

УДК 621.793

П.А. ВИТЯЗЬ, акад. НАН Беларуси

Президиум НАН Беларуси, г. Минск

В.Л. БАСИНЮК, д-р техн. наук; М.А. БЕЛОЦЕРКОВСКИЙ, канд. техн. наук;

В.И. ЖОРНИК, д-р техн. наук; А.И. КОМАРОВ, канд. техн. наук;

В.А. КУКАРЕКО, д-р физ.-мат. наук; М.А. ЛЕВАНЦЕВИЧ, канд. техн. наук

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ И АКТИВИРОВАННЫХ МЕТОДОВ ИНЖЕНЕРИИ ПОВЕРХНОСТИ ДЛЯ СОЗДАНИЯ СОВРЕМЕННЫХ ОБЪЕКТОВ ТЕХНИКИ

Описаны принципы управления процессами структуро- и фазообразования в материалах и покрытиях в присутствии наноразмерных модифицирующих частиц. Изложены научно-технологические основы формирования структуры и свойств поверхностных слоев в условиях воздействия температурных, механических, химических, электрофизических активирующих факторов при реализации различных методов инженерии поверхности (электрохимическое осаждение, газотермическое напыление, микродуговое оксидирование, фрикционное плакирование, ионно-лучевая имплантация, трибомеханическое модифицирование). Показаны примеры реализации разработанных наноструктурных материалов и покрытий с высокими физико-механическими и триботехническими свойствами при изготовлении элементов узлов трения различных технических объектов.

Ключевые слова: наноструктурные материалы, наноразмерные добавки, инженерия поверхности, активирующие факторы, физико-механические и триботехнические свойства, узлы трения

Повышение ресурса и снижение потерь на трение относятся к числу приоритетных направлений развития современных машин. Для достижения конкурентоспособных значений этих параметров, как правило, используется комплексный подход, включающий взаимосвязанный выбор рационального конструкционного исполнения узлов трения и объекта в целом и инженерии рабочих поверхностей трущихся сопряжений на основе технически обоснованного использования функционально ориентированных, в том числе наноструктурных, материалов.

Методы инженерии поверхности включают в себя как нанесение на рабочую поверхность покрытий из другого материала (газотермическое напыление, электрохимическое осаждение, фрикционное плакирование, лазерная наплавка и др.) [1—4], так и реконструкцию поверхности (изменение ее структурно-фазового состояния) без нанесения дополнительных покрытий, к числу которых можно отнести микродуговое оксидирование, трибомеханическую обработку, ионную имплантацию [4—6]. Важнейшей предпосылкой эффективного применения методов поверхностной инженерии является их активирование, обеспечивающее интенсификацию процесса обработки, модифицирование структуры формирующихся слоев, повышение эффективности процесса обработки. В качестве активирующих факторов при реализации процессов поверхностной инженерии могут выступать различные приемы повышения кинетической энергии распыляющей струи или изменения условий диспергирования распыляемого материала, а также методы изменения характера струк-

турообразования формируемых покрытий или поверхностных слоев, в частности, введением в состав технологических сред наноразмерных компонентов. В ряду модифицирующих добавок, включающем наноразмерные частицы металлов, оксидов, карбидов, боридов и др., наибольшее практическое применение для модифицирования покрытий и поверхностных слоев получили углеродные наноматериалы (углеродные нанотрубки, фуллерены, ультрадисперсные алмазно-графитовые частицы детонационного синтеза).

В Научно-техническом центре технологий машиностроения и технологического оборудования Объединенного института машиностроения НАН Беларуси разработаны научные и технологические основы управления процессами структуро- и фазообразования в покрытиях и поверхностных слоях в условиях газотермического напыления, электрохимического осаждения, деформационного плакирования, микродугового оксидирования, трибомеханического модифицирования, базирующиеся на использовании факторов, стимулирующих диффузионные потоки, инициирующих протекание кристаллизационных процессов, интенсифицирующих бездиффузионные превращения, активирующих образование адгезионных и когезионных связей в формируемых покрытиях и поверхностных слоях.

Традиционные методы повышения физико-механических и триботехнических свойств машиностроительных материалов, включающие различные приемы химико-термической, электрофизической и деформационной обработок и обеспечивающие формирование структуры материала с размерами

элементов в микронном диапазоне, в определенной степени достигли своего предела. Резерв повышения свойств машиностроительных материалов состоит в целенаправленном формировании в них наноразмерной структуры. Согласно современным представлениям, наноструктурные материалы можно подразделить на нанофазные и нанокпозиционные. Под нанофазными понимают материалы, у которых размер частиц, кристаллов или фаз меньше 100 нм., нанокпозиционные материалы (нанокпозициты) представляют собой матрицу, в которой случайным образом распределены наноразмерные частицы или кластеры. Интерес к наноматериалам обусловлен возможностью значительного модифицирования и даже принципиального изменения свойств известных материалов при переходе в нанокристаллическое состояние [4, 7].

В этой связи в настоящее время на первый план должны выходить технологические приемы получения и обработки материалов, обеспечивающие формирование нанофазной или нанокпозиционной структуры. Формирование нанофазной структуры в материале может осуществляться за счет процессов контролируемой кристаллизации из жидкого состояния при быстром охлаждении расплава, за счет управляемого перехода из аморфного в нанокристаллическое состояние при термомеханическом воздействии на материал, а также в процессе интенсивной пластической деформации крупнозернистого материала. Получение нанокпозиционных материалов или покрытий возможно за счет механохимического легирования, синтеза наноразмерных упрочняющих фаз (например, при ионно-лучевой обработке поверхности), распада пересыщенных твердых растворов и кристаллизации аморфной фазы, а также путем введения на определенной стадии технологического процесса наноразмерных компонентов (оксидов, карбидов, боридов, различных модификаций углерода и др.) в расплав, исходную порошковую шихту, электролит и т.д. Однако реализация указанных методов на практике вызывает определенные технологические сложности, связанные с необходимостью обеспечения равномерного распределения по объему материала или покрытия наноразмерных компонентов и предотвращения их агрегатирования.

В НТЦ технологий машиностроения и технологического оборудования проведен комплекс работ по созданию методов получения наноструктурных материалов и покрытий с использованием наноразмерных углеродных добавок. Перспективным для модифицирования покрытий и поверхностных слоев является применение, в частности, ультрадисперсных алмазно-графитовых частиц детонационного синтеза, что обусловлено, как минимум, двумя обстоятельствами. Во-первых, наноразмерные алмазно-графитовые частицы сочетают в себе сверхвысокую твердость их алмазного ядра и высокие антифрикционные свойства слоистой графитсодер-

жащей оболочки с повышенной поверхностной активностью и структурообразующими качествами ультрадисперсной среды. Во-вторых, детонационный синтез алмазно-графитовой шихты является в настоящее время практически единственным примером технологии получения наночастиц в промышленных объемах, что создает благоприятные предпосылки для разработки экономически оправданных технологий формирования покрытий и поверхностных слоев антифрикционного назначения с использованием алмазно-графитовых наноразмерных модифицирующих добавок (АНМД).

Механизм формирования модифицированного наноразмерной добавкой электрохимического покрытия рассмотрен на примере осаждения покрытия из электролита хромирования с дисперсной фазой в виде частиц АНМД. Осаждение покрытий из базового электролита хромирования соответствует модели Странски—Крастанова (Stransky—Krastanov), при котором первый слой в виде тонкой (~70 нм) пленки, имеющей мелкодисперсную структуру, полностью покрывает поверхность подложки, а на нем происходит рост трехмерных островков покрытия, представляющих собой агломераты хромовых частиц, которые образуются при взаимодействии частиц хрома друг с другом (рисунок 1 а).

Рост образовавшихся зародышей может происходить в нормальном и латеральном направлениях как по механизму присоединения к ним новых атомов осаждаемого металла и достраивания первично образовавшихся атомно-гладких плоскостей (слоистый рост), так и путем повсеместного присоединения к ним новых атомов на «многоуровневых» поверхностях. Агрегатирование кристаллов хрома происходит с образованием микросферолитов (зерен), состоящих из конгломератов мелких разориентированных кристаллов. В дальнейшем, срастание микросферолитов приводит к формированию сплошного хромового покрытия, образованного зернами размером 9—15 мкм, состоящими из субзерен размерами 400—500 нм. Образующееся покрытие характеризуется наличием больших пор и несплошностей (размером до 5 мкм) и значительной амплитудой высот неровностей профиля поверхности (1,3—1,5 мкм) (рисунок 2 а).

В процессе осаждения модифицированного частицами АНМД хромового покрытия взвешенные в электролите частицы наноалмазов взаимодействуют с поверхностью растущего осадка благодаря гидродинамическим, молекулярным и электростатическим силам. Одновременно с адсорбированием на подложке тонкой пленки из кристаллитов хрома происходит осаждение из электролита наноразмерных частиц дисперсной фазы, которые являются дополнительными центрами кристаллизации (см. рисунок 1 б). Рост числа зародышей приводит к наращиванию поверхности подложки слоем композиционного покрытия, состоящего из более мелких микросферолитов (6—7 мкм), содержащих субзер-

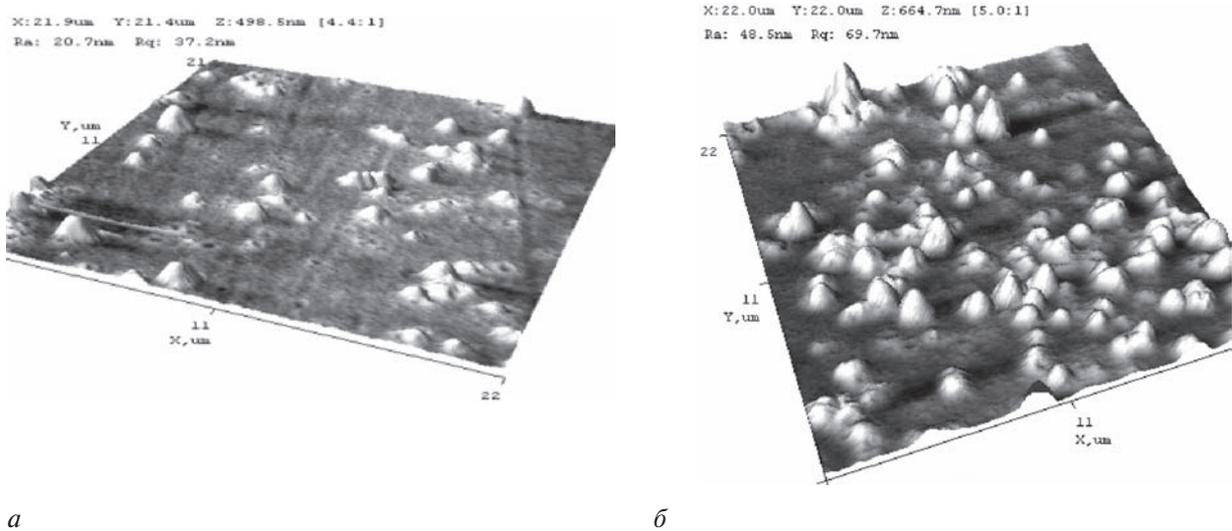


Рисунок 1 — 3D-изображение топографии различных электрохимических покрытий:
 а — хром; б — хром-УДА при $C_a = 5,1$ г/л ($t = 90$ с)

на размером 200—250 мкм. Модифицированное частицами наноалмазов хромовое покрытие отличается повышенной плотностью (см. рисунок 2 б, в). Небольшие концентрации модифицирующих добавок в электролите (до $C_a = 5$ г/л) не изменяют фазового состава покрытия. Вместе с тем регистрируется увеличение микротвердости покрытий с $H_{\mu} = 7000$ до $H_{\mu} = 9500-12500$ МПа и возрастание физического уширения рентгеновских дифракционных линий матричной фазы. Указанное возрастание микротвердости и физического уширения дифракционных линий связано с измельчением размеров зерна хромалмазных покрытий и с увеличением концентрации в них дефектов кристаллической решетки. Модифицирование хромовых покрытий наноразмерными алмазно-графитовыми добавками улучшает их триботехнические свойства, снижая для условий трения без смазки коэффициент трения в 1,8—2,9 раза и интенсивность изнашивания в 6—10 раз, а для условий граничного трения — на 20—65 % и в 1,6—1,9 раза соответственно.

В настоящее время технология хромалмазного хромирования прошла успешную апробацию на НП ЗАО «Синта» (г. Минск) для повышения качества следующего инструмента, элементов узлов трения машин и оборудования:

- металло- и деревообрабатывающий инструмент (фрезы, метчики, зенкеры, развертки, протяжки и др.) (рисунок 3) — увеличение стойкости в 2—8 раз;
- элементы узлов трения машин и механизмов (поршни и цилиндры ДВС, запорная и регулирующая арматура гидро- и пневмосистем и др.) (рисунок 4) — увеличение стойкости в 2—3 раза;
- пресс-формы для литья пластмассовых и резиновых изделий, фильеры литьевых машин и др. (рисунок 5) — увеличение стойкости в 3—5 раз.

Применение хромалмазных покрытий, обладающих повышенной износ- и коррозионной стойкостью, позволяет существенно повысить ресурс узлов трения и инструмента. Использование технологии электрохимического осаждения композиционных хромалмазных покрытий обеспечивает сокращение

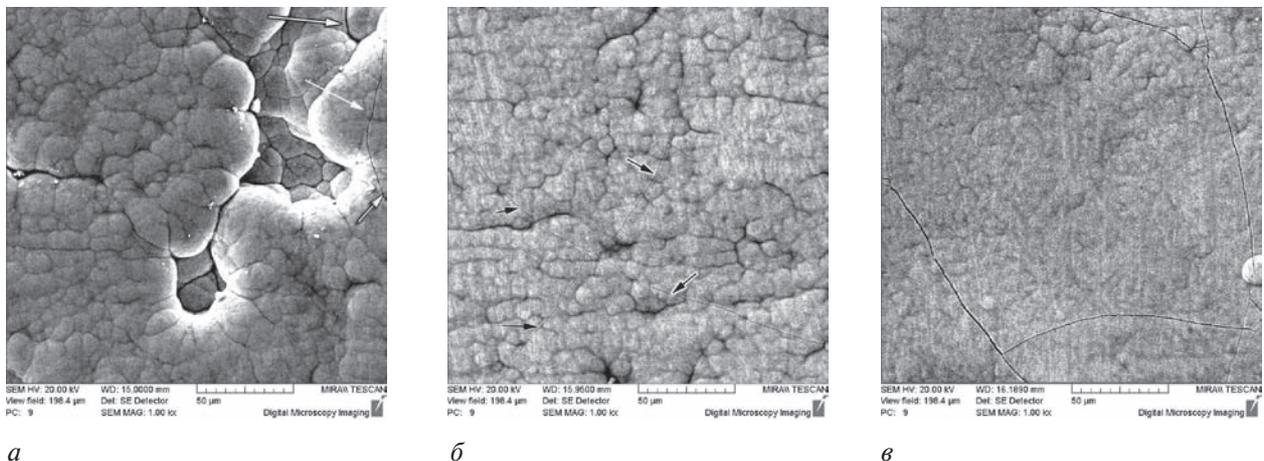


Рисунок 2 — Топография поверхности осадка хрома, полученного в электролитах с различным содержанием УДА ($t = 3600$ с):
 а — $C_a = 0$ г/л; б — 5,1 г/л; в — 15 г/л

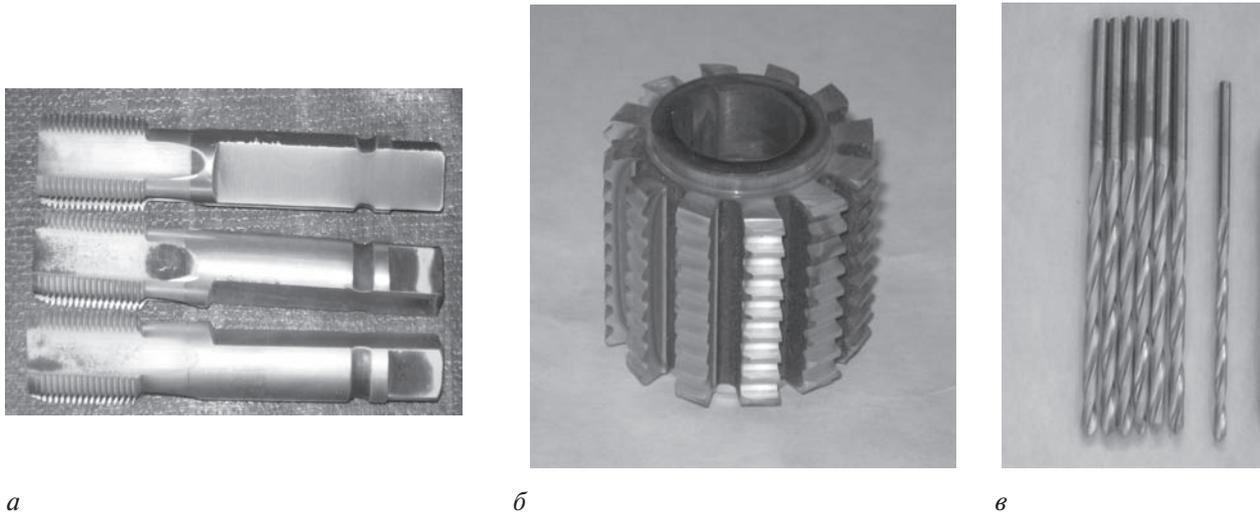


Рисунок 3 — Металлообрабатывающий инструмент с хролмазным покрытием: а — метчики; б — фреза резьбонарезная; в — сверла

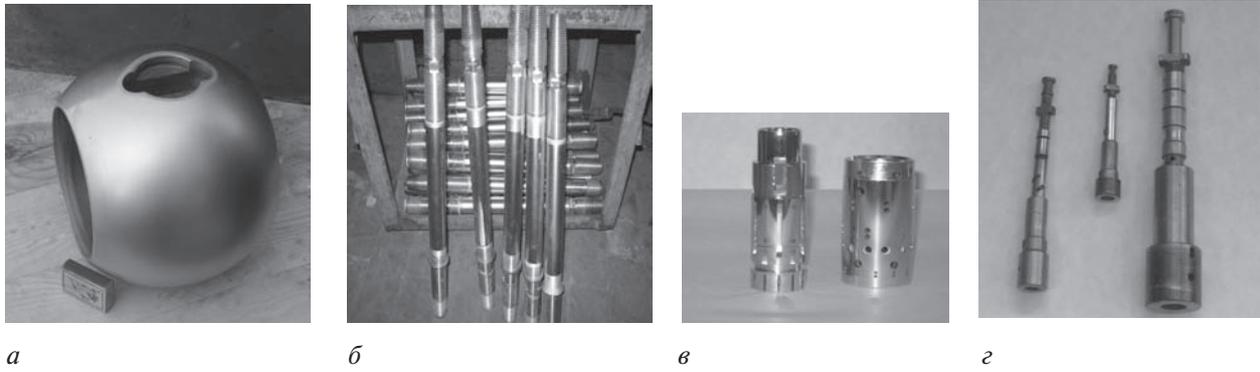
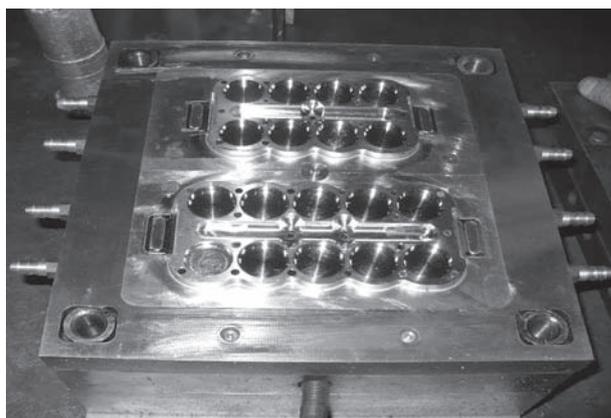


Рисунок 4 — Элементы узлов трения машин и механизмов с хролмазным покрытием: а — пробка шарового крана; б — шток гидронасоса; в — золотниковая пара пневмосистемы; г — плунжерная пара топливной системы

длительности процесса осаждения за счет повышения скорости осаждения покрытий и нанесения более тонких покрытий по сравнению со стандартной технологией хромирования, что позволяет уменьшить энергозатраты на нанесение покрытия и сократить выбросы экологически опасных отходов гальванического производства. Применение технологии электрохимического осаждения хролмазных покрытий из электролитов с пониженной концентрацией дисперсной фазы, позволяет снизить себестоимость продукции и повысить ее конкурентоспособность.

К перспективным технологиям, обеспечивающим повышение износостойкости конструкций различного назначения при одновременном снижении их массы, относится микродуговое оксидирование (МДО), приводящее к формированию на поверхностях изделий из сплавов алюминия керамических покрытий (КП), обладающих уникальным комплексом свойств [8]. Вместе с тем, пониженные антифрикционные свойства КП при сухом трении и ограниченной подаче смазки значительно сужают области применения КП, особенно в тяжело нагруженных трибосопряжениях. В [8] показано, что задача повышения антифрикционных свойств КП и износостой-

кости может быть успешно решена их модифицированием углеродными наноразмерными материалами (УНМ), такими как алмазно-графитовая шихта (УДАГ) [8] и аморфный углерод, полученный электроразрядной обработкой органических жидкостей [9]. Введение УНМ в базовый электролит для микродугового оксидирования алюминия и его сплавов повышает скорость формирования керамического слоя и увеличивает его толщину. Модифицированный частицами УНМ слой характеризуется более дисперсной и однородной структурой с меньшей пористостью. На рисунке 1 в качестве примера приведены микроструктуры модифицированных керамического покрытия (МКП) и немодифицированных керамических покрытий (НМКП), сформированных на различных алюминиевых сплавах. Видно, что модифицирование сопровождается интенсивным ростом (~ в 1,5—2,0 раза) толщины покрытия. Так, например, толщина покрытия, полученного в электролите с добавками УНМ, достигает 140—150 мкм, тогда как в базовом электролите при тех же условиях эта величина не превышает 70 мкм. Подобный эффект регистрируется и при МДО других сплавов, в том числе



а



б

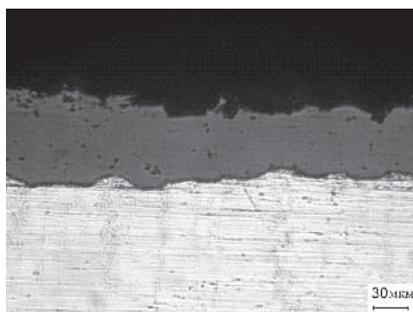
Рисунок 5 — Формообразующие элементы технологического оборудования: а — пресс-форма для получения резинотехнических изделий; б — фильера литейной машины для изготовления труб ПВХ

эвтектического силумина АК12М2МгН, который широко используется в двигателестроении. Следует отметить, что МДО силуминов с высоким (11—13 мас. %) содержанием кремния и резкой неоднородностью структуры представляет собой трудный объект для оксидирования [9]. Однако добавка в электролит наноуглерода обеспечивает получение на сплаве АК12М2МгН покрытия с толщиной, достигающей 110 мкм, что почти в 2 раза выше толщины покрытия, сформированного в базовом электролите (рисунок 6 б, д).

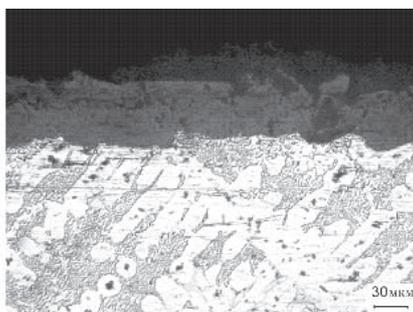
На рисунке 7 приведены результаты распределения микротвердости немодифицированных (кривая 1) и модифицированных наноуглеродом

керамических покрытий (кривая 2). Видно, что уровень максимальных значений H_{μ} как модифицированных, так и немодифицированных покрытий, зависит от марки упрочняемого сплава.

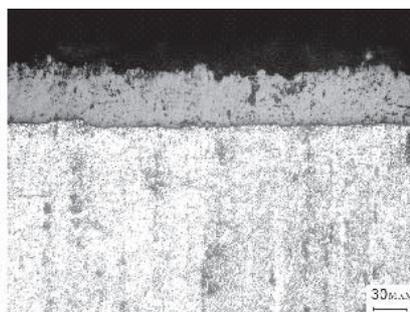
Наиболее высокие значения микротвердости КП получены при использовании в качестве основы сплава Д16, что связано с высоким содержанием в покрытии высокопрочной фазы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (корунда). Показано, что модифицирование покрытия наноуглеродом приводит к увеличению объемной доли $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ до 80 %, вместо 45 % для НККП. Однако, вместо ожидаемого подъема уровня H_{μ} , происходит его падение (рисунок 7 а), что следует связывать с наполнением покрытия на-



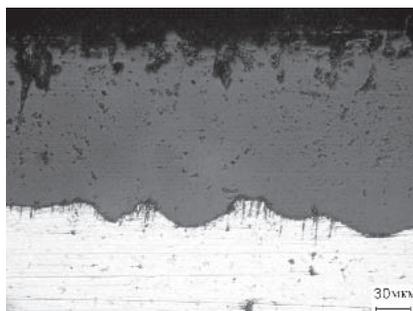
а



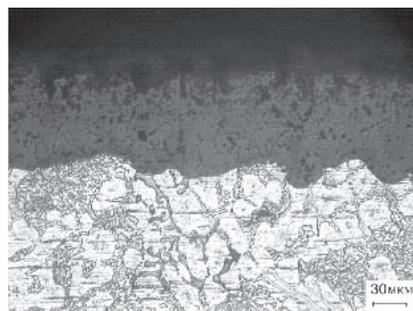
б



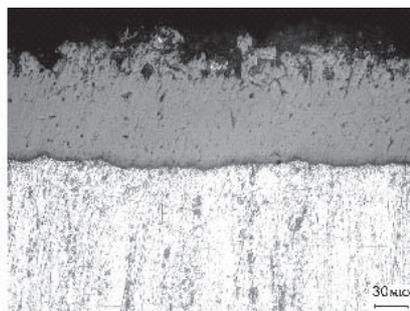
в



з



д



е

Рисунок 6 — Микроструктура немодифицированного (а, б, в) и модифицированного УНМ (з, д, е) покрытия на сплавах АМг6 (а, з), АК12М2МгН (б, д), Д16 (в, е)

ноуглеродом. Напротив, МКП, созданные на сплаве АК12М2МгН, характеризуются более высоким уровнем микротвердости по сравнению с НМКП (рисунок 6 в), что обусловлено присутствием в модифицированном покрытии оксида $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в количестве 25 %. Появлением корунда $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (6–9 %) в модифицированном наноуглеродом покрытии на сплаве АМг6 также объясняется повышение его микротвердости (см. рисунок 7 б).

Результаты триботехнических испытаний представлены на рисунках 7–9. Установлено, что модифицирование покрытий углеродными наноматериалами оказывает влияние на их триботехнические свойства. При этом характер зависимости коэффициента трения от давления испытаний определяется составом и структурой КП. Так, для покрытий на сплаве Д16 при относительно низком номинальном давлении $p = 10$ МПа для модифицированного покрытия уже на ранних стадиях испытания ($L = 750$ м) регистрируется резкое снижение коэффициента трения — от $f = 0,07$ до $f = 0,022$, после чего f стабилизируется. Напротив, стадия приработки немодифицированной керамики достаточно продолжительна и коэффициент трения здесь в 1,6–2 раза превышает f МКП. Подобное поведение коэффициента трения регистрируется и при повышении давления испытаний до 65 МПа (рисунок 8 б, в).

В отличие от покрытий на сплаве Д16, процессы приработки МКП на сплаве АМг6 протекают более интенсивно во всем диапазоне исследуемых давлений (см. рисунок 7). При этом, как и в случае модифицированной УНМ оксидокерамики на сплаве Д16, с повышением давления испытаний

происходит снижение коэффициента трения МКП. Так, на поздних стадиях испытаний коэффициент трения МКП на сплаве АМг6 при 30 МПа, 40 МПа, 50 МПа составляет 0,028–0,030, 0,018–0,020, 0,016–0,020 соответственно (рисунок 9 б, в), что в 2,0–3,5 раза ниже значений коэффициента трения немодифицированных покрытий.

Модифицированные УНМ керамические покрытия характеризуются высокой износостойкостью — для всех режимов испытаний их износ не зарегистрирован [10].

Модифицированные углеродными наноматериалами износостойкие керамические покрытия находят применение в различных отраслях техники (рисунок 10), обеспечивая повышение срока эксплуатации деталей в 1,5–3,0 раза по сравнению с немодифицированными и иными покрытиями.

Углеродные наноматериалы с различной структурно-фазовой организацией оказывают значительное воздействие на трибомеханические свойства керамических покрытий. В зависимости от типа наночастиц и номинального давления обеспечивается снижение коэффициента трения МКП по сравнению с немодифицированными покрытиями в 2,0–3,5 раз при одновременном росте износостойкости более чем в 5 раз и расширении диапазона рабочих нагрузок.

Для модифицирования МДО-покрытий был разработан трехслойный композиционный материал «Cr-CrC — Al_2O_3 — сплав алюминия» [11] и комбинированная технологическая схема его формирования. В ее основу было положено сочетание использования традиционного метода анодно-катодной микродуговой обработки поверхности дета-

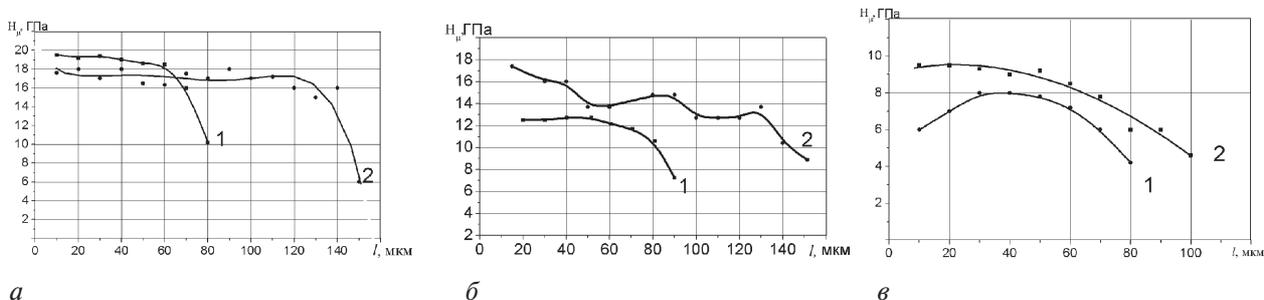


Рисунок 7 — Распределение микротвердости покрытий от основы к поверхности, сформированных на сплавах Д16Т (а), АМг6 (б), АК12М2МгН (в): 1 — немодифицированное КП, 2 — модифицированное наночастицами алмаза и графита КП

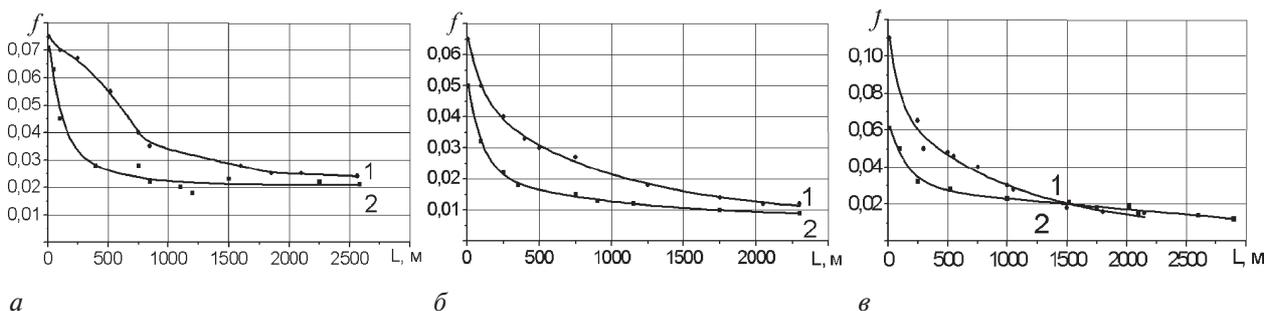


Рисунок 8 — Зависимость коэффициента трения модифицированной (1) и немодифицированной (2) оксидокерамики на сплаве Д16 от пути трения при давлении: а — 10 МПа; б — 30 МПа; в — 65 МПа

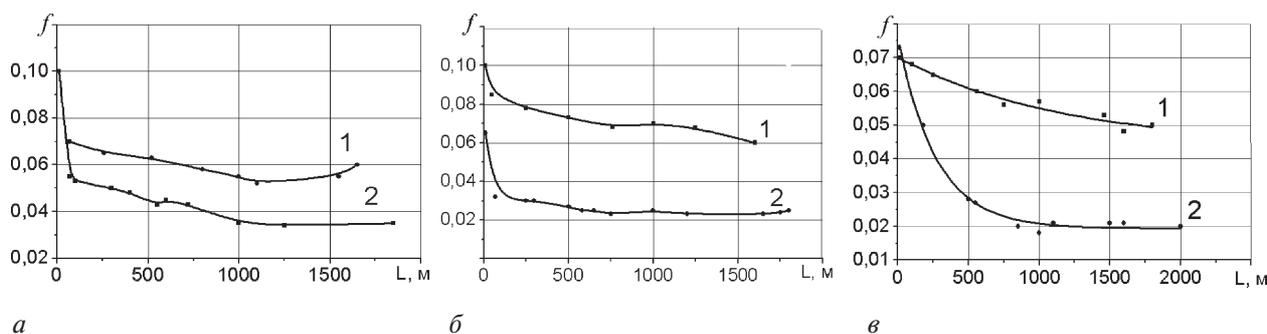


Рисунок 9 — Зависимость коэффициента трения модифицированной наночастицами УДАГ (2) и немодифицированной (1) оксидокерамики, созданной на сплаве АМгб, от пути трения при давлении: а — 30 МПа; б — 40 МПа; в — 50 МПа

ли из сплава алюминия [12—14] и последующего химического осаждения из паровой фазы хромоорганической жидкости на пористую поверхность МДО-покрытия хрома (Cr) и карбида хрома (CrC). В качестве хромоорганической жидкости использовалась промышленная хромоорганическая жидкость «Бархос» (ТУ-01-1149-83). Она состоит из смеси бисареновых производных хрома, основным компонентом которой является бисэтилбензолхром с примесями бензола, этилбензола и высококипящих ароматических соединений [15]. Микроструктура трехслойного композита показана на рисунке 11.

К основным особенностям полученного покрытия можно отнести проникновение паровой фазы хромоорганической жидкости «Бархос» в поверхностные поры и трещины. Как показал анализ результатов последующих исследований [16], вследствие этого в поверхностном слое возникают сжимающие остаточные напряжения, оказывающие существенное влияние на его усталостную прочность в условиях многоциклового нагружения на изгиб (рисунок 12).

При исследованиях было установлено, что формирование МДО-покрытия на рабочей поверхности детали, работающей в условиях многоциклового нагружения на изгиб, приводит к снижению предела выносливости материала основы в 1,75—1,8 раза (см. рисунок 12, кривые усталости 1, 2), причем влияние растягивающих напряжений на усталостную прочность возрастает по мере их приближения к пределу выносливости.

Осаждение на поверхность МДО-покрытия дополнительного слоя Cr-CrC приводит к повышению предела выносливости материала основы в 1,3—1,4 раза и увеличению его в 2,4—2,5 раза при наличии на ней только МДО-покрытия (см. рисунок 12, кривые усталости 1, 2, 3).

К определенным достоинствам технологического процесса формирования поверхностного слоя Cr-CrC из паровой фазы можно отнести возможность дополнительного модифицирования этого слоя вибрационным и (или) ультразвуковым воздействием и введением в этот слой в процессе его осаждения ультрадисперсных антифрикционных компонентов. Это позволяет не только создать поверхностный рабочий слой пары трения с качественно новыми триботехническими характеристиками, включая повышенную износостойкость и малые коэффициенты трения в экстремальных условиях функционирования подвижного соединения, но и обеспечить повышенную надежность триботехнического узла в целом в условиях сложного напряжено-деформированного циклического нагружения. В ряде случаев использование многослойного композита позволяет существенно улучшить виброакустические характеристики объекта в целом. Так, например, при изготовлении экспериментального мотор-редуктора (рисунок 13) частичная замена стальных компонентов планетарной зубчатой передачи на поверхностно модифицированные компоненты из алюминиевых сплавов (практи-

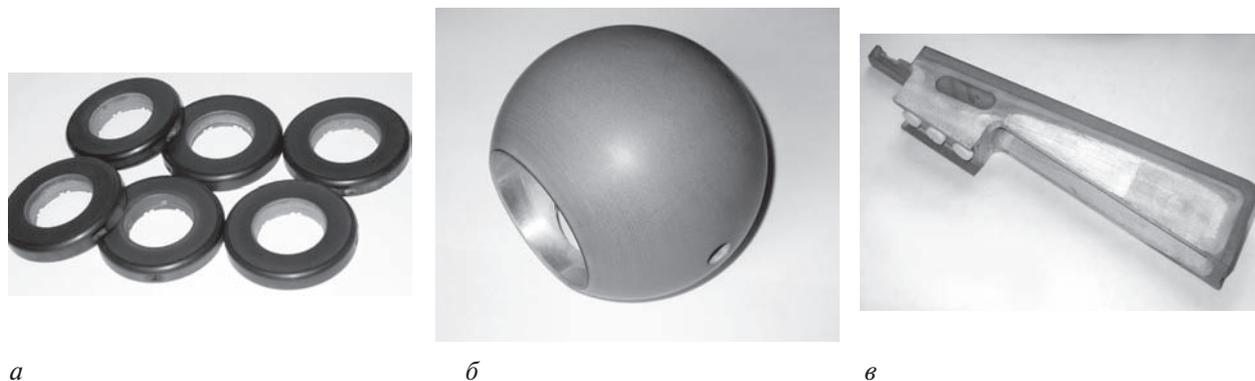


Рисунок 10 — Детали с модифицированным УНМ керамическим покрытием: а — запорные кольца (ОАО «Полоцк — Стекловолокно»); б — шар запорной газовой арматуры (РУП — «Белгазтехника»); в — деталь вакуум-формы (ЗАО «Атлант»)

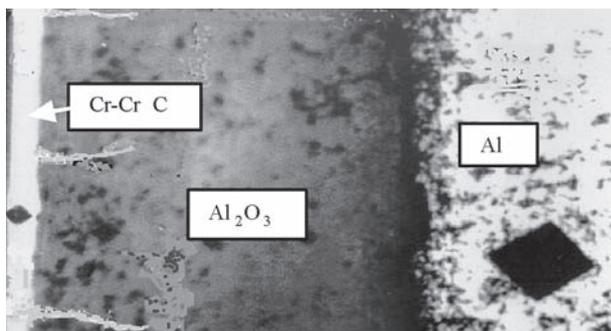


Рисунок 11 — Структура трехслойного композита

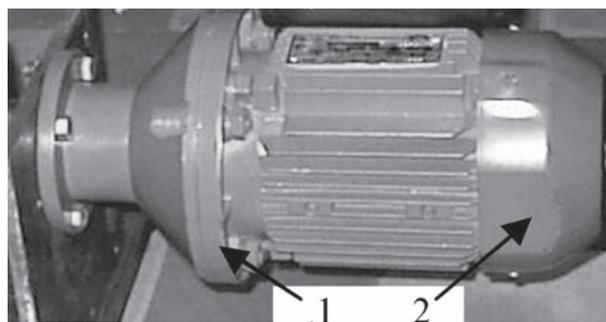


Рисунок 13 — Экспериментальный мотор-редуктор:
1 — прецессионный планетарный редуктор;
2 — электродвигатель

ка использования деталей из алюминиевых сплавов в планетарных передачах мотор-редукторов мехатронных приводов достаточно широко используется разработчиками и производителями этой продукции (в Японии) позволила в номинальном режиме функционирования снизить уровни шума на 8–16 дБ, виброускорений — с 75 до 68 м/с².

Композиционное покрытие «Cr-CrC — Al₂O₃» обладает не только высокими прочностными свойствами, но и на порядок большими, по сравнению с МДО-покрытиями, коррозионно-стойкими свойствами в агрессивной среде. Это позволяет рассматривать его как весьма перспективное для объектов аэрокосмической техники следующего поколения (в подшипниках скольжения и качения, передачах зацеплением мехатронных систем и уплотнениях различного типа узлов из алюминиевых и титановых сплавов техники) для экстремальных условий эксплуатации. В ряде случаев на компонентах узлов с повышенными требованиями к виброакустическим характеристикам эти покрытия могут быть сформированы на деталях из термопластичных полимеров.

Опыт разработки и исследования комбинированных технологических схем формирования функционально ориентированных композиционных, в том числе наноконпозиционных, многослойных покрытий для улучшения прочностных, износо- и коррози-

онностойких свойств показывает, что их использование в ряде случаев обеспечивает качественно новый комплекс параметров, создать сверхлегкие компоненты с элементами из полимерных композитов для техники, включая аэрокосмическую, ориентированной на экстремальные условия эксплуатации.

Впервые обнаружено явление трибомеханического модифицирования поверхности трения, проявляющееся в существенном улучшении противозносных и антифрикционных свойств трущихся поверхностей в процессе фрикционного взаимодействия пар трения в присутствии смазки, содержащей АНМД [17]. Раскрыт механизм трибомеханического модифицирования поверхности трения, обеспечивающий формирование в процессе трибоконтакта в поверхностном слое пластичного металлического материала субзеренной наноразмерной ячеистой структуры (рисунок 14 а, б). Наноразмерные частицы алмаза способствуют многократному пластическому передерформированию вершин микрорельефа поверхности и интенсифицируют протекание в них при трении процессов множественного скольжения, приводящих к образованию субмикроструктурной структуры с размером субзерен $D \leq 100$ нм. При образовании подобной структуры происходит эффективное поглощение энергии фрикционного взаимодействия, а сама ячеистая субструктура обладает повышенным сопротивлением зарождению и распространению микротрещин, что предотвращает увеличение износостойкости трибосопряжения. При использовании высокопрочных материалов, характеризующихся пониженной трещиностойкостью, присутствие в смазке сверхтвердых частиц наноалмазов может инициировать образование зародышей усталостных микротрещин в поверхности трения, которые сравнительно быстро достигают критического размера, приводя к ускоренному формированию частиц износа (см. рисунок 14 в).

Установлено, что при трении металлических материалов твердостью $HV \leq 5000$ МПа в присутствии смазки с АНМД в результате их интенсивной пластической деформации в процессе фрикционного взаимодействия существенно (в 1,5–1,8 раза) возрастает микротвердость поверхностного слоя. При этом интенсивность изнашивания контактирующих по-

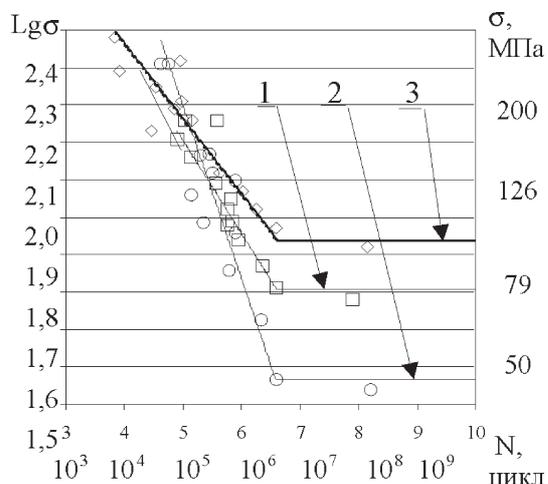
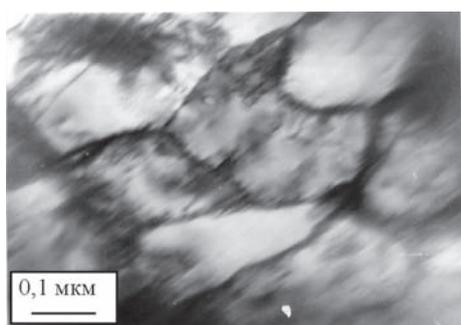
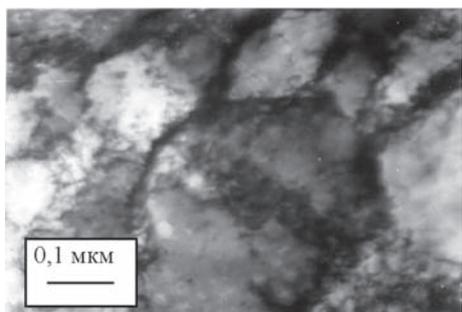


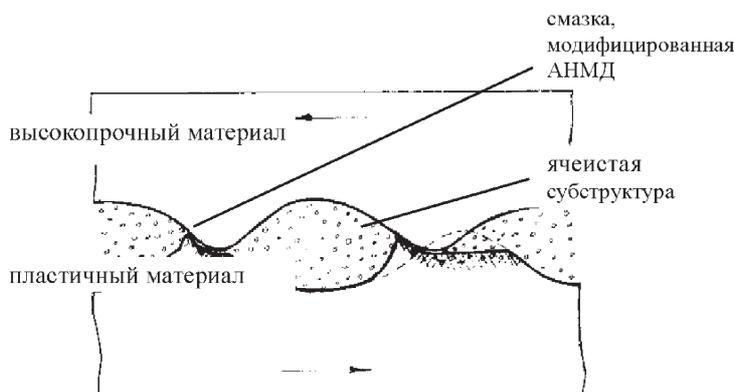
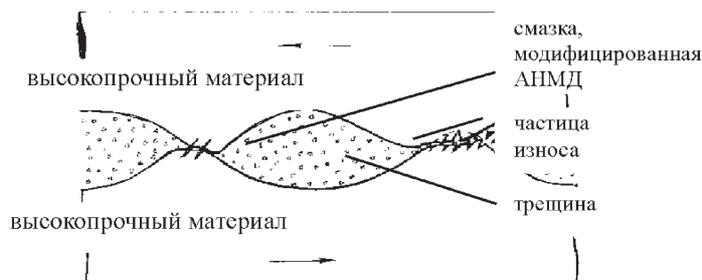
Рисунок 12 — Экспериментальные кривые усталости образцов без покрытий (1), с МДО-покрытиями (2) и покрытиями «Cr-CrC — Al₂O₃ — сплав алюминия» (3)



а



б



в

Рисунок 14 — Микроструктура поверхности трения: а — стали 45 ($p = 20$ МПа), б — меди М1 ($p = 10$ МПа) после испытаний в присутствии смазки Литол-24, модифицированной АНМД, и в — схема фрикционного взаимодействия при трении материалов различной твердости в среде смазки с АНМД

верхностей в значительной степени определяется исходной твердостью материала. В частности, установлено, что при испытаниях образцов по схеме трения модифицирование смазки Литол-24 добавками наноразмерной алмазно-графитовой шихты уменьшает интенсивность изнашивания образцов из стали ШХ15 твердостью HRC 23 примерно в 30 раз, а твердостью HRC 50 — в 5 раз.

Трибомеханическое модифицирование может эффективно реализовываться в стальных покрытиях, формируемых методом газотермического напыления (ГТН-покрытиях) и имеющих в структуре метастабильный аустенит твердостью $HV = 2000$ — 3000 МПа. В процессе приработки вследствие интенсивной пластической деформации под воздействием сверхтвердых частиц смазочного материала метастабильный аустенит трансформируется в твердый и износостойкий мартенсит деформации ($HV = 7000$ — 8000 МПа) за счет протекания деформационного $\gamma > \alpha$ превращения. Твердость поверхности трения ГТН-покрытий, приработанной в среде смазки с АНМД, выходит на уровень, превышающий возможности обычных методов их обработки. Так, например, трибомеханическое модифицирование покрытий из стали аустенитного класса 12X18H10T в среде модифицированной смазки при давлении $p = 10$ МПа снижает содержание остаточного аустенита в покрытиях с 88 об. % до 75 об. % с одновременным повышением микротвердости с $H_{\mu} = 3300$ МПа до $H_{\mu} = 4800$ МПа. Модифицированные покрытия обладают повышен-

ной несущей способностью, в частности, ГТН-покрытия из стали 12X18H10T в условиях граничного трения работоспособны при контактных давлениях порядка $p = 100$ МПа (рисунок 15).

На основе полученных данных разработан метод трибомеханического модифицирования поверхностей трения деталей машин, включающий нанесение на поверхность трения тонкого слоя пластичного металлического материала и последующее формирование в нем износостойких структур приработкой в среде смазочной композиции, содержащей наноразмерные алмазно-графитовые добавки. Эффективное измельчение формирующейся в поверхностях трения субзерненной структуры при использовании модифицированной смазки ответственно за повышенные триботехнические свойства фрикционных сопряжений. Нагрузочно-скоростной режим и длительность приработки в значительной степени определяются видом материала и структурным состоянием контактирующих тел, исходной шероховатостью рабочих поверхностей, концентрацией наноразмерной алмазно-графитовой добавки в приработочной композиции.

Эффект трибомодифицирования поверхности приработкой в присутствии смазочных материалов, содержащих АНМД, использован для повышения работоспособности узлов трения сельскохозяйственной техники (шарнирные сопряжения жаток зерноуборочных комбайнов (рисунок 16 а) и теплоэнергетического оборудования (узлы трения турбин и регенеративного воздухоподогревателя (см. рисунок 16 б, в).

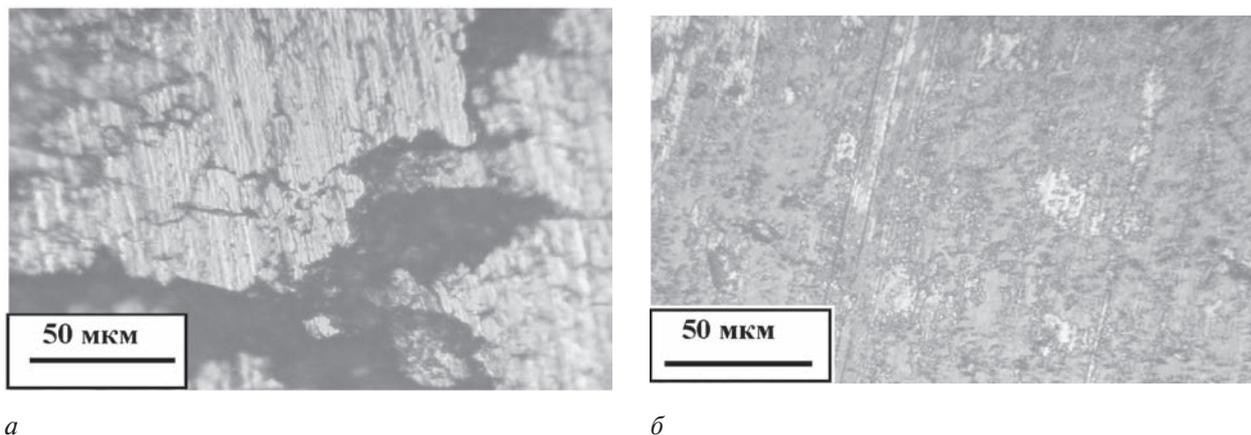


Рисунок 15 — Микроструктура поверхности трения покрытий из стали 12X18H10T после испытаний в среде различных смазочных материалов: а — масло И-20А ($p = 75$ МПа); б — масло И-20А+АНМД ($p = 100$ МПа)

Предложен новый технологический принцип получения композиционных пластичных смазочных материалов (ПСМ) с наноразмерными алмазно-графитовыми добавками, заключающийся в использовании частиц АНМД в качестве зародышей дисперсной фазы ПСМ. Реализация этого принципа осуществляется путем введения АНМД в дисперсионную среду (масло) до начала процесса структурообразования дисперсной фазы (ДФ), при этом наноразмерные частицы добавки, являясь дополнительными центрами кристаллизации, покрываются оболочкой структурированных солей высокомо-

лекулярных кислот, и дальнейший рост волокон ДФ идет от поверхности частиц добавки. Равномерно распределенные по объему ПСМ наноразмерные частицы модификатора имплантируются в волокна ДФ, создавая разветвленный каркас с зафиксированными в нем частицами АНМД, отличающийся повышенными прочностными и маслоудерживающими свойствами (рисунок 17).

Это предопределяет улучшенную в 2–5 раз коллоидную стабильность, повышенные в 1,6–3,3 раза нагрузочные характеристики и увеличенный в 1,5–2,0 раза ресурс модифицированной смазочной ком-

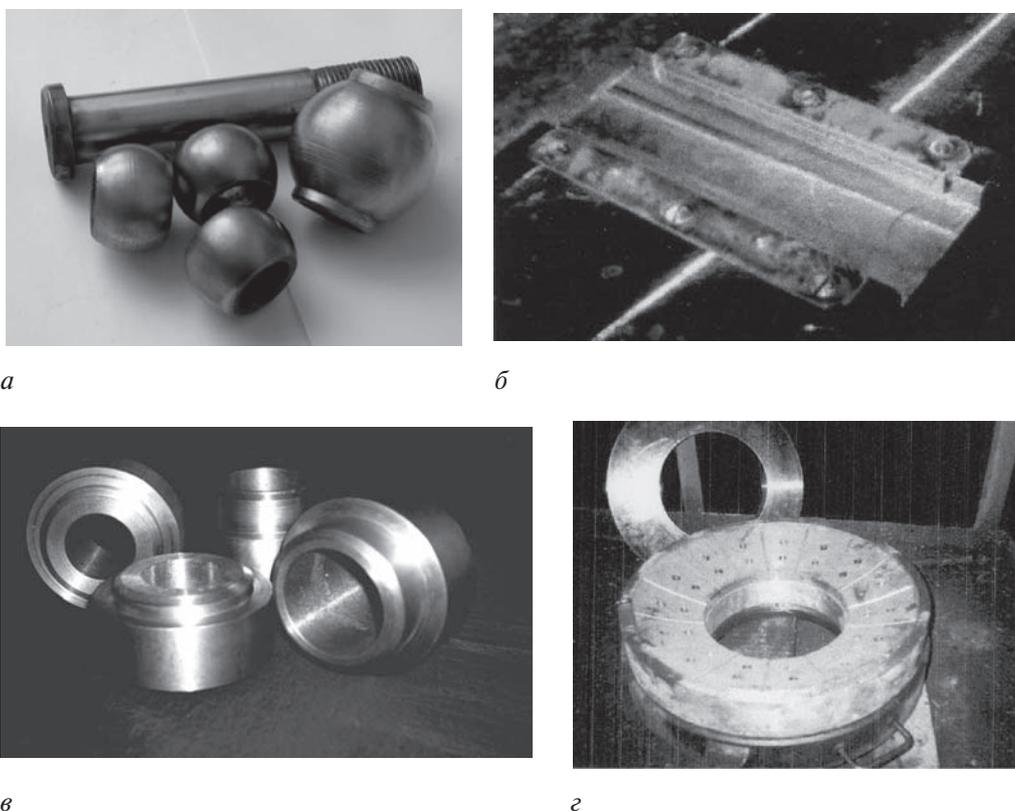


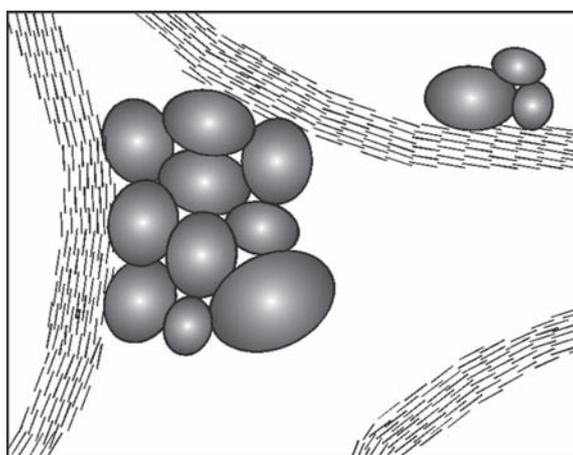
Рисунок 16 — Элементы узлов скольжения с трибомодифицированной рабочей поверхностью из композиционных материалов для теплоэнергетического оборудования: а — элементы шарнирных сопряжений жаток зерноуборочных комбайнов; б — шпоночные сопряжения турбин; в — подшипники скольжения системы парораспределения турбин; г — опора регенеративного воздухоподогревателя

позиции. При разрушении структурного каркаса в процессе эксплуатации наноразмерные частицы АНМД, имплантированные в волокна ДФ, высвобождаются и попадают в зону трения в активном состоянии, сохранив свои сверхмалые размеры, что обуславливает повышенные противозадирные и противоизносные свойства модифицированной пластичной смазки.

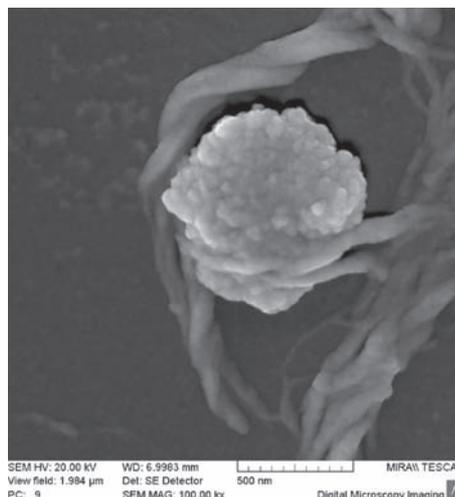
Разработан состав комплексной литиевой пластичной смазки для тяжело нагруженных узлов трения, который содержит многофункциональный пакет наноразмерных добавок, включающий дисульфид молибдена (противозадирная добавка), гидросиликаты никеля (противоизносная добавка), алмазно-графитовую шихту (структурирующая и приработочная добавка). Введенные добавки повышают уровень предельных эксплуатационных нагрузок (нагрузка сваривания не менее 5000 Н) и расширяют температурный диапазон применения (верхний предел +160 °С, кратковременно — +180 °С). Сравнительный анализ физических и триботехнических характеристик по-

казал преимущество разработанной смазки над наиболее распространенной в СНГ универсальной пластичной смазкой Литол-24 и смазкой марки Shell Retinax EP 2, предназначенной для тяжело нагруженных узлов трения (рисунок 18). Показано, что разрушение дисперсной фазы пластичной смазки, модифицированной АНМД, наблюдается на более поздних стадиях трибоконтакта, при этом ресурс смазочного материала увеличивается в 1,5—2,0 раза [4].

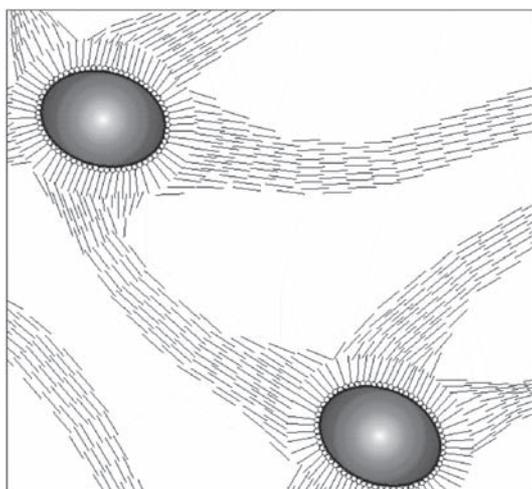
Смазка предназначена для смазывания узлов трения, работающих в условиях высоких нагрузок и вибраций (карьерная техника, железнодорожный транспорт, строительно-дорожные машины, сельхозтехника), при высоких температурах (сталепрокатные станы, кузнечно-прессовое оборудование, теплоэнергетическое оборудование, вентиляторы печей, системы приточно-вытяжной вентиляции и др.). Широкому практическому применению АНМД в смазочных материалах способствуют разработка технологии приготовления модифицирующих добавок, включающая стадии



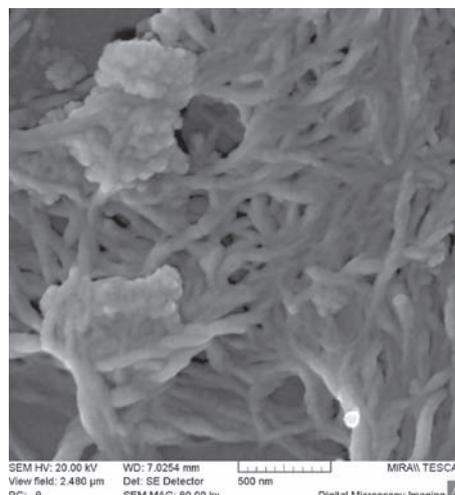
а



б



в



г

Рисунок 17 — Схема взаимодействия наночастиц с волокном ДФ (а, в) и микроструктура ДФ литиевой смазки с добавками АНМД (б, г) при различных схемах введения наночастиц: а, б — после кристаллизации ДФ; в, г — до начала кристаллизации ДФ

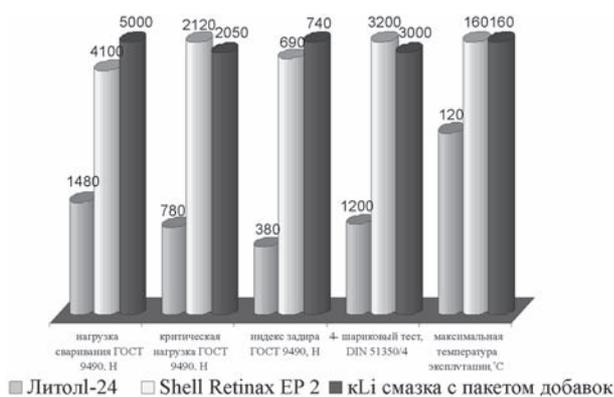


Рисунок 18 — Сопоставление триботехнических характеристик различных смазок

подготовки алмазно-графитовой шихты и масла, смешивания, трибохимической обработки и кондиционирования масляных суспензий, а также проведенные работы по оптимизации режимов обработки. Разработаны технологический регламент и аппаратурно-технологическая схема процесса получения модифицированных пластичных смазок, создано оборудование для выпуска пластичных смазок с наноразмерными добавками для различных объемов производства (рисунок 19).

Технологии получения пластичных смазок внедрены в ОДО «Спецсмазки» Инновационной ассоциацией «Академтехнопарк» НАН Беларуси, где организовано производство пластичных смазочных материалов с наноразмерными добавками мощностью до 25 тонн в год. Потребителями пластичных смазок с наноразмерными добавками, выпускаемых ОДО «Спецсмазки», являются Кузнечный завод тяжелых штамповок (г. Жодино), ОАО «Белкард» (г. Гродно), ГП «Гомельский завод литья и нормалей», ОАО «Минский подшипниковый завод» и др.

В результате теоретического анализа активирования процесса газопламенного напыления порошковых материалов независимым источником спутного потока, включающего физическую, математическую модели и численные решения, установлена связь между скоростью движения частиц в осевом сечении газопламенного факела и скоростью спутного потока. Показано, что максимальный прирост скорости частиц обеспечивается при углах взаимодействия спутного потока с двухфазной струей от 25 до 40°, а для увеличения скорости частиц до 300 м/с необходимо обеспечить скорость газов в спутном потоке до 1000 м/с. Предложено использовать принцип микрофакельного сжигания газозвушной смеси для получения выходного высокоскоростного спутного потока в активаторах газопламенных термораспылителей. Разработаны конструкции установок с малогабаритными камерами микрофакельного горения, позволяющие осуществлять процесс напыления карбидов и окислов со скоростью полета частиц 360—440 м/с, что обеспечивает формирование покрытий с пористостью менее 7 % и прочностью сцепления 45—53 МПа [18, 19].

В результате экспериментальных исследований влияния модифицирующего воздействия микроплазменной обработки, ионно-лучевого азотирования, карбонитрирования на физико-механические свойства газопламенных покрытий установлен эффект интенсификации процесса насыщения покрытий по сравнению с компактными материалами (ускорение процессов в 1,16—1,35 раза), обусловленный высоким уровнем дефектности и структурными особенностями покрытий. Установлено, что для формирования на алюминиевых покрытиях оксидированных слоев толщиной 350—400



а



б

Рисунок 19 — Технологическое оборудование для производства пластичных смазок, модифицированных наноразмерными добавками, мощностью 5 т/год (а) и 25 т/год (б)

мкм и микротвердостью 12—15 ГПа необходимо при напылении обеспечить пористость покрытий в пределах 8—12 % при содержании кислорода не более 0,5—0,7 об. %. Показано, что для повышения эффективности процесса модифицирования стальных покрытий ионно-лучевым азотированием необходимо использовать покрытия пористостью не более 8—11 %, предварительно импрегнированные насыщенным водным раствором хлористого аммония, что позволяет получить поверхностные слои толщиной 5—40 мкм с микротвердостью 6,5—15,0 ГПа. При этом износостойкость газопламенных покрытий из сталей мартенситного и аустенитного классов после ионно-лучевого азотирования повышается в 7—9 раз. Установлен характер влияния химико-термической обработки карбонитрированием на прочность сцепления стальных покрытий, и показано, что увеличение прочности сцепления в 1,5—1,7 раза достигается обработкой покрытий с пористостью в пределах от 5 до 14 %, при этом образуются модифицированные поверхностные слои толщиной 100—200 мкм и микротвердостью 6,5—7,7 ГПа, что обеспечивает повышение износостойкости в 12—20 раз.

Предложено активировать процесс газопламенного напыления покрытий из проволочных материалов за счет генерирования в воздушном потоке ультразвуковых колебаний, которые передаются распыляемой проволоке. На основе результатов исследования тепловых характеристик факела разработана методика расчета скорости подачи проволоки при газопламенном напылении, которая применялась при выборе режимов восстановления-упрочнения деталей железнодорожного подвижного состава и технологического оборудования машиностроительных предприятий. Исследования характеристик сопротивления усталостному разрушению показали, что покрытия, нанесенные газопламенным распылением проволок, вызывают незначительное снижение предела выносливости (10—13 %) по сравнению с покрытиями, полученными виброударной наплавкой, снижающей предел выносливости на 35—40 %.

Прикладные исследования в этой области направлены на разработку технологических процессов создания композиционных газотермических покрытий с заданными служебными характеристиками, позволяющими восстанавливать, упрочнять и защищать детали и элементы конструкций, эксплуатирующиеся в широком диапазоне нагрузок, температур и составов окружающей среды; на создание опытно-промышленных образцов газотермического упрочняющего оборудования, а также опытно-промышленных партий упрочненных и восстановленных этими методами деталей. Выполненные теоретические и экспериментальные исследования позволили разработать технологические процессы и оборудование для активированного газопламенного напыления и гиперзвуковой металлизации износостойких, коррозионностой-

ких, антифрикционных покрытий из порошковых и проволочных материалов на быстроизнашивающиеся элементы конструкций и детали транспортных машин, технологического оборудования, сельскохозяйственной техники с повышением срока их службы в 1,4—8 раз.

Расширен диапазон использования технологий ГПН порошковых материалов за счет применения разработанных приемов активации и реализующих их технических средств. Оборудование и технологии активированного газопламенного напыления смесей на основе металлических порошков с износостойкими наполнителями (оксидами, карбидами, карбонитридами) позволили повысить прочность сопротивления покрытий отрыву до 34 МПа при снижении пористости до 10 %. Себестоимость процесса по сравнению с традиционной технологией ГПН порошков увеличилась на 25—30 %, а достигаемые свойства покрытий сопоставимы с получаемыми только высокоэнергетическими методами, стоимостью в десятки раз больше разработанного.

Разработаны технологические процессы газопламенного напыления коррозионностойких покрытий из порошков материалов с теплопроводностью менее 10 Вт/м·К, а также полимерных покрытий на основе порошков легкоплавких ($T_{\text{пл}} = 360—390$ К) термопластичных полимеров, при этом прочность сопротивления отрыву покрытий повышена в 1,5—1,7 раза. Разработаны технические средства для напыления антифрикционных полимерных покрытий, повышающих долговечность узлов сухого трения более чем на 40 %.

Созданное оборудование для активированного газопламенного напыления и гиперзвуковой металлизации проволочных материалов позволило разработать технологические процессы восстановления направляющих плоскостей, пальцев, полумуфт, валов с изношенными участками в местах посадки под подшипники и вследствие трения в уплотнениях, подшипников скольжения, коленчатых валов с изношенными коренными и шатунными шейками, шкивов, элементов запорной арматуры, посадочных мест в корпусных деталях. При этом достигнуто снижение пористости покрытий до 2—7 %, увеличение прочности сопротивления покрытий отрыву от 40 до 60 МПа.

Используя возникающий в напыленных из сталей мартенситного класса покрытиях эффект возникновения аномально большого количества метастабильного аустенита (40—50 об. %), разработан технологический процесс восстановления шеек коленчатых валов ДВС активированным напылением проволок из стали типа 40X13. Показано, что ресурс восстановленных напылением коленчатых валов двигателей легковых автомобилей до ремонта составляет, в среднем, 132 тыс. км. Установлено, что себестоимость разработанной технологии в 9—14 раз ниже, чем методов, использующих нанесение порошковых материалов.

Оборудование и технологии активированного напыления используются на многих предприятиях Республики Беларусь и Российской Федерации различных министерств и ведомств для восстановления и упрочнения быстроизнашивающихся деталей, для защиты от коррозии элементов конструкций. За период 90-х и 2000-х годов было организовано 45 участков и постов активированного газопламенного напыления, 11 участков гиперзвуковой металлизации, на которых эксплуатируются 23 установки для нанесения покрытий металлическими и композиционными порошками, 17 установок для активированного ГПН проволочных материалов, 4 установки для напыления полимерных порошков, 1 установка для напыления полимерных шнуров, 13 установок гиперзвуковой металлизации.

За последние 5 лет объектами прикладных научных исследований и разработок являлись технологические процессы формирования гиперзвуковой металлизацией высокоплотных биметаллических покрытий на деталях узлов трения гидросистем автомобилей БелАЗ; технологические процессы формирования гиперзвуковой металлизацией высокоплотных покрытий; высокоэффективные технологии формирования антифрикционных и защитных слоев на поверхностях шарнирных сопряжений и корпусных опор сухого трения сельскохозяйственной техники; технология и оборудование для пневмодинамического упрочнения коленчатых валов ДВС; технологический процесс индукционной наплавки антифрикционных материалов на детали узлов вибрационных машин (рисунок 20).

В настоящее время в лаборатории газотермических методов упрочнения деталей машин разрабатывается и исследуется механизм формирования метастабильных структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях газотермических покрытий из сталей и композиционных материалов, обеспечивающих эффект самоупрочнения при эксплуатации в трибосопряжениях («самоупрочняющиеся» покрытия). Выполняемые исследования лягут в основу технологических принципов создания новых триботехнических наноструктурированных покрытий с использованием управляемых деформационно-фазовых превращений для повышения нагрузочной способности и надежности таких деталей узлов трения скольжения, как крупногабаритные штоки механизмов гидропривода транспортных машин (а/м БелАЗ, МоАЗ, автопогрузчики) и технологического оборудования (стойки шахтных гидрокрепей ОАО «Беларускалий»).

Развитие наноматериаловедения существенно расширило технологические возможности поверхностного модифицирования стальных деталей покрытиями, содержащими в матричном материале наноразмерные добавки. К перспективным направлениям развития в этой области можно отнести технологию фрикционного плакирования гибким инструментом, выполненным в виде вра-

щающейся металлической щетки с проволочным ворсом [20, 21]. С использованием этой технологии могут быть сформированы поверхностно модифицированные многослойные покрытия из меди, легированной ультрадисперсной алмазно-графитовой шихтой УДАГ; бронзы, композита на основе олова и др. [22]. Результаты исследования антифрикционных свойств некоторых из таких покрытий приведены на рисунке 21.

Анализ результатов этих исследований показывает, что поверхностное модифицирование с нанесением двухслойных покрытий из последовательно сформированных слоев меди, легированной ультрадисперсной алмазно-графитовой шихтой УДАГ, и композиционного сплава на основе олова, позволяет значительно улучшить триботехнические характеристики пар трения. Так, например, формирование гибким инструментом двухслойных покрытий способствуют снижению коэффициента трения скольжения в 3,0—3,3 раза и повышение нагрузочной способности поверхностного слоя в 2 раза. Это происходит благодаря тому, что после модифицирования в поверхностном слое формируется ультрадисперсная субзернистая структура с размером ячеек 0,02 мкм, содержащая алмазно-графитовые добавки. Образование в поверхностях трения наноразмерной субзернистой структуры вследствие присущих ей чрезвычайно высоких пластических свойств, приводит к эффективному поглощению энергии фрикционного взаимодействия при трении, облегчает приработку трущихся поверхностей и способствует улучшению триботехнических и виброакустических свойств.

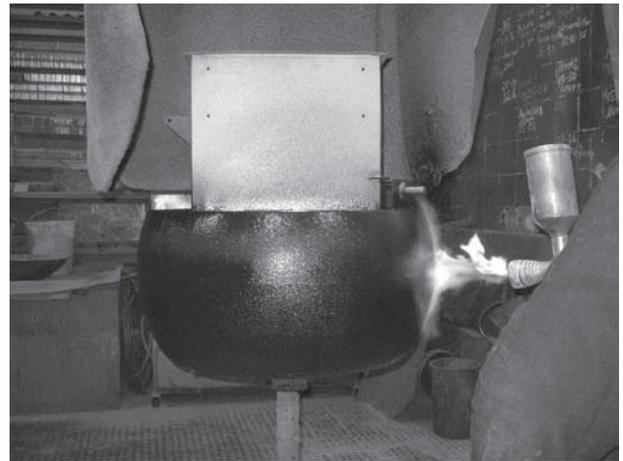
Так, например, сравнительные испытания зубчатых передач с поверхностно модифицированными гибким инструментом рабочими профилями зубьев показали, что композиционное покрытие из спеченной смеси порошков алюминия и графита и двухслойное покрытие «медь + антифрикционный композит» позволяет снизить уровень шума от 2,5 до 5,2 дБ.

Эффективность применения метода поверхностного модифицирования гибким инструментом оценивались на объектах различных промышленных предприятиях Республики Беларусь, включая Минский тракторный завод, Минский автомобильный завод, Минский завод автоматических линий им. П.М. Машерова, Гомельский завод литья и нормалей, Оршанский станкостроительный завод «Красный борец» и др., а также на предприятиях, выпускающих технику для экстремальных условий эксплуатации. При этом, как правило, проводились сравнительные испытания узлов с поверхностно модифицированными и серийными деталями.

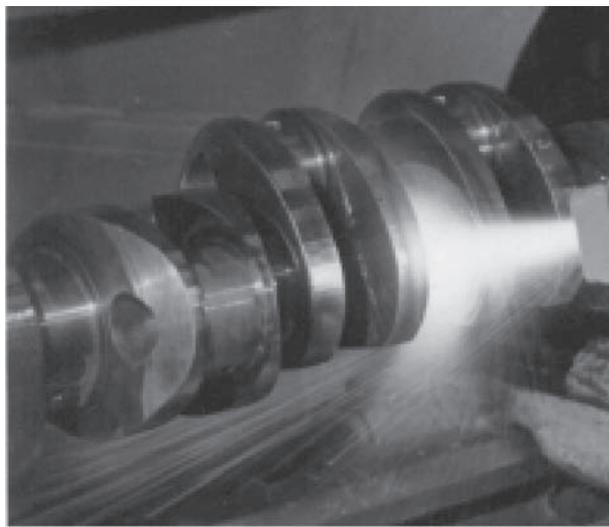
Анализ результатов исследований подтвердил возможность использования технологии формирования как металлических, так и полимерных покрытий гибким инструментом для поверхностного модифицирования мелких, крупногабаритных и длинномер-



а



б



в



г

Рисунок 20 — Нанесение износостойких, антифрикционных, антикоррозионных покрытий на элементы трибосопряжений мобильных машин и технологического оборудования: а — кольцо подманжетное цилиндра подвески карьерного самосвала БелАЗ; б — сферическое сочленение перегрузочного рукава зерноуборочного комплекса КЗР-10; в — коленчатый вал ДВС автомобиля КАМАЗ; г — дуффузионный сепаратор установки для переработки сахарной свеклы

ных деталей типа проволоки, ленты, направляющих и др. При этом последующая механическая обработка сформированных покрытий не требуется.

Полученные результаты послужили основой для разработки и внедрения промышленных технологий и оборудования для формирования в условиях серийного производства композиционных покрытий на рабочем профиле зубьев конических зубчатых передач и направляющих скольжения станин металлорежущих станков на Минском заводе автоматических линий им. П.М. Машерова (рисунок 22). Это позволило снизить коэффициент трения скольжения подвижных узлов станков по направляющим на 45—55 %, что способствует значительному улучшению плавности их хода и, соответственно, обеспечению требуемой точности позиционирования.

При реализации технологических схем фрикционного плакирования гибким инструментом, как правило, наиболее эффективно использование фун-

кционально ориентированных композиционных материалов и комбинированных схем формирования покрытий, что позволяет существенно расширить рациональные области их применения. Примеры положительной апробации технологического процесса модифицирования поверхностей трущихся сопряжений фрикционным плакированием гибким инструментом показаны на рисунке 23.

Структурное состояние, фазовый и химический состав поверхностных слоев материалов в значительной степени определяют их физико-механические и эксплуатационные характеристики. В связи с этим поверхностное модифицирование материалов методами ионной имплантации и осаждения высокопрочных гальванических покрытий является одним из перспективных и экономичных направлений повышения износостойкости и работоспособности изделий. Указанные вопросы являются предметом исследований, проводимых в ЦКП ЦСИМИ, акк-

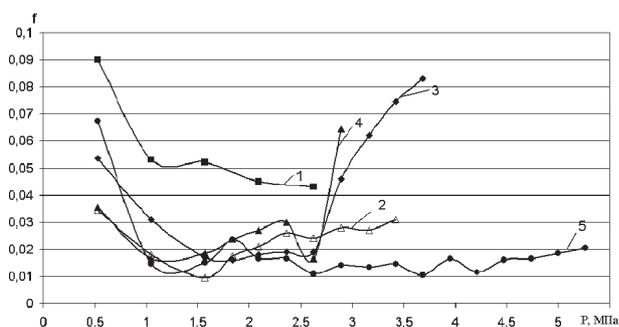


Рисунок 21 — Зависимость коэффициента трения скольжения от нагрузки при трении торцов роликов (сталь ШХ15, HRC 63-65) по плоской поверхности диска (сталь 08кп, HV 90):

1 — без покрытия; 2 — покрытие из бронзы БрОСЦ, легированной графитом и дисульфидом молибдена; 3 — покрытие из меди М1, легированной УДАГ; 4 — двухслойное покрытие БрОСЦ + композит на основе олова; 5 — двухслойное покрытие медь М1 + композит на основе олова

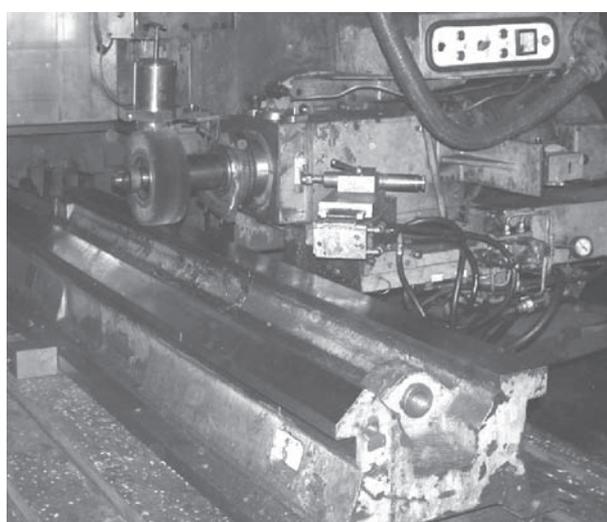
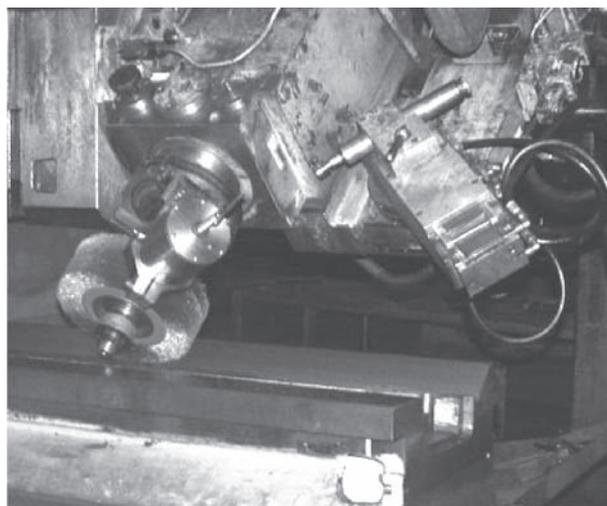


Рисунок 22 — Промышленное оборудование для формирования композиционных антифрикционных покрытий на направляющих скольжения станин металлорежущих станков

редитованном на соответствие требованиям СТБ ИСО/МЭК 17025 (регистрационный номер ВУ/112 02/1/0/1670 от 03.05.2010 г.) в качестве испытательного центра в области испытаний механических свойств и исследования структуры материалов и изделий машиностроения.

В Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси совместно с Физико-техническим институтом НАН Беларуси в течение ряда лет проводятся исследования, направленные на развитие ионно-лучевых технологий модифицирования поверхностных слоев машиностроительных материалов [5]. Использование интенсивных потоков ускоренных ионов азота позволяет при сравнительно кратковременном облучении достигать в поверхностных слоях сверхвысокую концентрацию азота (~ 30 ат. %) и за счет радиационно-стимулированной диффузии транспортировать его в глубокие подповерхностные слои [5]. При ионной имплантации возможно образование в поверхностных слоях метастабильных твердых растворов, выделений новых фаз, а также потери дальнего порядка в расположении атомов, образующих кристаллическую решетку твердого тела. В частности, оказывается возможным формирование в модифицированных слоях аморфных и наноразмерных структурных составляющих [23].

Результаты структурных исследований имплантированных азотом материалов на основе железа свидетельствуют об образовании на поверхности модифицированных слоев толщиной 5—50 мкм в случае высоколегированных сталей и 100—150 мкм в случае армко-железа и низколегированных сталей [5]. Фазовый состав и структура имплантированных слоев определяется химическим составом стали, ее исходной микроструктурой, плотностью тока ионного пучка, дозой ионов, температурой и временем обработки. В армко-железе, низколегированных конструкционных сталях (сталь 20, 40, 40Х и т.п.), и чугуна (СЧ25) низкая растворимость азота в α -Fe

способствует образованию в процессе имплантации азота поверхностного слоя нитридов и выделению нитридных частиц по дислокациям, субзерненным границам и границам зерен (рисунок 24 а). Основной фазой, выделяющейся в низколегированных сталях при температурах 620 и 670 К, является ϵ -Fe_{2,3}N (таблица). Микротвердость сталей при этом увеличивается до 9000—9500 МПа, а износостойкость сталей существенно возрастает (рисунок 25). Максимальная твердость и износостойкость сталей достигается после обработки при 720 К. С увеличением температуры обработки до 770 К в модифицированном слое преимущественно образуется низкоазотистый нитрид γ' -Fe₄N, что сопровождается понижением микротвердости и износостойкости стали (см. таблицу и рисунок 25).

В легированных сталях процессы формирования азотированных слоев, их структура, фазовый состав и свойства определяются растворимостью азота в матричной фазе, образованием азотистого твердого раствора, легированных нитридов на железной основе и нитридов легирующих элементов. Одним из ос-

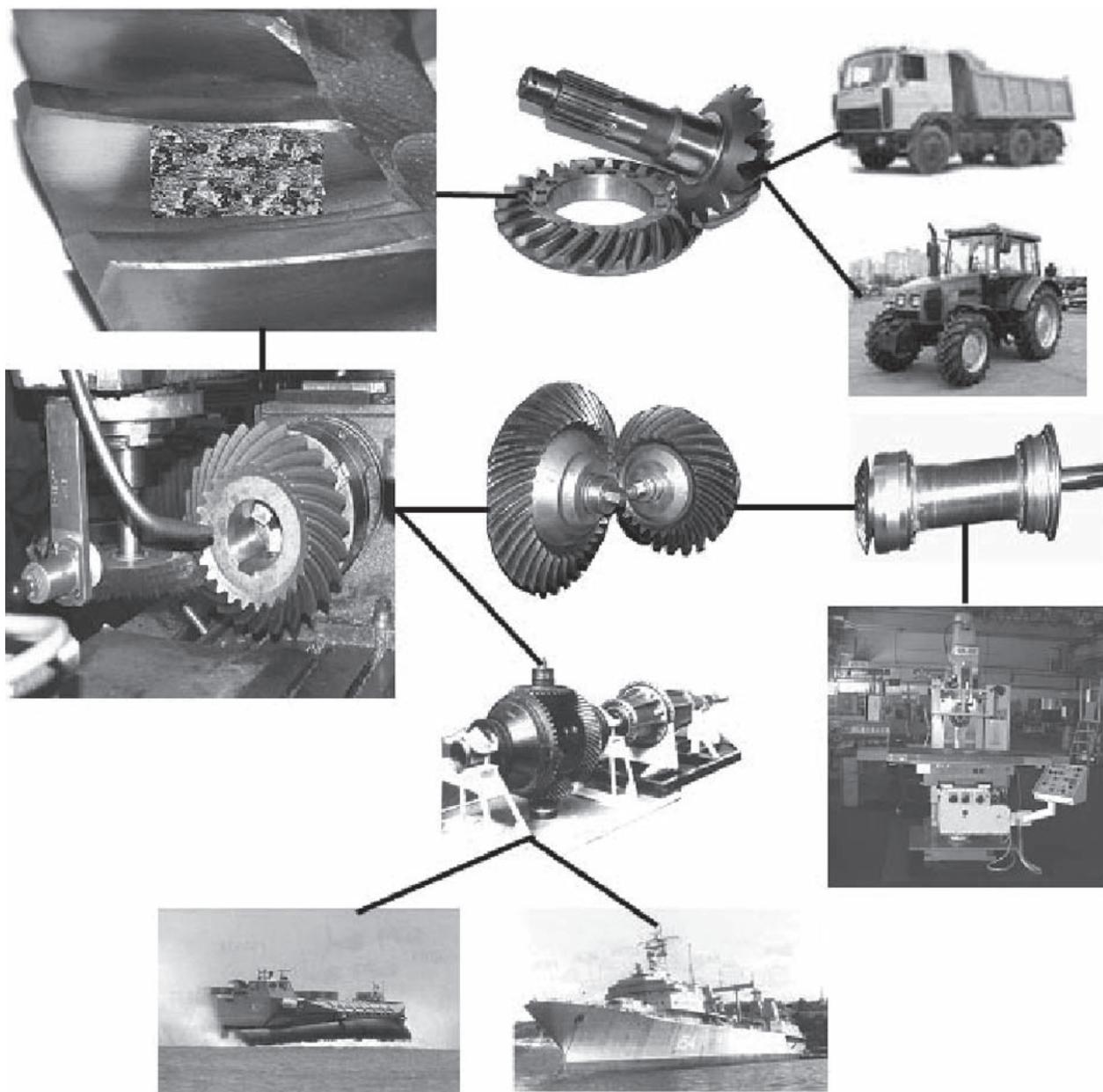


Рисунок 23 — Примеры объектов использования технологии модификации рабочих профилей зубьев фрикционным плакированием гибким инструментом

новых легирующих элементов в сталях и сплавах является хром. Проведенные исследования высокохромистых инструментальных и штамповых сталей (стали 20X13, 40X13, 95X18, X12BM и т. п.), показали, что в процессе ионно-лучевой обработки при 620—670 К в слое преимущественно выделяются легируемые хромом γ' -, ϵ - и α'' -нитриды [24]. Ионная обработка сталей при температурах 620—670 К приводит к повышенному уровню микротвердости ($H_{0,19} = 12\ 000\text{—}17\ 000$ МПа) и износостойкости слоя. Увеличение температуры имплантации до 720 К обеспечивает выделение в слое частиц γ' ; α'' ; CrN. Обработка высокохромистых сталей при 770 К приводит к преимущественному формированию в слое наноразмерных частиц CrN (см. таблицу), создающих в матричной фазе поля упругих межфазовых деформаций. Микротвердость имплантированных при 770 К

слоев составляет 10 000—12 000 МПа, а износостойкость сплавов выходит на уровень максимальных значений (см. рисунки 25, 26).

Для модифицированных азотом аустенитных сталей (стали типа 08X18H10T, 50X21Г9Н4, 10X17H13M2T) характерным является образование в азотированном слое наноразмерных ферромагнитных структур. Подробное изучение механизма образования α -Fe и его влияние на физико-механические свойства имплантированной азотом аустенитной стали 12X18H10T проведено в [25, 26]. В работах показано, что обработка стали ионами азота при температурах ≥ 700 К приводит к образованию в слое наряду с нитридной γ'_N -фазой наноразмерных частиц CrN и ферромагнитного α -Fe (см. рисунок 26), что сопровождается увеличением твердости стали до 14 000 МПа, существенным повышением ее

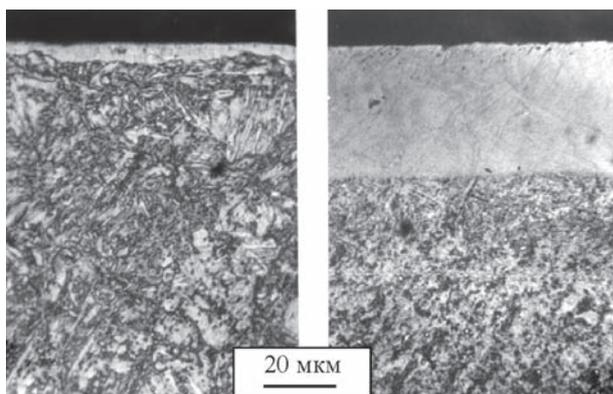


Рисунок 24 — Микроструктура поверхностных слоев имплантированных азотом при 770 К сталей 40X (а) и 40X13 (б)

магнитных свойств (коэрцитивной силы и магнитной проницаемости), а также возрастанием износостойкости в $\sim 10^2$ раз ($I_h = 0,2 \cdot 10^{-8}$) по сравнению с исходным состоянием.

Перспективным направлением инженерии поверхностей является использование ионно-лучевых технологий для формирования наноструктурных состояний в газотермических покрытиях и интерметаллидных соединениях [27–29]. В результате исследований установлено, что ионно-лучевое азотирование полученных методом активированной дуговой металлизации газотермических покрытий [27] из сталей 40X13 и 12X18Н10Т приводит к увеличению микротвердости поверхностных слоев покрытий до 14 000 и 12 000 МПа, соответственно. Износостойкость поверхностных слоев покрытий за счет выделения в них наноразмерных нитридных частиц возрастает до 8 раз. Существенно (до 4 раз) возрастает стойкость к заеданию ионно-модифицированных покрытий. На рисунке 27 приведена характерная микроструктура обработанного ионами азота покрытия из стали 40X13. Ионное азотирование интерметаллических сплавов системы

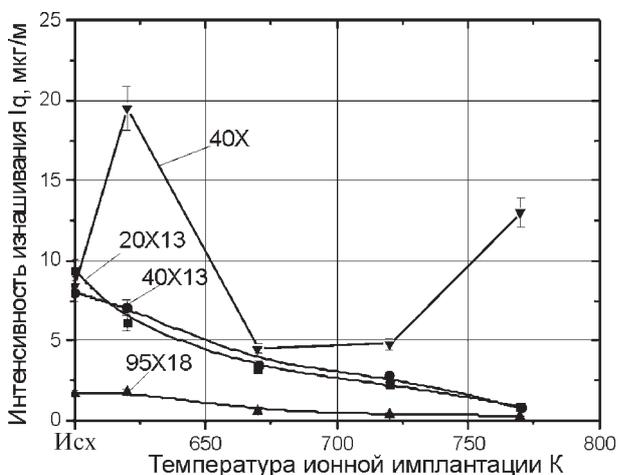


Рисунок 25 — Зависимости интенсивности весового изнашивания I_q хромистых сталей от режима их обработки (трение без смазки; $p = 1,5$ МПа)

Fe-Al, Fe-Zr и др. приводит к увеличению их твердости и износостойкости. В частности, при ионной обработке сплавов Fe-Al за счет выделения в них наноразмерных частиц нитридов AlN с ГЦК кубической решеткой (типа NaCl) регистрируется увеличение твердости сплавов до 12 000–13 000 МПа и снижение интенсивности изнашивания сплавов в 25–28 раз [28, 29].

Таблица — Микротвердость $H_{0,19}$, фазовый состав и глубина модифицированного слоя для сталей и сплавов на основе железа, обработанных ионами азота

Сталь	Режим имплантации N ⁺	Глубина слоя, мкм	$H_{0,19}$, МПа	Основные фазы
40X закалка	Исходный	—	6700	α -Fe; Fe ₃ C (в следах)
	620	5–10*	8750	ϵ ; γ' ; α -Fe
	670	15–20*	9600	ϵ ; γ' ; α -Fe
	720	20–30*	11 000	ϵ ; γ' ; α -Fe
	770	30–40*	9500	γ' ; ϵ (в следах); α -Fe
40X13 закалка	Исходный	—	6500	α -Fe; Cr ₂₃ C ₆ (в следах)
	620	5–10	11 500	ϵ ; α'' ; α_N
	670	12–15	17 000	ϵ ; γ' ; α'' ; α_N
	720	25–30	17 000	γ' ; α'' ; CrN; α_N
	770	30–40	12 000	CrN; α -Fe
12X18Н-10Т	Исходный	—	2400	γ -Fe
	620	3–5	3500	γ'_N ; γ_N ; γ -Fe
	670	5–7	10 000	γ'_N ; γ_N ; γ -Fe
	720	10–12	14 500	γ'_N ; γ_N ; γ -Fe α -Fe; CrN
	770	15–17	14 000	CrN; α -Fe; γ_N
P6M5	Исходный	—	7700	α ; γ ; η -M ₆ C; VC
	620	5–10	10 500	α ; γ ; η -M ₆ C; VC; ϵ
	750–770	35–40	12 000	ϵ ; γ' ; VN; аморф. фаза
Fe-13Zr	Исходный	—	4400	α -Fe; Fe ₂ Zr
	500	3–5	5500	α -Fe; Fe ₂ Zr; γ' ; аморф. фаза
	770	10	5800	α -Fe; ZrN

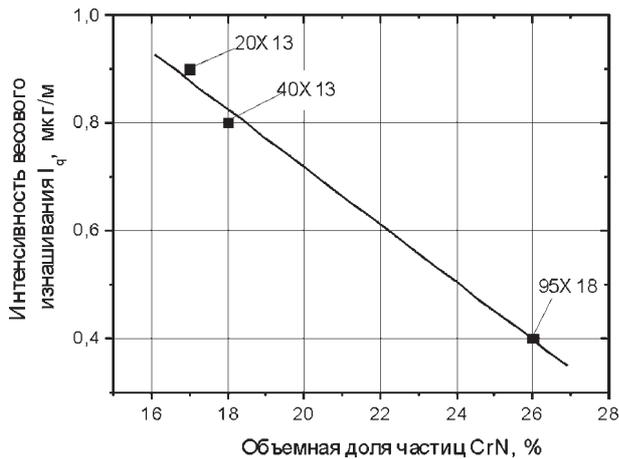


Рисунок 26 — Зависимость интенсивности весового изнашивания модифицированных ионами азота при 770 К высокохромистых сталей от объемной доли содержащихся в них частиц CrN (трение без смазки; $p = 1,5$ МПа)

Сплавы на основе циркония и титана благодаря их высокой коррозионной стойкости и биосовместимости с тканями живых организмов рассматриваются в качестве перспективных материалов для медицинских имплантатов нового поколения [30]. Проведено исследование структуры сплава Zr-2,5 % Nb после интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования ($\epsilon = 2,1$) и отпуска в интервале температур 670—1070 К. Изучено влияние температуры и продолжительности изотермического отпуска деформированного сплава на твердость сплава и величину физического уширения дифракционных линий матричного твердого раствора α -Zr. Показано, что в процессе отпуска сплава при 670—770 К происходит выделение наноразмерных частиц β -Nb из пересыщенного α -твердого раствора циркония, приводящее к упрочнению сплава. Установлено, что интенсивное пластическое деформирование титана, приводящее к образованию в нем субмикроструктурной

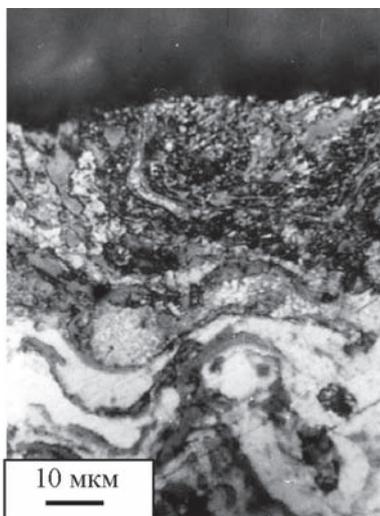


Рисунок 27 — Микроструктура имплантированного ионами азота при 770 К газотермического покрытия из стали 40X13

кой структуры и увеличению твердости сплава на 50—60 %, практически не оказывает влияния на триботехнические характеристики материала в условиях трения без смазки. Имплантация ионов азота в титан при 620—820 К приводит к образованию твердого раствора внедрения азота в матричной α -фазе, что обеспечивает увеличение микротвердости модифицированного слоя до 3500—3700 МПа, повышение износостойкости в ~ 30 раз и снижение коэффициента трения на 40 %. Исследовано влияние ионного азотирования на циклическую долговечность титана. Показано, что ионно-лучевая обработка крупнокристаллического титана интенсивными потоками азота существенно (в 20 раз) увеличивает число циклов до его разрушения. В случае субмикроструктурного титана низкотемпературная (620 К) ионно-лучевая обработка увеличивает выносливость (в 2,5 раза) титана в области многоциклового усталости (рисунок 28).

Разработанный метод ионно-лучевого азотирования используется для упрочнения деталей оборудования нефтехимической отрасли, пищевой промышленности, изделий медицинского назначения и др. (рисунок 29).

Таким образом, можно заключить, что на основе проведенных в НТЦ технологий машиностроения и технологического оборудования Объединенного института машиностроения НАН Беларуси исследований создано новое поколение технологий поверхностной инженерии, большинство из которых не имеют аналогов. Формируемые покрытия и поверхностные слои сохраняют стабильность структурно-фазового состояния в условиях высоких нагрузок и температур и способны длительное время противостоять изнашиванию, а также термическому и коррозионному воздействию. Более чем на пятидесяти предприятиях Беларуси, Российской Федерации, Украины,

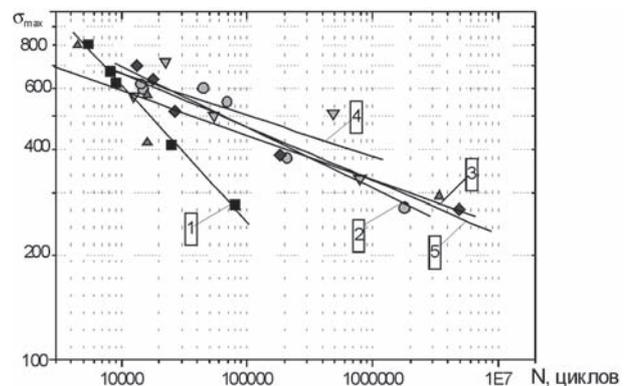
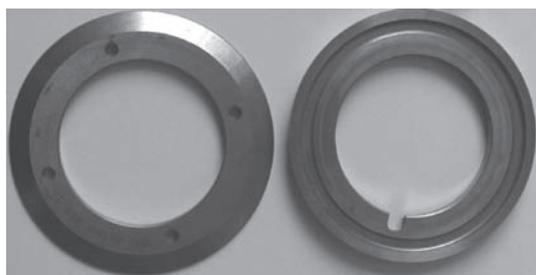


Рисунок 28 — Зависимость числа циклов до разрушения N от амплитуды циклических напряжений σ_{max} для образцов титана в различных состояниях:

1 — крупнокристаллическое; 2 — субмикроструктурное после ионной имплантации при 820 К; 3 — крупнокристаллическое после ионной имплантации при 670 К; 4 — субмикроструктурное после ионной имплантации при 620 К; 5 — субмикроструктурное после ионной имплантации при 620 К



а



б

Рисунок 29 — Детали, упроченные методом ионно-лучевого азотирования: а — обрезающие ножи ткацких станков (ОАО «Полоцк—Стекловолокно»); б — деталь технологической линии разлива напитков (ОАО «Криница») [31]

Республики Корея созданы производственные мощности и освоены технологии нанесения покрытий и реконструкции поверхностных слоев активированными методами инженерии поверхности. Внедрение новых технологий поверхностной инженерии в практику обеспечило 2—10-кратное увеличение эксплуатационной стойкости мобильных машин и технологического оборудования.

Определены перспективные направления расширения областей применения результатов исследований, по которым проводятся опытно-промышленные испытания:

- композиционные электрохимические хромалмазные покрытия для повышения качества режущего и формообразующего инструмента, прессовой и штамповой оснастки, запорной арматуры, элементов узлов трения и других деталей и изделий;

- оксидокерамические слои, модифицированные наноразмерными алмазно-графитовыми добавками, для повышения ресурса элементов пневмо- и гидрозарпорной арматуры, деталей технологической оснастки для формообразования изделий из пластмасс и др.;

- газотермические покрытия с эффектом самоупрочнения трибомеханическим модифицированием на стадии эксплуатации за счет управляемых деформационно-фазовых превращений для упрочнения работающих в условиях повышенного абразивного изнашивания элементов узлов трения карьерной, дорожно-строительной и сельскохозяйственной техники.

Список литературы

1. Витязь, П.А. Основы нанесения износостойких, коррозионно-стойких и теплозащитных покрытий / П.А. Витязь, А.Ф. Ильющенко, А.И. Шевцов. — Минск: Белорус. наука, 2006. — 363 с.
2. Новые ресурсосберегающие технологии и композиционные материалы / Ф.Г. Ловченко [и др.]. — М.: Энергоатомиздат; Гомель: БелГУТ, 2004. — 519 с.
3. Витязь, П.А. Повышение износостойкости поверхностей трения трибомодифицированием в среде смазки с наноразмерными алмазосодержащими добавками / П.А. Витязь, В.И. Жорник, В.А. Кукареко; под ред. В.В. Клубовича // Современные перспективные материалы. — Витебск: ВГТУ, 2011. — С. 146—184.
4. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками / П.А. Витязь [и др.]. — Минск: Беларус. навука, 2011. — 527 с.
5. Белый, А.В. Инженерия поверхности конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота / А.В. Белый, В.А. Кукареко, А. Патеюк. — Минск: Беларус. навука, 2007. — 244 с.
6. Vitiáz, P.A. Laser-plasma techniques in computer-controlled manufacturing / P.A. Vitiáz, M.L. Kheifétz, S.V. Koukhta. — Minsk: Belorusskaya nauka. — 2011. — 164 p.
7. Андриевский, Р.А. Наноструктурные материалы / Р.А. Андриевский, А.В. Рагуля. — М.: Академия, 2005. — 192 с.
8. Витязь, П.А. Создание износостойких упрочняющих покрытий микродуговым оксидированием непосредственной и последующей модификацией углеродными наноматериалами / П.А. Витязь, В.И. Комарова, А.И. Комаров // Перспективные технологии / под ред. В.В. Клубовича. — Витебск: ВГТУ, 2011. — С. 114—148.
9. Структура аморфного углерода, полученного методом электрического пробоя углеводородных жидкостей / А.Д. Рудь [и др.] // Изв. высших учебных заведений. Химия и химическая технология. — 2010. — № 10. — С. 38—43.
10. Особенности формирования износостойких слоев на поверхности модифицированного фуллеренами МДО-покрытия при трении / П.А. Витязь [и др.] // Трение и износ. — 2011. — Т. 32, № 4. — С. 313—325.
11. Пат. 2175686 RU, МПК С 23 С 28/00. Композиционное покрытие и способ его изготовления // О.В. Берестнев, В.Л. Басинюк, М.В. Кирейцев, Г.В. Макаревич, А.П. Сысковец. — № 2000111046/02; заявл. 10.11.1999; опубл. 12.04.2000 // Изобретения. — 2000. — № 20. — С. 112.
12. Николаев, А.В. Новое явление в электролизе / А.В. Николаев, Г.А. Марков, Б.И. Пешевицкий // Изв. СО АН СССР. Химич. науки. — 1977. — Вып. 5, № 12. — С. 32—34.
13. Марков, Г.А. Микродуговое оксидирование алюминия в концентрированной серной кислоте / Г.А. Марков, В.В. Татарчук, М.К. Миронова // Изв. АН СССР. Химич. серия. — 1983. — Вып. 3. — С. 34—37.
14. Особенности строения и свойства покрытий, наносимых методом микродугового оксидирования / В.Н. Мальшев [и др.] // Химич. машиностроение. — 1984. — № 1. — С. 26—27.
15. Защитное покрытие из пиролитического хрома. Технологии, свойства, результаты испытаний и применение // А.Д. Юрченко [и др.] — Дмитровград-10, 1994. — 36 с.
16. Basinyuk, V.L. Frictional and mechanical characteristics of oxide-ceramic coatings / V.L. Basinyuk., E.I. Mardosevich // Journal of Friction and Wear. — 2003. — Vol. 24, № 5. — Pp. 39—44.
17. Zhornik, V. I. Tribomechanical Modification of Friction Surface by Running-In Lubricants with Nano-Sized Diamonds / V.I. Zhornik, V.A. Kukareko, M.A. Belotserkovsky // Advances in Mechanics Research / ed.: Jeremy M. Campbell. — New York: Nova Science Publishers, Inc., 2011. — Vol. 1. — Pp. 1—78.
18. Белоцерковский, М.А. Технологии активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий / М.А. Белоцерковский. — Минск: Технопринт, 2004. — 200 с.
19. Витязь, П.А. Теоретические предпосылки активирования процесса газопламенного напыления спутными потоками / П.А. Витязь, М.А. Белоцерковский // Порошковая металлургия: сб. науч. тр. — Минск: Беларус. навука, 2010. — Вып. 33. — С. 232—241.
20. Белевский, Л.С. Пластическое деформирование поверхностного слоя и формирование покрытия при нанесении гиб-

- ким инструментом / Л.С. Белевский. — Магнитогорск: Изд-во Магнитогор. лица РАН, 1996. — 230 с.
21. Леванцевич, М.А. Технологические возможности покрытий, нанесенных металлическими щетками / М.А. Леванцевич // Вестник ПГУ. — 2003. — Т. 2, № 4. — С. 53—55.
 22. Витязь, П.А. Триботехнические свойства тонких металлических покрытий с наноразмерными наполнителями / П.А. Витязь [и др.] // Трение и износ. 2004. — Т. 25, № 6. — С. 593—601.
 23. Белый, А.В. Низкоэнергетическая ионная имплантация при высоких плотностях тока и синтез нано/аморфных структур в сплавах на основе железа / А.В. Белый, В.А. Кукареко // Вестн НАН Беларуси. — 2007. — № 4. — С. 13—19.
 24. Сопротивление контактному и усталостному разрушению модифицированных ионами азота хромистых сталей / П.А. Витязь [и др.] // Физич. мезомеханика. — 2004. — Т. 7, Ч. 2. — С. 149—152.
 25. Формирование и свойства наноструктурных поверхностных слоев в аустенитных сталях, подвергнутых ионно-лучевому азотированию / А.В. Белый [и др.] // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. — 2006. — № 7. — С. 100—106.
 26. Белый, А.В. Влияние режимов ионно-лучевого азотирования на структуру, микротвердость и магнитные свойства диффузионного слоя на аустенитной стали / А.В. Белый, В.А. Кукареко, С.Г. Сандомирский // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 2009. — № 3 (645). — С. 9—14.
 27. Byeli, A.V. Microstructure and wear resistance of thermal sprayed steel coatings ion beam implanted with nitrogen / A.V. Byeli, M.A. Belotserkovskii, V.A. Kukareko // *Wear*. — 2009. — Vol. 267. — Pp. 1757—1761.
 28. Structural state and properties of Fe-Zr alloy processed with concentrated flows of nitrogen ions / A.V. Byeli [et al.] // *Inorganic Materials: Applied Research*. — 2010. — Vol. 1, No 3. — Pp. 212—216.
 29. Белый, А.В. Триботехнические свойства интерметаллического сплава Fe₃Al, обработанного интенсивными потоками ионов азота / А.В. Белый, В.А. Кукареко, А. Патеюк // *Трение и износ*. — 2007. — № 6. — С. 575—581.
 30. Byeli, A.V. Titanium and zirconium based alloys modified by intensive plastic deformation and nitrogen ion implantation for biocompatible implants / A.V. Byeli, V.A. Kukareko, A.G. Kononov // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. — 2012. — Vol. 6. — Pp. 89—94.
 31. Разработка и конечно-элементное моделирование фиксатора большеберцовой кости на основе данных компьютерной томографии / А.А. Ситник [и др.] // *Механика — 2011: сб. науч. тр. V Белорус. конгресса по теорет. и прикладной механике*, Минск, 26—28 окт. 2011. — Минск, 2011. — Т. 2. — С. 423—428.

Vityaz P.A., Basinyuk V.L., Belotserkovskiy M.A., Zhornik V.I., Komarov A.I., Kukareko V.A., Levantsevich M.A.

The use of nanostructured materials and activated methods of surface engineering for creation of modern technics objects

The principles of control of forming processes of structure and phase in the materials and coatings in the presence of nanosized modifying particles are described. The scientific and technological bases of the formation of structure and properties of surface layers under the action of thermal, mechanical, chemical, electrophysical factors in the realization of various surface engineering methods (electrochemical deposition, gas-thermal spraying, microarc oxidation, friction plating, ion beam implantation, tribomechanical modification) are shown. The examples of application of the developed nanostructural materials and coatings with high physico-mechanical and tribological properties for production of friction assemblies of various technical objects are shown.

Поступила в редакцию 20.07.2012.