинает разрушаться эвтектическая сетка карбидов с формированием структуры равноосных карбидов в матрице (рис. 4, г). На поверхности трения присутствуют как области материала с эвтектическими древовидными карбидами (I), так и области с равноосными мелкими частицами в матрице (II). Области I, оставаясь гладкими, сохраняют свою работоспособность в контакте с контртелом, а области II в этот период, судя по рельефу поверхности, подвергаются более интенсивному износу.

#### Выводы

В паре трения сталь Р6М5–сталь ШХ15 установлено две области катастрофического изнашивания покрытия при скоростях скольжения 2,4 и 3,6 м/с и нагрузках 60 и 100 Н соответственно. В интервале нагрузок 20...40 и 60...80 Н наблюдаются две области установившегося износа.

Процессы износа, происходящие при скоростях 1,2 м/с во всем диапазоне нагрузок и при скоростях 2,4 и 3,6 м/с в интервале нагрузок 20...40 Н,

связаны с процессом пластического оттеснения и микрорезания продуктами износа. С увеличением нагрузки при скорости 1,2 м/с наблюдается увеличение выкрашиваний части карбидной эвтектической сетки, что связано с общим охрупчиванием материала за счет частичного превращения остаточного аустенита в мартенсит деформации.

Резкое повышение интенсивности изнашивания (2,4 и 3,6 м/с, 60 Н) связано с размягчением связки в приповерхностных областях покрытия, высокотемпературным фазовым  $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходом в матрице, разрушением сетки древовидных эвтектических карбидов, экструзией матрицы в зону трибологического контакта между покрытием и стальным колесом и, следовательно, ее интенсивным окислением и частичным удалением окислов в продукты износа.

Второй интервал установившегося износа (60...80 Н) обусловлен формированием практически сплошного оксидного слоя на поверхности покрытия, который с ростом нагрузки до 100 Н начинает разрушаться, что обуславливает развитие второй области катастрофического изнашивания.

Для пары трения «сталь Р6М5+20 % WC»–сталь ШХ15 установлено значительное снижение интенсивности изнашивания композиционного покрытия (2–3 раза) по сравнению с покрытием на основе стали Р6М5. Это обусловлено одновременным увеличением объемных долей карбидной фазы и остаточного аустенита матрицы. При скоростях скольжения 2,4 и 3,6 м/с интенсивность изнашивания композиционного покрытия линейно растет с нагрузкой, что в основном связано с развитием окислительного изнашивания. Участки оксидного слоя начинают формироваться уже при 20 Н.

*Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания Министерства образования и науки РФ на проведение научно-исследовательских работ ТПУ № 8.3664.2011.*

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Hanlon D.N., Rainforth W.M. The rolling sliding wear response of conventionally processed and spray formed high speed steel at ambient and elevated temperature // *Wear*. – 2003. – V. 255. – P. 956–966.
- Molinari A., Pellizzari M. Oxidation behaviour of ledeburitic steels for hot rolls // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2000. – V. 280. – P. 255–262.
- Pellizzari M., Molinari A., Straffelini G. Tribological behaviour of hot rolling rolls // *Wear*. – 2005. – V. 259. – P. 1281–1289.
- Joos O., Boher C., Vergne C., Gaspard C., Nysten T., Reza-Aria F. Assessment of oxide scales influence on wear damage of HSM work rolls // *Wear*. – 2007. – V. 263. – P. 198–206.
- Gnyusov S.F., Ignatov A.A., Durakov V.G., Tarasov S.Yu. The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear resistance of deposited M2 steel // *Applied Surface Science*. – 2012. – V. 263. – P. 215–222.
- Gnyusov S.F., Durakov V.G., Tarasov S.Yu. Structure and Abrasive Wear of Composite HSS M2/WC Coating // *Advances in Tribology*. – 2012. – Article ID 502714, doi: 10.1155/2012/502714.
- Гнюсов С.Ф., Дураков В.Г., Гнюсов К.С. Вакуумная электронно-лучевая наплавка карбидосталей. I. Особенности технологии наплавки и подготовки композиционных наплавочных смесей // *Сварочное производство*. – 2007. – № 11. – С. 8–12.
- Гнюсов С.Ф., Гнюсов К.С., Дураков В.Г. Вакуумная электронно-лучевая наплавка карбидосталей. II. Особенности формирования структуры и свойств покрытий сталь Р6М5 – WC // *Сварочное производство*. – 2007. – № 12. – С. 12–15.
- Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
- Способ электронно-лучевой наплавки покрытий с мультимодальной структурой: пат. № 2309827 Рос. Федерация, заявл. 26.06.06; опубл. 10.11.07, Бюл. № 31. – 4 с.
- Lee S.W., Hsu S.H., Shen M.C. Ceramic Wear Maps: Zirconia // *J. Am. Ceram. Soc.* – 1993. – V. 76. – № 8. – P. 1937–1947.
- Lim S.C., Ashby M.F. Wear mechanism maps // *Acta Metallurgica*. – 1987. – № 35. – P. 1–24.

*Поступила 08.04.2013 г.*