

УДК 621.793.7

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ СИНТЕТИЧЕСКИМИ АЛМАЗАМИ И ЭЛЕКТРОКОРУНДОМ

Канд. техн. наук КОБЯКОВ О. С., докт. техн. наук, проф. СПИРИДОНОВ Н. В.

Белорусский национальный технический университет

В реальных условиях эксплуатации механизмов и машин большое количество оборудования подвержено абразивному изнашиванию. Изучение процессов взаимодействия поверхностей трения в присутствии абразивных частиц представляет значительный научный и практический интерес с целью разработки новых износостойких композиционных материалов на основе дисперсно-упрочненных газотермических покрытий [1].

Вопросам формирования и изучению свойств покрытий с использованием сверхтвердых износостойких материалов в качестве упрочняющей фазы последнее время уделяется значительное внимание. Так, до 75 % выпускаемых порошковых материалов на основе синтетических ультрадисперсных алмазов (УДА) используется при получении хром-алмазных гальванических покрытий [2].

Широкое практическое применение получили порошковые материалы (УДА) с размером частиц от 60 Å до 0,4–0,6 мкм. Ультрадисперсная фракция алмазов находит применение в качестве смазочных композиций на основе жидких или консистентных смазок, а также композиций в сочетании с металлическими или металлополимерными материалами [3, 4].

Значительный научный и практический интерес представляют исследование процессов формирования и изучение триботехнических характеристик сопряженных пар трения при наличии в зазоре трения закрепленных частиц абразива различного гранулометрического состава, взаимодействующих с идентичными по структуре и свойствам поверхностями трения.

Нами исследованы процессы формирования и триботехнические свойства газотермических, дисперсно-упрочненных покрытий с использованием синтетических алмазов и электрокорундов. Использованы УДА фракционного состава 4–10 мкм, без защитного слоя, а также алмазы, плакированные Ni. Размер частиц электрокорунда составлял 40–250 мкм.

Покрытия получены газопламенным или плазменным напылением на образцы из стали 45. Матричная основа покрытия получена напылением порошковой бронзы марки ПГ-19М-01 размером частиц 80–120 мкм. Напыление осуществлялось из шихты, приготовленной механическим смешиванием компонентов бронзы с абразивом в соотношении от 3 до 50 %, взятых по объему (об. %). Триботехнические испытания проводили на машине трения 2070 СМТ-1 по схеме «диск – колодка» в диапазоне нагрузок от 200 до 2000 Н. Скорость вращения диска 500–1500 об/мин. Износостойкость измеряли в режиме граничной смазки в масле индустриального марки МИ-20. Максимальное количество циклов испытаний составляло $1 \cdot 10^8$. Шероховатость покрытия измеряли профилографом-профилометром модели 252 (завод «Калибр»). Относительный износ пар трения оценивали путем замеров и сравнения износа реперной проточки на поверхности трения диска. Микротвердость измеряли микротвердометром марки ПМТ-3 при нагрузке 100 г и времени экспозиции 10 с. Микроструктура покрытий изучалась на шлифах методами металлографии на микроскопах МБС-9, «Неофот-21», «Эпигност», а также методами сканирующей электронной микроскопии на растровых микроско-

пах «Джоил» (Япония) и 09И9-200-004 (Россия). Прочность сцепления покрытия с основой оценивали по стандартной штифтовой методике с использованием разрывной машины. Рентгеноструктурный анализ осуществляли на рентгеновском дифрактометре марки ДРОН-3. Механическую обработку проводили методами точения с последующим шлифованием образцов.

Анализ абразивного изнашивания металлов в самом общем случае [5] показывает, что износ происходит в результате микрорезания, процарапывания поверхностного слоя или сколов в сочетании с эффектами усталостных явлений в металле. В [6, 7] было установлено, что основным критерием стойкости к изнашиванию является твердость материала. Однако такой подход оказался неуниверсальным, так как не учитывался ряд факторов структурного строения и свойств материала применительно к композиционным дисперсно-упрочненным материалам. Отличительной особенностью композиционных дисперсно-упрочненных материалов, полученных газотермическим напылением, от компактных, является своеобразие сформировавшейся слоистой структуры, обуславливающей специфику свойств покрытий [8]. Структура покрытий представляет конгломерат сварившихся между собой частиц металла, в объеме которого, а также на его поверхности относительно равномерно распределена упрочняющая фаза, резко отличающаяся по ряду свойств и, прежде всего, по твердости от «мягкой» матричной основы. Специфика взаимодействия таких сопряженных пар трения, существенно отличающихся от обычных покрытий [9, 10], требует дополнительных исследований.

Другой отличительной особенностью от традиционных композиционных дисперсно-упрочненных покрытий является то, что нами используются абразивные материалы достаточно крупного фрикционного состава. Например, в [11] показано, что существует определенный критический размер абразивных частиц, который не должен превышать 200 мкм. При этом имеет существенное значение форма частиц упрочняющей фазы.

Так, использование в покрытиях твердых частиц размером до 3 мкм [7] существенно

влияет на развитие пластической деформации в начальный период приработки, а интервал начала поверхностных разрушений сдвигается в область более высоких критических нагрузок.

В отличие от традиционного выбора пар трения, состоящих, как правило, из разнородных металлов, например таких как бронза по стали, сталь по баббиту и т. д., нами исследованы пары трения с идентичными по свойствам, составу и структуре покрытия, включая структуру и свойства матричной основы.

На первоначальном этапе исследований, учитывая возможное влияние на УДА окислительной воздушной атмосферы, в связи с этим была исследована принципиальная возможность получения покрытий, содержащих алмазную фракцию. Исследована двухфазная композиция на основе матричного материала из ПГ-19М-01 и алмазов с величиной зерна до 4350 Å. Как показали исследования, в случае использования газопламенного или плазменного нагрева происходило полное выгорание алмазной фазы. Как было установлено [11], изменение свойств алмазов связано с процессами графитизации в результате высокотемпературного (свыше 1000 °С) нагрева в окислительной струе газовой горелки или потоке газовой плазмы.

Вследствие этих причин в дальнейших исследованиях были использованы более крупные алмазы (до 10 мкм), плакированные защитной Ni оболочкой (рис. 1а, б). В результате были получены покрытия с относительно высоким содержанием УДА, которые в дальнейшем были использованы для напыления покрытий на опытные детали нефтяного оборудования.

Однако, учитывая высокую себестоимость плакированных УДА, был исследован альтернативный вариант использования в качестве упрочняющей фазы электрокорунда различного гранулометрического состава. Аналогично (УДА) электрокорунд в процессе напыления подвергается высокотемпературному нагреву. Например, температура азотной газовой плазмы достигает 12000 °С. В связи с этим были проведены исследования влияния высокотемпературного нагрева на изменение структурных свойств корунда. Исследована упрочняющая фаза на основе чистого $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ до и после

плазменного нагрева. Исследования проводились с использованием рентгеноструктурного анализа по методике, описанной в [12]. Данная модификация корунда имеет тригональное строение решетки с характерными линиями для межплоскостных расстояний 2,085; 2,552; 1,601; 3,479 Å.

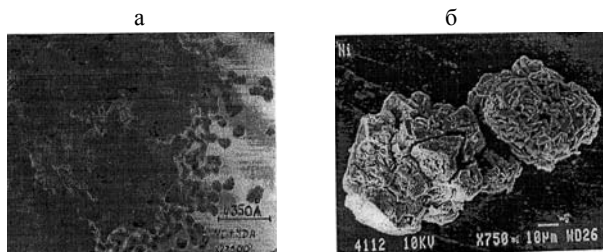


Рис. 1. Структура поверхности ультрадисперсных (≈ 4350 Å) синтетических алмазов (а) и поверхность частиц алмазов, плакированных Ni, размером до 10 мкм (б). Электронная сканирующая микроскопия: а – $\times 23000$; б – $\times 750$

Исследования показали, что исходный корунд текстурирован в кристаллографических направлениях (h, k, l) [116] и [124] с межплоскостными расстояниями 1,601 и 1,404 Å соответственно. В результате воздействия плазменного нагрева наблюдалось существенное изменение по (h, k, l) с изменением межплоскостных расстояний, которые в данном случае составляли: 3,479; 2,552; 1,374; 1,042 Å. Из сравнения полученных рентгенограмм (рис. 2а, б) следует, что характер отраженных максимумов от исходного корунда и после плазменного нагрева существенно отличается. Так, ослабляется интенсивность основных линий $d = 2,085$ Å и (h, k, l) [113], что позволяет предположить об изменении основных направлений текстуры или ослаблении первичной текстурированности в некоторых кристаллографических направлениях. Предположительно наблюдаемые изменения могут быть вызваны сколом частиц корунда по определенным кристаллографическим плоскостям, вызванным анизотропией свойств вследствие термических напряжений.

Полученные экспериментальные данные рентгеноструктурного анализа упрочняющей фазы имеют принципиальное значение при формировании покрытий и характера взаимодействия частиц упрочняющей фазы в процессе первичной приработки, а также последующего взаимодействия пар трения. Были получены покрытия и исследованы адгезионные, структурные, проч-

ностные и износостойкие свойства покрытий с использованием электрокорунда.

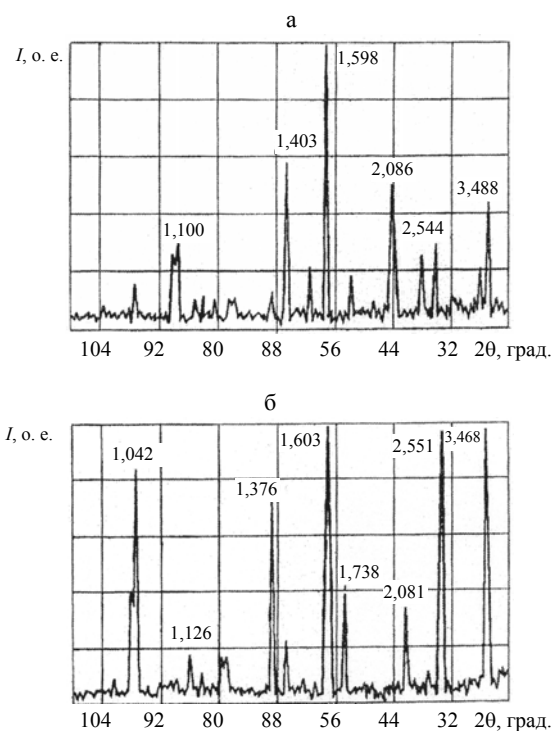


Рис. 2. Характер изменения отраженных дифракционных максимумов от исходного (а) электрокорунда ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) и после плазменного (б) напыления. Метод фазового рентгеноструктурного анализа

Одним из основных эксплуатационных показателей композиционных покрытий является прочность сцепления с основой. Зависимости адгезионной прочности сцепления от процентного содержания упрочняющей фазы (рис. 3) и гранулометрического состава (рис. 4), а также дистанции напыления (рис. 5) показывают, что наилучшие результаты были получены при содержании упрочняющей фазы до 15 %, взятых по объему.

Установлено, что с увеличением содержания корунда прочность сцепления резко снижается. Почти аналогичная зависимость получена в случае увеличения размера упрочняющих частиц. Заметное влияние оказывает и дистанция напыления при использовании газопламенного или плазменного источников нагрева.

20
 $\sigma_{\text{сш}}$, МПа
16

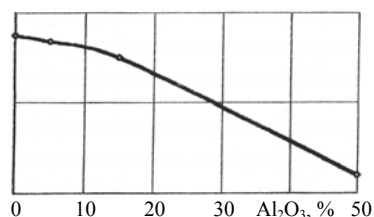


Рис. 3. Зависимость прочности сцепления покрытия с основой от процентного содержания упрочняющей фазы. Матричная основа – ПГ-19М-01. Размер зерна электрокорунда до 63 мкм

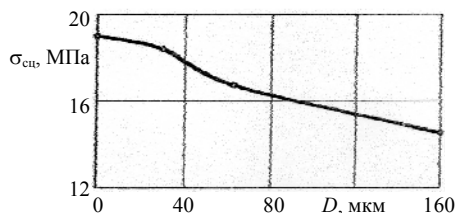


Рис. 4. Зависимость прочности сцепления покрытия с основой от гранулометрического состава упрочняющей фазы. Матричная основа – ПГ-19М-01 + 15 % электрокорунда (по объему)

На основании полученных зависимостей можно установить, что содержание корунда в пределах 15 % является оптимальным, при котором адгезия покрытия с основой составляет 20–23 МПа.

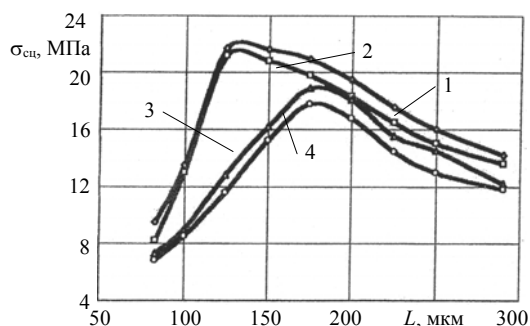


Рис. 5. Зависимость прочности сцепления покрытия с основой от дистанции напыления: 1 – ПГ-19М-01, плазменное напыление; 2 – ПГ-19М-01 + 15 % корунда, плазменное напыление; 3 – ПГ-19М-01, газопламенное напыление; 4 – ПГ-19М-01 + 15 % корунда, газопламенное напыление

Нами установлено, что дисперсно-упрочненные композиционные покрытия в процессе взаимодействия пар трения обладают эффектом «саморегулирования и самоорганизации» поверхностей трения. В результате формируется оптимальное соотношение удельной площади опорной поверхности матричной основы и упрочняющей фазы. Такое «саморегулирование» прежде всего связано с физико-механическими

свойствами относительно «мягкой и пластичной» матричной основы в сочетании с твердой упрочняющей фазой.

Покрyтия обладают повышенной износостойкостью при относительно низких значениях коэффициента трения, а также ускоренным временем первичной приработки. С увеличением времени приработки коэффициент трения и шероховатость поверхности имеют тенденцию к их снижению (рис. 6а, б). Так, в наблюдаемых покрытиях коэффициент трения после первичной приработки уменьшался до 0,025, а шероховатость поверхности изменялась от $Ra = 1,9$ до 0,42 мкм. При этом с увеличением удельной нагрузки наблюдалось снижение коэффициента трения, а при значительном давлении (более 15 МПа) – некоторый рост коэффициента трения. Специфической особенностью покрытий является то, что площадь контакта пар трения определяется суммарной площадью опорной поверхности, формируемой частицами упрочняющей фазы (до 80–85 %) и частично поверхностью матричной основы.

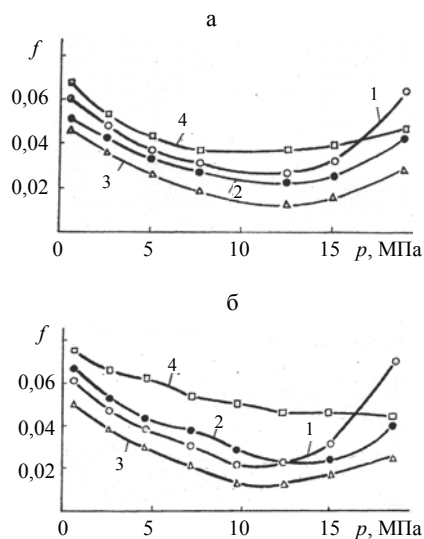


Рис. 6. Зависимость изменения значений коэффициента трения от изменения удельного давления (а) при различном процентном содержании упрочняющей фазы (электрокорунда) и от ее фракционного состава (б). Плазменное напыление (а: 1 – пара трения – покрытие ПГ-19М-01; 2 – ПГ-19М-01 + 5 % электрокорунда; 3 – ПГ-19М-01 + 15 % электрокорунда; 4 – ПГ-19М-01 + 50 % электрокорунда; размер частиц – 63 мкм; скорость скольжения $v = 4$ м/с; б: 1 – пара трения ПГ-19М-01; 2 – ПГ-19М-01 + 15 % электрокорунда 30 мкм; 3 – ПГ-19М-01 + 15 % электрокорунда 60 мкм; 4 – ПГ-19М-01 + 15 % электрокорунда 160 мкм; $v = 4$ м/с)

На завершающем этапе приработки фактическое взаимодействие пар трения происходит по упрочняющей фазе, расположенной на противоположных поверхностях пары трения. Упрочняющая фаза при этом располагается в одной плоскости с поверхностью матричной основы, а часть частиц и выше плоскости скольжения, что обуславливает формирование своеобразных «подшипников скольжения» на поверхностях пар трения.

Поэтапный процесс приработки пар трения показан на характерных фрагментах диаграмм, полученных в процессе приработки пар трения (рис. 7а–г). Как видно из диаграмм, при относительно невысоких значениях скорости скольжения (до 2 м/с) и давлении (до 5 МПа) за время приработки $\tau \approx 200$ мин завершается процесс первичной приработки и система переходит в стационарную фазу трения. Момент трения M_t при этом имеет тенденцию к уменьшению на конечном этапе приработки. При увеличенных давлениях (до 10 МПа) и скорости скольжения (до 4 м/с) к концу приработки (рис. 7в, г) наблюдаются значительные изменения момента трения. При общей тенденции к уменьшению момента трения амплитуда колебаний (рис. 7г) момента трения возрастает.

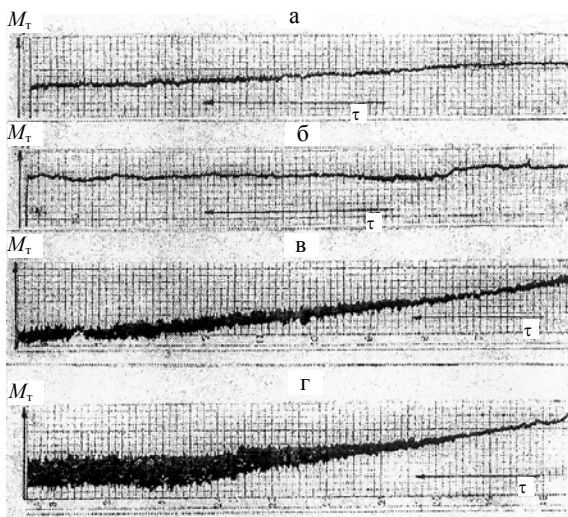


Рис. 7. Диаграмма приработки пар трения на основе алюминиевой бронзы (ПГ-19М-01) $\varnothing$ 80–100 мкм и упрочняющей фазы – электрокорунда $\varnothing$ 63 мкм, взятых в соотношении 75/25 % (по объему) соответственно в зависимости от величины нагрузки P и количества оборотов n диска: а – $P = 1000$ Н, $n = 750$ об/мин; б – 2000 Н, 750 об/мин; в – 1000 Н, 1500 об/мин; г – 2000 Н, 1500 об/мин. Время приработки – 1 ч

Можно предположить, что процесс первичной приработки происходит в неравновесных условиях, характеризующихся активным переносом и перераспределением упрочняющей фазы на поверхностях трения, вырыванием частиц с поверхностей трения их разворотом, взаимным измельчением и шаржированием мягкой матричной основы. Следовательно, в момент первичной приработки происходит процесс саморегуляции и самоорганизации поверхностей трения. За счет частичного изнашивания поверхностных слоев происходит выход на поверхности трения дополнительного количества упрочняющей фазы, что приводит к увеличению суммарной площади опорной поверхности и переходу системы в режим структурной приспособляемости в ответ на рост внешнего давления.

При этом упрочняющая фаза как бы экранирует материал матрицы от интенсивной механической и физической деструкции. Такая структурная приспособляемость пар трения способствует защите от процесса схватывания при значительных скоростях относительного скольжения и силовых нагрузках.

Установлено, что при размере упрочняющих частиц до 63 мкм при скоростях скольжения до 4 м/с резкого изменения значений коэффициента трения не наблюдается и даже с увеличением нагрузки происходит его снижение. Изменение гранулометрического состава упрочняющей фазы в интервале от 63 до 160 мкм нагрузок до 5 МПа и скорости до 4 м/с также не приводит к существенному росту коэффициента трения. Однако высокое содержание упрочняющей фазы (до 50 % об.) приводит к резкому снижению когезионной прочности покрытия, что способствует его выкрашиванию и разрушению. Оптимальным можно считать содержание электрокорунда до 10–15 % об. при среднем размере частиц 63 мкм. В результате приработки формируется слегка волнистый с незначительными углублениями рельеф поверхности с гладкой блестящей поверхностью и слегка выступающими (при микроскопическом наблюдении) над поверхностью матричной основы частицами упрочняющей фазы. На поверхностях пар трения наблюдается скопление мелкой фракции упрочняющей фазы по границам сварившихся частиц матрицы, а также

в микропорах. В процессе приработки наблюдается некоторое увеличение микротвердости поверхности от исходной (на 10–15 %) на первоначальном этапе приработки и увеличение (на 20–25 %) к концу приработки.

С целью практического применения дисперсно-упрочненных покрытий были изготовлены контактные кольца уплотнительных узлов (рис. 8а, б) типа УНИ-2 для магистральных нефтяных насосов НМПВ-5000-120. Детали изготовлены методом плазменного напыления композиций на основе бронзы ПГ-19М-01 и плакированных никелем алмазов. Испытания торцовых уплотнительных колец (рис. 9а, б) на стенде в условиях, максимально приближенных к реальным, на базе производственного обслуживания нефтепровода «Дружба» (г. Новополоцк) показали хорошие результаты как по износостойкости, так и утечкам нефти через уплотнение. Нагрев торцового уплотнения в процессе испытаний был ниже допустимой температуры.

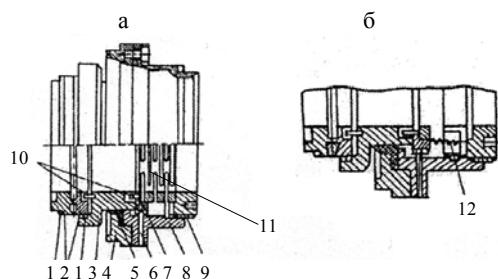


Рис. 8. Унифицированный узел торцового уплотнения типа УНИ-2 (а) и фрагмент узла (б) с блоком подпорных пружин: 1 – резиновое уплотнительное кольцо; 2 – контактные кольца; 3 – аксиально-подвижная втулка; 4 – фланец; 5 – манжета; 6 – штифт; 7 – обойма; 8 – корпус; 9 – гайка; 10 – штифт; 11 – прорезная пружина; 12 – блок пружин

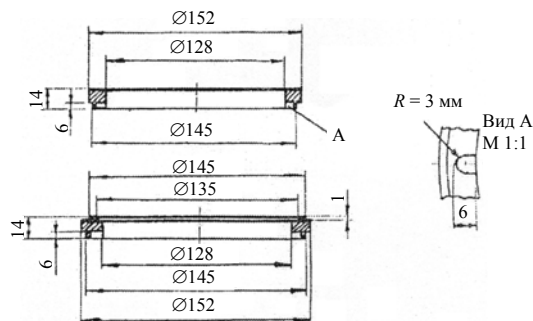


Рис. 9. Контактные кольца трущейся пары торцового уплотнения типа УНИ-2 магистрального нефтяного насоса НМПВ-5000-120 с напыленным композиционным износостойким покрытием

По-видимому, данный класс дисперсно-упрочненных покрытий сможет найти применение в узлах трения, где к точности посадочных размеров не предъявляют жестких требований, например в некоторых типах золотниковых устройств, дисках разгрузки пробковых кранах запорной арматуры и подшипниках скольжения.

ВЫВОДЫ

1. Специфическая структура и свойства матричной основы способствуют более полному и равномерному перераспределению, внедрению и удержанию упрочняющей фазы на поверхностях трения.

2. В процессе взаимодействия пар трения при первичной приработке наблюдаются активные процессы переноса упрочняющей фазы с одной поверхности на другую, взаимное их шаржирование, измельчение и внедрение частиц в дефекты структуры поверхностей трения, выход на поверхность дополнительного количества износостойкого материала, что способствует процессам саморегулирования и самоорганизации структуры поверхности, увеличению суммарной опорной поверхности и более равномерному перераспределению внешних нагрузок при относительно малых значениях коэффициента трения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кобяков, О. С. Исследование структурных и триботехнических характеристик газотермических покрытий на бронзовой матричной основе, дисперсно-упрочненных частицами корунда / О. С. Кобяков, А. О. Романовский, А. Н. Королева. – Минск: Технопринт, 2001. – С. 101–105.
2. Витязь, П. А. Перспективные нанофазные материалы на основе ультрадисперсных алмазов / П. А. Витязь // Теоретические и технологические основы упрочнения

и восстановления изделий машиностроения: сб. науч. трудов. – Минск: Технопринт, 2001. – С. 4–8.

3. Свойства композиционных никелевых покрытий с различными типами ультрадисперсных алмазных частиц / Ю. В. Тимошков [и др.] // Гальваника и обработка поверхностей. – 1999. – Т. 7, № 1. – С. 20–26.

4. Цыбульская, Л. С. Получение и свойства композиционных, электрохимических покрытий «никель – бор – алмаз» / Л. С. Цыбульская, Т. В. Гаевская, Т. М. Губаре-

ва // Гальванотехника и обработка поверхности. – 1996. – Т. 4, № 1. – С. 14–20.

5. **Гаркунов, Д. Н.** Триботехника / Д. Н. Гаркунов. – М.: Машиностроение, 1985. – С. 267.

6. **Власов, В. М.** Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей / В. М. Власов. – М.: Машиностроение, 1987. – С. 305.

7. **Татанов, А. И.** Некоторые особенности строения и свойств покрытий, полученных детонационным напылением // А. И. Татанов, А. И. Григорьев. – М.: Машиностроение, 1976. – № 3. – С. 82–86.

8. **Кобяков, О. С.** Разработка износостойких газотермических покрытий с использованием укрупненной упрочняющей фазы / О. С. Кобяков, Н. В. Спиридонов, А. О. Романовский // Тез. докл. междунар. 51-й науч.-техн. конф. БГПА. – Минск, 1995. – С. 134–135.

9. **Кобяков, О. С.** Исследование триботехнических характеристик сопряженных пар трения, полученных напылением износостойких покрытий на основе двухфазных композиционных материалов / О. С. Кобяков, А. О. Рома-

новский // Отделочно-упрочняющая технология машиностроения: тез. докл. – Минск: БГПА, ИНДМАШ, 1994. – С. 46–47.

10. **Кобяков, О. С.** Изучение механизма и характеристик трения износостойких покрытий при использовании сверхтвердых упрочняющих материалов увеличенного гранулометрического состава / О. С. Кобяков, А. О. Романовский // Отделочно-упрочняющая технология машиностроения: тез. докл. – Минск: БГПА, ИНДМАШ, 1994. – С. 48–49.

11. **Найдич, Ю. В.** Прочность алмазometаллического контакта и пайка алмазов / Ю. В. Найдич, В. П. Уманский, И. А. Лавриненко. – Киев: Наук. думка, 1988. – С. 136.

12. **Монокристаллы** молибдена и вольфрама / И. А. Бродский [и др.]. – Ташкент: Фан, 1973. – С. 70–76.

Поступила 07.07.2010