

Министерство образования Республики Беларусь

Национальная академия наук Беларуси

Государственный комитет по науке и технологиям Республики Беларусь

Республиканский фонд фундаментальных исследований

Белорусский национальный технический университет

Кузбасский государственный технический университет



90 лет



60 лет

ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Сборник материалов

II Международной научно-практической конференции
27 – 28 мая 2010

Посвящается

*85-летию со дня рождения академика О.В.Романа,
55-летию кафедры «Порошковая металлургия, сварка
и технология материалов» БНТУ*

Минск
БНТУ
2010

УДК [621.81 + 621.793] (06)

ББК 34.44 я431

И62

Редакционная коллегия:

Б.М. Хрусталеv – д-р техн. наук, профессор, академик НАН Беларуси;

Ф.И. Пантелеенко – д-р техн. наук, профессор,
член-корреспондент НАН Беларуси;

В.Ю. Блюменштейн – д-р техн. наук, профессор

Рецензенты:

В.Н. Ковалевский – д-р техн. наук, профессор;

О.Г. Девойно – д-р техн. наук, профессор;

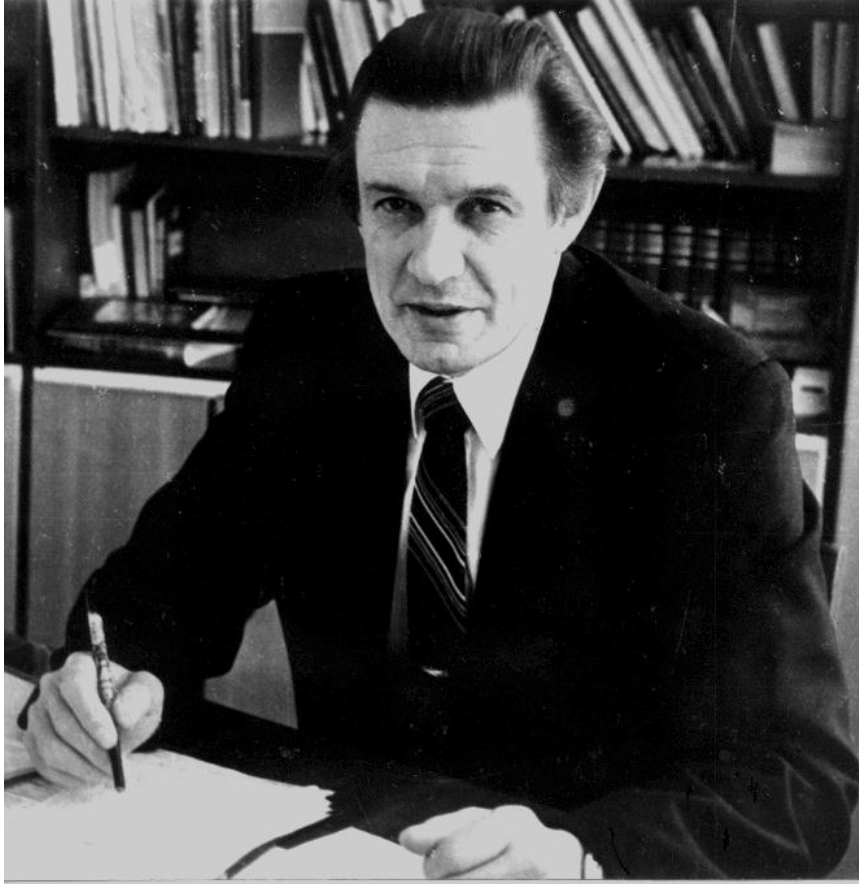
В.М. Константинов – д-р техн. наук, доц.;

Г.Ф. Ловшенко – д-р техн. наук, доц.;

А.С. Снарский – канд. техн. наук, доц.

В сборнике представлены материалы || Международной научно-практической конференции «ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН». Материалы докладов охватывают приоритетные направления науки и производства в области порошковой металлургии, композиционных и наноразмерных материалов, передовых технологий упрочнения и восстановления деталей машин, современных методов и средств проведения контроля, диагностики и испытаний объектов техники.

Сборник предназначен для инженерно-технических и научных работников, аспирантов и студентов технических специальностей высших учебных заведений.



ОЛЕГ ВЛАДИСЛАВОВИЧ

РОМАН

к 85-летию со дня рождения

21 сентября 2010 года исполняется 85 лет основателю порошковой металлургии в Беларуси, ученому с мировым именем, талантливому организатору науки и педагогу, академику НАН Беларуси, заслуженному деятелю науки и техники, лауреату Государственной премии БССР и премии Совета Министров СССР, доктору технических наук, профессору Олегу Владиславовичу Роману

Глубокоуважаемый Олег Владиславович!

Белорусский национальный технический университет поздравляет Вас, выдающегося ученого, организатора науки и талантливого педагога с 85-летним юбилеем. Ваш организаторский талант, научная эрудиция, высокая ответственность позволили создать в нашей стране промышленную безотходную технологию изготовления изделий из порошков с уникальными свойствами. С Вашим именем связаны яркие страницы развития порошковой металлургии в Республике Беларусь.

Окончив Белорусский политехнический институт и аспирантуру Ленинградского политехнического института, в 1955 г. Вы вернулись в БПИ и плодотворно работали (в течение 35 лет) заведующим кафедрой, организовав научную лабораторию порошковой металлургии. Ваша могучая энергия, научное предвидение и организаторский талант при активной поддержке руководства страны позволили создать на базе БПИ Научно-исследовательский институт порошковой металлургии, а затем концерн «Порошковая металлургия», в который входили завод порошковой металлургии и три НИИ. Вам удалось направить энергию огромного научного и инженерно-технического коллектива на решение актуальных задач экономики Республики Беларусь – создание наукоемких, конкурентоспособных безотходных технологий и новых материалов. Вы постоянно заботились об авторитете БПИ в мире, развивая международное сотрудничество, привлекая сотрудников БПИ к стажировкам в ведущих научных центрах мира, проводя конференции, семинары и выставки по порошковой металлургии, пропагандируя успехи белорусских ученых. Вы активно занимались воспитанием молодого поколения, привлекая их в научно-исследовательские лаборатории БПИ. С 1975 г. кафедра готовит инженеров по специальности «Композиционные и порошковые материалы, покрытия» (сейчас специальность называется «Порошковая металлургия, композиционные материалы и покрытия»). В этом году состоится 30-й юбилейный выпуск специалистов. Для промышленности Беларуси подготовлено свыше 500 инженеров. Методический совет по порошковой металлургии Советского Союза под Вашим руководством

разработал паспорт специальности, учебные планы и программы специальности. Вами были организованы курсы повышения квалификации специалистов по порошковой металлургии для всей страны.

Являясь ученым с мировым именем в области порошковой металлургии, Вы внесли значительный вклад в развитие материаловедения, в теорию и практику формования, динамического спекания и пластической деформации порошковых материалов. Одним из первых Вы возглавили работы по обработке материалов взрывом, где были достигнуты блестящие результаты на уровне открытия по микрولةгированию и упрочнению горнодобывающего инструмента высокоскоростным потоком микрочастиц. Вами подготовлено свыше 50 кандидатов и 7 докторов наук, опубликовано более 320 научных трудов, свыше 60 патентов и авторских свидетельств на изобретение, разработаны учебные и методические пособия.

Созданная научная школа кафедры, опираясь на Ваши фундаментальные разработки, добилась значительных результатов в области нанотехнологий обработки и создания композиционных сверхтвердых материалов с уникальными свойствами.

Тесные международные научные контакты с известными учеными и научными центрами Австрии, Германии, Индии, США, Швеции позволили Вам достойно представлять нашу страну за рубежом. Ваша международная деятельность как ученого отмечена премией Дж. Неру, орденом Дружбы народов, членством в ряде международных обществ и советов. За большой вклад в развитие отечественной науки Вы были награждены медалью Франциска Скорины. Как постоянный член редколлегии журнала «Порошковая металлургия» г. Киев, республиканского межведомственного сборника научных трудов «Порошковая металлургия», основанного Вами в 1977 г. Вы пропагандируете достижения отечественной науки. В настоящее время Вы продолжаете заниматься научной деятельностью, являясь действительным членом академии НАН Беларуси, членом международных научных советов, научным консультантом и руководителем ряда научных работ.

Сердечно поздравляя Вас с Юбилеем, желаем Вам, дорогой Олег Владимирович, здоровья, бодрости, желания и настроения еще долго служить на благо Родины и процветания Вашего детища – порошковой металлургии.

ВАШИ ДРУЗЬЯ, КОЛЕГИ

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ

ПОЛУЧЕНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ АНТИФРИКЦИОННОГО АЛЮМИНИЕВО–КРЕМНИЕВОГО КОМПОЗИТА

Е.И. Марукович, академик, д-р техн. наук, проф.,

В.Ю. Стеценко, канд. техн. наук

Институт технологии металлов

(г. Могилев, Республика Беларусь)

Разработана литейная технология получения антифрикционного алюминиево-кремниевого композита в виде полых и сплошных заготовок диаметром до 300 мм. Их отличительной особенностью является наличие равномерно распределенных в алюминиевой матрице высокодисперсных кристаллов кремния глобулярной формы.

Технология основана на экологически безопасном и высокопроизводительном литье силуминов в кристаллизатор с высокой скоростью охлаждения. Полученные отливки имеют высокодисперсную микроструктуру с глобулярным эвтектическим кремнием. Такая структура сохраняется при последующем переплаве, что позволяет использовать этот сплав для литья полых заготовок. После термической обработки по режиму T5 они имеют следующие механические свойства: твердость – 125–140 НВ, временное сопротивление разрыву – 350–450 МПа, относительное удлинение 4–8 %. Высокая степень структурной инверсии и высокодисперсная микроструктура обеспечивают алюминиево-кремниевому композиту повышенные антифрикционные свойства. Были проведены сравнительные триботехнические испытания заготовок из алюминиево-кремниевого композита состава АК15МЗ и бронзы Бр.ОЦС 5–5–5. Установлено, при испытании на торцевой машине трения в отсутствие смазки при нормальном напряжении 12,8 Н и вращении со скоростью 620 об/мин: линейный износ образцов из антифрикционного алюминиево-кремниевого композита по стали 45 в 7 раз меньше, чем у аналогичных образцов из бронзы; коэффициент трения скольжения по стали 45 у образцов из антифрикционного композита в 1,65 раз ниже, чем у аналогичных образцов из бронзы.

Установлено, при испытании на машине трения СМЦ–2 со смазкой И20А при нормальном напряжении 200 Н и вращении со скоростью 300 об/мин: линейный износ образцов из алюминиево-кремниевого композита по стали 45 в 23 раза меньше, чем у аналогичных образцов из бронзы; коэффициент трения по стали 45 у образцов из антифрикционного композита в 1,35 раз ниже, чем у аналогичных образцов из бронзы.

Аналогичные результаты получали по сравнению с бронзой Бр.АЖ9–4. Испытания проводили на машине трения СМЦ–2 в условиях сухого трения по схеме «вал–втулка» с нагрузкой 0,6 МПа и скоростью скольжения образца относительно стального и шлифовального вала из стали 45–0,38 м/с. Было установлено, что линейный износ образцов из алюминиево-кремниевого композита в 10–15 раз ниже, чем у аналогичных образцов из бронзы Бр.АЖ9–4.

Червячные колеса из антифрикционного алюминиево–кремниевого композита успешно прошли производственные испытания взамен бронзовых из бронзы Бр.О5Ц5С5 в плоскошлифовальных станках на РУПП «Станкозавод «Красный борец» (г. Орша, Республика Беларусь).

Червячные колеса из антифрикционного алюминиево–кремниевого композита успешно прошли производственные испытания взамен бронзовых из Бр.АЖ9–4 в редукторах шлифовально-полировальных станков на ОАО «Завод «Оптик» (г. Лида, Республика Беларусь). Ресурс работы червячных колес из антифрикционного композита в 4–6 раз выше, чем у аналогичных из бронзы.

Подшипники скольжения из антифрикционного алюминиево–кремниевого композита успешно прошли производственные испытания взамен бронзовых из Бр.ОЦС5–5–5 в парах скольжения сборочных станков на ОАО «Белшина» (г. Бобруйск, Республика Беларусь). Было установлено, что за 6 месяцев работы линейный износ втулок из антифрикционного композита составил не более 0,04 %, что является лучшим показателем, чем для бронзы. На сопрягаемых частях стального вала следы задиров и износа отсутствовали.

В настоящее время заготовки из алюминиево–кремниевого композита внедрены в производство и поставляются на предприятия Республики Беларусь: ОАО «Завод «Оптик» (г. Лида), ОАО «Белшина» (г. Бобруйск), РУПП «Станкозавод «Красный Борец» (г. Орша), ОАО «Бобруйксельмаш» (г. Бобруйск), ПО «Гомсельмаш» (г. Гомель). Стоимость заготовок из антифрикционного алюминиево-кремниевого композита в среднем в 2 раза ниже, чем у аналогичных из бронз.

Таким образом, антифрикционный алюминиево-кремниевый композит является перспективным материалом для замены деталей из тяжелой и дорогостоящей бронзы в различных узлах трения машин и механизмов.

УДК 621.793

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СПЛАВАХ ДЛЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ

В.М. Константинов, д-р техн. наук, доц.
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Область защитных покрытий (ЗП) является в настоящее время активно развивающейся частью современного материаловедения. Характерными чертами нынешнего этапа развития ЗП являются многокомпонентность применяемых сплавов и дальнейшее повышение степени неравновесности получаемых структур для обеспечения высокого уровня свойств при отчетливом стремлении к снижению стоимости сплавов. Известные технологии получения сплавов для ЗП (металлургическое, диффузионное, механическое легирование; конгломерирование, плакирование и др.) позволяют вводить широкий спектр легирующих элементов (ЛЭ), синтезируя сплавы с требуемыми свойствами. В этой связи ак-

туальной является систематизация и обобщение результатов влияния ЛЭ на технико-экономические показатели ЗП. Указанная систематизация позволяет создать методический аппарат для научно-обоснованного синтеза ЗП с высокими технико-экономическими показателями. Техничко-экономическая оптимизация ЗП в нынешних экономических условиях является важнейшим фактором конкурентоспособности продукции. Чрезвычайно актуальным в настоящее время является создание ЗП, имеющих достигнутый в материаловедении уровень эксплуатационных свойств, но существенно более низкую стоимость с широким использованием отечественных (преимущественно вторичных) сырьевых ресурсов.

Основополагающими классификационными признаками являются следующие:

- характер влияния легирующего элемента на свойства сплава;
- способ введения легирующего элемента в сплав;
- стоимость легирующего элемента в сплаве.

По характеру влияния на свойства сплава для ЗП ЛЭ дифференцированы на ЛЭ, обеспечивающие требуемые технологические свойства при нанесении сплава и элементы, обеспечивающие эксплуатационные свойства полученного ЗП. Под технологическими свойствами сплава следует понимать свойства, обеспечивающие качественное формирование ЗП при принятом способе нанесения покрытия. Вышеуказанные технологические свойства отличаются от традиционно обсуждаемых вследствие специфики технологий формирования покрытий. Отметим так же незаслуженно малое влияние, уделяемое разработчиками технологическим свойствам. Основное внимание, как правило, уделяется эксплуатационным свойствам сплавов. Под эксплуатационными свойствами сплавов для ЗП понимают свойства сформированного и обработанного на детали покрытия, обеспечивающие требуемый срок эксплуатации детали с покрытием в условиях агрессивного внешнего воздействия. Следует отметить, что значительная часть вводимых ЛЭ оказывает комплексное влияние, как на технологические, так и на эксплуатационные свойства сплава. Однако, такая дифференциация влияния ЛЭ оправдана стремлением четко обозначить ведущую функцию элемента в сплаве, что позволяет синтезировать рациональные по составу и свойствам сплавы. Разделение легирующих элементов по стоимости обусловлено необходимостью учета технико-экономических факторов при разработке сплава. Эксплуатационные свойства сплава определяются условиями работы детали и ведущим видом изнашивания поверхностного слоя. В этой связи существенным является дифференциация упрочняемых деталей на детали, работающие в трибоспряжении и детали, находящиеся под внешним разрушающим воздействием

В докладе предложена методика оценки комплексного вклада ЛЭ в изменение эксплуатационных и экономических показателей сплава. Систематизировано влияние ряда распространенных ЛЭ на технико-экономические показатели сплавов для ЗП (N, C, B, Mn, Cr, Ti, Al, Cu). Дана классификация гетерогенных структур ЗП и некоторых путей управления их формированием. Теорети-

чески обоснован и практически реализован системный подход к получению экономно-легированных ЗП.

Синтез ЗП, базирующийся на систематизированных данных о влиянии распространенных ЛЭ на технологические и эксплуатационные свойства позволяет создавать сплавы, характерной особенностью которых является уровень эксплуатационных свойств, сопоставимый с известными аналогами при существенно более низкой стоимости.

УДК 621.762

ПОРИСТЫЕ ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ЗДОРОВЬЯ ЧЕЛОВЕКА И ОХРАНЫ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ

М.В. Тумилович¹, д-р техн. наук

Л.П. Пилиневич², д.т.н, В.В. Савич², канд. техн. наук

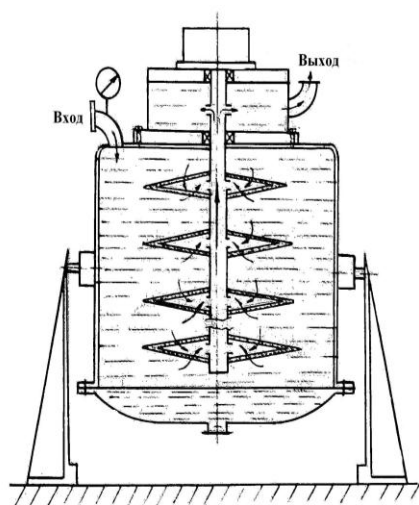
¹Белорусский национальный технический университет

²ГНУ «Институт порошковой металлургии»

(г. Минск, Республика Беларусь)

Интенсивное развитие промышленности, сельского хозяйства, процессы урбанизации требуют создания новых материалов и внедрения высокоэффективных устройств, предназначенных для защиты здоровья человека и охраны окружающей среды, очистки питьевой, сточной и технической воды, жидких пищевых продуктов, других жидких и газообразных сред от загрязнений и токсичных веществ. Развитие лечебных технологий также требует создания новых материалов и конструкций для лечения широкого спектра ортопедических, офтальмологических, кардиологических, стоматологических и иных заболеваний. Пористые порошковые материалы (ППМ) и изделия из них широко используются в технике защиты окружающей среды и медицинской технике [1–4]. В ГНУ ИПМ совместно с БНТУ разработаны новые технологические процессы получения и организовано опытно–промышленное производство ППМ, различных изделий и устройств на их основе для защиты здоровья человека, охраны окружающей среды, а также изделий медицинского назначения, в частности для тонкой очистки, обезжелезивания, обессоливания и обеззараживания питьевой воды, пищевых и микробиологических жидкостей, для тонкой очистки газовых сред от токсичных примесей, отделения от газов капельной влаги и масляных аэрозолей, глушения шума пневматических систем, предотвращения распространения пламени путем совместного применения ППМ с оптимальной поровой структурой, методов тангенциальной и электрофльтрации, сорбции, других комбинированных методов. Разработаны ППМ из порошка титана, используемые в качестве имплантатов для замещения дефектов тел позвоночника в шейном и грудном отделах, а также в качестве протезов тела позвонка с возможностью distraction в позвоночно-двигательном сегменте.

В качестве примера на рисунке представлена схема и внешний вид фильтра для очистки питьевой воды методом тангенциальной фильтрации [5].



а)



б)

Рисунок – Схема (а) и общий вид фильтра (б) для очистки питьевой воды методом тангенциальной фильтрации

За счет подбора и оптимизации рабочего давления, скорости вращения фильтроэлементов достигается повышение тонкости очистки и значительное увеличение ресурса работы по сравнению с традиционными фильтроэлементами той же площади поверхности из идентичного пористого материала. Это обеспечивается за счет предотвращения образования осадка на поверхности фильтроэлемента и удаления частиц из пограничного слоя центробежными силами.

Литература

1. Пористые проницаемые материалы: Справ. Изд. / Под ред. С.В.Белова. – Москва: Металлургия, 1987. – 395 с.
2. Витязь, П.А. Пористые порошковые материалы и изделия из них / П.А. Витязь, В.М. Капцевич, В.К. Шелег. – Минск: Высшая школа, 1987. – 164 с.
3. Жерноклев, А.К. Аэрация и озонирование в процессах очистки воды/ А.К. Жерноклев, Л.П. Пилиневич, В.В. Савич; под ред. Н.В. Холодинской. – Минск: Тонпик, 2002. – 132 с.
4. Савич, В.В. Современные материалы хирургических имплантатов и инструментов/ В.В. Савич, М.Г. Киселев, А.И. Воронович. – Минск: «Техно-принт», 2003. – 119 с.
5. Пористые порошковые материалы с анизотропной структурой для фильтрации жидкостей и газов / Л.П. Пилиневич [и др.]; под ред. П.А.Витязя. – Минск: Топик, 2005. – 252 с.

МЕХАНИКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ НА СТАДИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ

В.Ю. Блюменштейн, д-р техн. наук, проф.
Кузбасский государственный технический университет
(г. Кемерово, Россия)

В современных условиях актуальным является создание и использование автоматизированных методик проектирования технологий упрочняющей обработки, обеспечивающих требуемые параметры качества поверхностного слоя и, соответственно, долговечности в условиях приложения усталостных нагрузок. Повышение эффективности таких методик требует учета технологического наследования свойств металла поверхностного слоя детали на всех стадиях жизненного цикла. При этом важным является использование единых представлений о накоплении и трансформации свойств поверхностного слоя, как на стадиях механической обработки, так и на стадиях эксплуатации.

Механика технологического наследования (ТН) базируется на представлениях о непрерывном накоплении деформаций и исчерпании запаса пластичности металлом поверхностного слоя на стадиях механической обработки и последующего эксплуатационного усталостного нагружения. Усталостное нагружение представляется в виде двух стадий, первая из которых начинается с приложения циклических нагрузок и заканчивается моментом полного исчерпания запаса пластичности и появлением видимых дефектов (стадия циклической долговечности – ЦД). Вторая стадия усталостного нагружения начинается с момента нарушения сплошности материалом поверхностного слоя, заканчивается полным разрушением (разделением на части) детали и описывается диаграммой циклической трещиностойкости (стадия циклической трещиностойкости – ЦТ).

По окончании механической обработки в поверхностном слое имеет место остаточное напряженно–деформированное состояние (НДС), характеризуемое распределением степени деформации сдвига $\Lambda_{\text{мех}}$ и степени исчерпания запаса пластичности $\Psi_{\text{мех}}$ на глубину $h_{\text{мех}}$, а также тензором остаточных напряжений $\llbracket \sigma_{\text{ост}} \rrbracket$, уравновешенных в пределах детали. При циклическом нагружении тензор действующих (суммарных) напряжений представлен в виде суммы тензоров остаточных и усталостных (циклических) напряжений: $\llbracket \sigma_{\text{д}} \rrbracket = \llbracket \sigma_{\text{ост}} \rrbracket + \llbracket \sigma_{\text{цкл}} \rrbracket$. Усталостное нагружение означает продолжающееся накопление деформаций и исчерпание запаса пластичности металлом поверхностного слоя, циклическое изменение схемы напряженного состояния в каждой точке поперечного сечения детали вследствие релаксации остаточных напряжений. При этом в каждом цикле усталостного нагружения установлены квазимонотонные участки, на границах которых происходит смена знака деформаций и, соответственно, частичное залечивание накапливаемых дефектов.

Экспериментальные исследования проводились на образцах из стали 45 (HV 160–180) с диаметром рабочей части 20 мм. Образцы обрабатывались резанием и ППД по различным программам, после чего подвергались усталостным испытаниям в условиях циклического изгиба с вращением. Расчеты параметров качества поверхностного слоя проводились с учетом наследуемых свойств по специальной методике, основанной на МКЭ–моделировании, методе визиопластичности и расчетах деформационных параметров.

Различная история нагружения приводит к различным конфигурациям программ нагружения; чем больше наследуемая на стадиях механической обработки степень деформации сдвига $\Lambda_{\text{мех}}$, тем меньшей пластичностью обладает поверхностный слой на стадии ЦД. В свою очередь, увеличение наследуемой $\Lambda_{\text{мех}}$ приводит к тому, что максимальные значения приростов степени деформации сдвига в циклах усталостного нагружения $\Delta\Lambda_{\text{уст}}$ уменьшаются; к концу стадии ЦД значения $\Delta\Lambda_{\text{уст}}$ становятся минимальными.

Установлено, что технологическая наследственность влияет на продолжительность стадии ЦД. Уровень наследуемой степени деформации сдвига $\Lambda_{\text{мех}} = 0,75$ является критическим; увеличение степени деформации сдвига выше этого значения приводит к снижению продолжительности стадии ЦД.

Численное моделирование, а также фрактографические исследования показали, что в поверхностном слое имеется некая материальная частица, расположенная в определенном сечении и на определенной глубине от поверхности детали, где происходит наиболее интенсивное накопление деформаций. Выявлено, что увеличение наследуемой степени деформации сдвига $\Lambda_{\text{мех}}$ приводит к интенсивному увеличению глубины расположения точки вероятного разрушения; этот рост замедляется при $\Lambda_{\text{мех}} \geq 0,75$.

Окончанию стадии ЦД соответствует полная релаксация остаточных напряжений ($\sigma_{\text{ост}} = 0$), накопление предельной степени деформации сдвига Λ_p , полное исчерпание запаса пластичности металлом поверхностного слоя в этой точке ($\Psi = 1$) и появление первой несплошности металла в виде начальной трещины.

Появление в поверхностном слое дефектов металла в виде нарушения сплошности означает начало новой стадии – стадии циклической трещиностойкости.

Методика обработки экспериментальных результатов на стадии циклической трещиностойкости предполагала определение зависимостей: прогибов образца от числа циклов $f = f(N)$; глубины трещины от прогибов образца $b_{\text{тр}} = b_{\text{тр}}(f)$; глубины трещины от числа циклов $b_{\text{тр}} = b_{\text{тр}}(N)$; скорости роста трещин от числа циклов $V = V(N)$; коэффициентов интенсивности напряжений от действующих напряжений и глубины трещины $K = K(\sigma, b_{\text{тр}})$; скорости роста трещин от коэффициента интенсивности напряжений и построение диаграммы циклической трещиностойкости $V = V(K)$.

Установлено, что на стадии ЦТ продолжается накопление деформаций и исчерпание запаса пластичности в металле развивающейся трещины как по направлению к поверхности, так и в глубину поверхностного слоя детали. На больших расстояниях от устья трещины напряженное состояние описывается коэффициентом интенсивности напряжений, а тензор напряженного состояния также трансформируется в каждом цикле. Поверхностный слой металла по своим свойствам в этот момент времени является еще более неравномерным; границей этой неравномерности является несплошность в виде развивающейся усталостной трещины.

Можно говорить о том, что очаг пластической деформации в устье трещины работает в условиях стадии циклической трещиностойкости, а остальные слои металла накапливают деформацию в соответствии с закономерностями стадии циклической долговечности. Накопление деформаций и исчерпание запаса пластичности является непрерывным, приводя к нарушению сплошности в новых слоях металла и росту первоначальных размеров трещины. По мере увеличения размеров дефекта происходит «ужесточение» напряженного состояния и увеличение скорости исчерпания запаса пластичности. В конечном итоге, это приводит к увеличению скорости роста трещины и разрушению детали по всему сечению (разделению на части).

С увеличением наследуемой степени деформации сдвига до уровня примерно $\Lambda_{\text{мех}} \approx 0,75$ происходит увеличение как общей долговечности до разрушения N_p , так и составляющих ее величин $N_{\text{ЦД}}$ и $N_{\text{ЦТ}}$. Дальнейшее увеличение наследуемой деформации приводит к уменьшению N_p , $N_{\text{ЦД}}$ и увеличению продолжительности стадии циклической трещиностойкости $N_{\text{ЦТ}}$ (рисунок 1). Это обусловлено большим сопротивлением упрочненного поверхностного слоя дальнейшему развитию трещины.

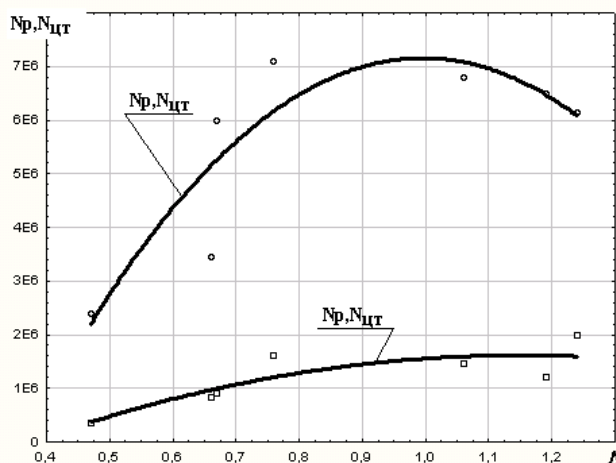


Рисунок 1 – Зависимость общей долговечности и циклической трещиностойкости от наследуемой степени деформации сдвига

Установлены закономерности ТН, технологии и режимы механического упрочнения методом ППД, приводящие к существенному снижению скорости роста трещин.

РАЗДЕЛ 1

ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ. КОМПОЗИЦИОННЫЕ И НАНОРАЗМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ SiC НА МИКРОЧАСТИЦАХ АЛМАЗА В ПРОЦЕССЕ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

В.Н. Ковалевский, д-р техн. наук, проф., С.В. Григорьев, А.Е. Жук,
А.В. Ковалевская, канд. техн. наук, доц., И.В. Фомихина, канд. техн. наук, с.н.с.
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Получение слоистых покрытий многофункционального назначения в процессе магнетронного распыления охлаждаемых катодов в значительной степени определяется состоянием поверхности исходных порошков и формированием поверхности слоев покрытия. В качестве исходного материала рассмотрены микрошлиф порошки алмаза АСМ 14/10, АСМ 7/5, АСМ 1/0. Используя принцип раздельного синтеза с помощью аномального тлеющего разряда, создаваемого между плоским охлаждаемым катодом и кольцевым анодом, осуществляли распыление в среде аргона комбинированного катода (Si + C) и конденсацию смеси кремния и углерода на микрочастицы алмаза с формированием аморфной структуры. Получение покрытий на частицах порошка осуществляли с размещением их в перемешивающем (со скоростью 5 – 30 об/мин) устройстве – катоде на расстоянии 70–150 мм. При давлении 10–12 Па подавали анодное напряжение 1300–1500В с выключенной магнитной системой. Этапы получения порошков:

– подготовка (активация) поверхности алмаза обработкой плазмой тлеющего разряда ионами аргона при остаточной атмосфере в камере (~10–12 Па) с перемешиванием порошка (шихты) в специальном устройстве размещенном на расстоянии (50 – 150мм) от катода;

– нанесение слоя (до 20нм) распылением катода (Si и C, 3 % Al) с конденсацией соответствующей смеси атомов на частицах алмаза с формированием покрытия из смеси Si + C с аморфной структурой путем обработки;

– реакционное спекание в покрытии S + C = SiC (аморфное) проводили обработкой в плазме тлеющего разряда при отключенной индукционной системе;

– нанесение слоя Si + C толщиной до 200 нм, который на этапе реакционного спекания композита при обжиге образует переходную зону SiC между алмазом и матрицей композита;

– нанесение слоя Al толщиной 10 нм распылением алюминиевого катода; Слой алюминия с оболочкой из Al₂O₃ толщиной до 20 нм активирует процесс реакционного спекания в твердой фазе, с образованием α – SiC, и при формировании переходной зоны между α – (гексагональной) и β – (кубической) модификациями SiC;

– нанесение пироуглерода на поверхность порошка – композита и первичного SiC массой в пределах 4–16% от массы алмаза и первичного SiC.

Пиролитический графит растворялся в жидком Si с образованием SiC (в присутствии дисперсных добавок).

Состав и толщина исходных покрытий в полученных порошках – композициях определялись режимами распыления и скоростью осаждения конденсата, что позволяло получать слоистое покрытие кристаллов алмаза в виде наноструктурных слоев из SiC, Si + C, Al и пиролитического графита. Регулирование технологическими параметрами распыления осуществляли в пределах $U = 450–650$ В, $I = 1,8–2,5$ А. Локализация плазмы в прикатодном пространстве обеспечивает получение большой плотности ионного тока и высоких скоростей распыления при низких рабочих давлениях. Использовали индукции неоднородного магнитного поля в диапазоне 0,03–0,05 Тл при давлении плазмирующего газа (аргона) 0,3–0,6 Па, что обеспечивает саморегулирование магнитной системы за счет использования двухсекционной катушки. Это открывает возможности управления процессом распыления и стабилизации разряда независимо от вида распыляемого материала от металлов (Al, Ti, Ni, Co, Cu, Mo и т.д.) до графита и кремния. Осаждение конденсата происходит при пониженной кинетической активности и зарядности, что обеспечивает формирование покрытия при низких температурах (не выше 70 °С). Высокая теплопроводность (λ более 1000 Вт/м·К) алмаза создает условия аморфизации конденсируемых тонкопленочных (10–20 нм) покрытий из смеси наночастиц и кластеров кремния и углерода.

Образование аморфного SiC объясняется известными структурными моделями – кристаллической, поровой и кластерной, а для тонких покрытий удачно описывается моделью Бернала, которая предполагает отсутствие взаимного проникновения атомов. Максимально допустимая толщина, при которой в покрытия Si+C формируется аморфная структура, составляет 20 нм на кристаллах АСМ14/10, что определяется интенсивностью отвода тепла для создания условий формирования аморфной структуры ($v = 60$ °С/моль).

УДК 621.793

ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ НА ФЕРРОАБРАЗИВНЫХ ПОРОШКАХ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ

В.Н. Ковалевский, д-р техн. наук, проф., С.В. Григорьев,
А.Е. Жук, Л.Ф. Керженцева, канд. техн. наук, доц.
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Целью работы являлось исследование процессов модифицирования поверхности частиц порошков на железной основе при магнетронном напылении композиционных катодов, а также разработка процессов получения ферро–

абразивных порошков – композитов со слоистыми покрытиями для магнитно-абразивной обработки.

Получение ферроабразивных порошков – композитов для магнитно-абразивной обработки, обеспечивающей шероховатость поверхности в пределах $Ra = 0,7–2$ нм, сводится к созданию на поверхности ферромагнитных частиц (ферросилиция или феррохрома ПХ30) покрытия, в котором сочетается высокая твердость, стойкость к истиранию, способность выдерживать ударные нагрузки о поверхность обрабатываемых материалов (например, пластин кремния).

Для создания порошков используется комбинированная технология, сочетающая технологию модифицирования и упрочнения поверхности ферромагнитных частиц и технологию вакуумного нанесения абразивных нанопокровтий SiC за счет магнетронного распыления композиционных катодов, имеющих в составе кремний, углерод, алюминий и никель в разных вариантах.

На равномерность нанесения слоистого покрытия оказывает влияние форма поверхности порошка. Порошки ферросилиция в исходном состоянии имели каплевидную форму, в то время как порошки феррохрома в исходном состоянии имели чешуйчатую форму. Чешуйчатая форма частиц порошка не является оптимальной для процессов нанесения покрытий на поверхность частиц из-за сложностей с перемешиванием частиц при магнетронном напылении, а также неравномерностью нанесения материала покрытия на частицы порошка сложной формы.

Для придания порошку феррохрома формы, близкой к округлой его подвергали обработке пропусканием через высокотемпературную струю установки газопламенного напыления с охлаждением обработанного порошка в воде. Основная масса частиц приобрела форму, близкую к сферической, однако, часть частиц, которая находилась вне зоны высокой температуры газовой струи осталась чешуйчатой или имела каплевидную форму. В результате данной обработке удалось значительно повысить текучесть порошка и улучшить равномерность нанесения покрытий.

При нанесении покрытий одним из важных этапов является предварительная активация поверхности порошков. Активация поверхности порошков в тлеющем разряде на магнетронной установке происходила в условиях остаточной атмосферы (8–15 Па) при выпрямленном токе ($U \sim 1500$ В, $I = 50$ мА) в процессе механического перемешивания частиц порошка. Перемешивание порошка проводили с частотой вращения $25–30$ мин⁻¹ в специальном устройстве в вакуумной камере на расстоянии 100–120 мм от композиционного катода. Эффект обработки зависел от продолжительности процесса.

Использование тлеющего разряда для распыления композиционного катода и создание атомарного потока из смеси атомов Si и C, а также Al на поверхности ферромагнитного порошка при низких температурах (80–120 °С) позволяла формировать износостойкие покрытия толщиной до 160–200 нм из кремния и углерода без химического взаимодействия.

При конденсации многокомпонентных (Si+C+Al) составов на поверхности частиц порошка создаются условия для реализации принципа отдельного синтеза.

Последующая термообработка порошка – композита в интервале температур 850–900 °С в засыпке порошка оксида алюминия приводит к реакционному спеканию в покрытии кремния с углеродом с образованием α -SiC.

Последовательное нанесение на ферромагнитные частицы нанослоев Ni, а затем Al позволило оценить степень взаимодействия компонентов при нагреве в dilatометре до 1000 °С. Установлен интервал температур при котором образуется алюминид никеля, использование которого при создании порошков – композитов обеспечит отсутствие взаимодействия SiC с железом.

УДК 621.762.8

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ СОЗДАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ТВЕРДЫЙ СПЛАВ – КОМПОЗИТ (АЛМАЗ – SiC)

В.Н. Ковалевский, д-р техн. наук, проф.,
А.Е. Жук, А.В. Ковалевская, канд. техн. наук, доц.,
Д.Г. Сачава, И.В. Фомихина, канд. техн. наук старш. научн. сотр.
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Использование субмикронных вольфрамо–кобальтовых твердых сплавов (НЗФ, К01, ТSM05) в промышленной технологии получения инструмента – волокна для волочения высокопрочной проволоки позволяет повысить стойкость рабочей поверхности инструмента и качество проволоки в 1,5–2 раза. Конструирование на макро и микро–уровне позволяет управлять структурообразованием компонентов с учетом сопрягаемости поверхностей (инженерия поверхности), возможна реализация высоких свойств алмаза на истирание с обеспечением повышения жаропрочности его за счет конструкции КМ (алмаз – SiC). Композиционный материал алмаз – SiC – вольфрамо – кобальтовый сплав сочетает в себе свойства и твердого сплава и алмаза – высокую вязкость разрушения, локальную прочность и высокую твердость

В работе выполнены исследования по оценке возможности создания в наиболее нагруженной зоне волокна композиционного материала твердый сплав – композит (алмаз – SiC). С этой целью на порошок АСМ 14/10 наносили покрытие (SiC), а затем сплав ЭП 131, а полученные порошки – композиты смешивали с гранулами твердого сплава с соотношением 50:50 объем %. Полученную смесь исследовали на dilatометре при нагреве до 1400 °С по режиму: 20 °С–300 °С – 5 град/мин от 300 °С до 400 °С – 2 град/мин, при 400 °С и 1400 °С с выдержкой в течение 1 часа. На dilatограмме обнаружено присутствие

участков с тремя перегибами, характеризующими структурно–фазовые превращения в данной композиционной системе.

Данные микрорентгеноспектрального анализа и съемка покрытия на частице алмаза в обратно отраженных электронах показали присутствие в покрытии Si, C, Co, Ni. По данным рентгенофазового анализа после спекания в дилатометре наблюдается частичная графитация алмазов с образованием порядка 10% графита, по морфологической структуре подобного пиролитическому графиту и закристаллизованная капельная фаза переменного состава типа Si – Co – C – Ni на поверхности алмазов. Наблюдается сужение линии WC, что подтверждает спекание частиц порошка твердого сплава внутри гранул. Так, размер ОКР частиц твердого сплава после напыления составляет 165 Å, после нагрева в дилатометре 260 Å, частицы приобретают кристаллическую структуру, до спекания структура имеет аморфно – кристаллическое состояние.

Исходя из результатов исследования, можно сделать следующие выводы:

– на поверхности порошков алмаза и твердого сплава после магнетронного напыления присутствует тонкое аморфное нанометрическое покрытие, в состав которого входят Si, C, Co, Ni;

– толщина покрытия неравномерна и составляет 20–300 нм;

– на алмазных частицах, где толщина покрытия не более 20 нм происходит графитация алмаза (по данным рентгенофазового анализа порядка 10%), при толщине покрытия 20–300 нм образуется капельная фаза переменного состава Si – Co – C – Ni эвтектического типа, защищающая частицы алмаза;

– при 1400 °С начинают интенсивно спекаться частицы WC – твердого сплава внутри гранул, размер ОКР частиц увеличивается от 165 до 260 Å, частицы приобретают кристаллическую структуру в отличие от аморфно – кристаллического исходного состояния;

– в интервале температур 1300 – 1400 °С происходит спекание алмазных частиц с гранулами твердого сплава через покрытие Si – Co – C – Ni капельного типа переменного состава.

Анализ диаграмм состояния позволил предположить, что в температурном интервале 1000 – 1100 °С происходит графитация алмазного порошка. При 1250 – 1300 °С образуется жидкофазная эвтектика переменного состава типа Si – Co – C – Ni. При 1300 – 1400 °С интенсивно начинают спекаться частицы WC – твердого сплава внутри гранул и частично частицы алмаза с гранулами твердого сплава.

Морфология поверхности частиц смеси порошков АСМ 14/10 и твердого сплава ВК в соотношении (50:50) в исходном состоянии со слоистым покрытием (Si + C) – сплав ЭП 131 (Co, Ni, Cr, W) кристаллов алмаза после напыления в магнетроне с использованием моно и композиционных охлаждаемых катодов частицы алмазного порошка имеют осколочную форму с размером кристаллитов 10–14 мкм, частицы твердого сплава сформированы в гранулы размером порядка 40 мкм.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ТЕРМОНЕЙТРАЛЬНЫХ ПОРОШКОВ И ПОКРЫТИЙ ИЗ НИХ

Ф.Г.Ловшенко, д-р техн. наук, проф.¹, Г.Ф.Ловшенко, д-р техн. наук, доц.²

¹ГУ ВПО «Белорусско-российский университет», г. Могилев,

²Белорусский национальный технический университет, г. Минск
(Республика Беларусь)

Порошки оксида алюминия с добавкой оксида титана или без него нашли достаточно широкое применение для получения износостойких жаропрочных покрытий, работающих при низких и безударных нагрузках. Большими недостатками этих покрытий являются: плохая сцепляемость с основой и высокая хрупкость. Для устранения первого недостатка применяют нанесение подложки из материала на никелевой основе. Высокая хрупкость обуславливает образование сетки трещин, являющейся одной из причин очагового разрушения покрытий при эксплуатации. Образование сетки трещин происходит вследствие термических напряжений, возникающих при остывании напыленного покрытия, состоящего из тонких чешуйчатых частиц. Эффективным методом устранения указанных недостатков является «оригинальное» реакционное механическое легирование порошков оксидов никелем. В зависимости от требуемых свойств покрытия содержание никеля может изменяться в пределах 3–95%. **Целью данной** работы являлось установление закономерностей формирования фазового состава металлизированных методом механического легирования термонеитральных порошков и покрытий из них.

С целью выявления влияния условий получения порошков было применено два метода: смешивание порошков 78 % (масс.) Al_2O_3 – 12 % (масс.) TiO_2 – 10 % (масс.) Ni в смесителе типа «пьяная» бочка в течение 1 час и обработка смеси порошков в энергонапряженном механореакторе в течение 6 часов.

Фазовый состав порошка, полученного смешиванием в «пьяной» бочке, установленный с помощью рентгенофазового метода показывает, что порошок состоит из $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, TiO_2 и Ni. Размер областей когерентного рассеивания (блоков) и плотность дислокаций в основной фазе идентичны значениям этих показателей в исходном порошке и равны $395 \pm 15,366 \text{ \AA}$ и $2,68712 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ соответственно. Параметры кристаллической решетки $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ($a = 4,760135 \text{ \AA}$ и $b = 12,99583 \text{ \AA}$) идентичны параметрам эталона ($a = 4,758 \text{ \AA}$, $b = 12,99 \text{ \AA}$).

Применение технологии реакционного механического легирования для получения порошков в отличие от обычного смешивания приводит: к уменьшению размеров частиц порошковой композиции. Их размер, в основном, не превышает 2–3 мкм. Однако в небольшом количестве встречаются частицы–конгломераты с размером поперечного сечения, достигающим 20 мкм. Малые размеры частиц порошка, с одной стороны, окажут положительное влияние на

свойства покрытий, но, с другой, они будут иметь невысокую текучесть, что затруднит их подачу в питатель плазмотрона, и поэтому необходимо будет проводить их конгломерацию с применением органических связующих. Также при обработке в механореакторе протекают механически активируемые превращения – формирование новой фазы – Al_2TiO_5 ; имеет место рост плотности дислокаций (на порядок – с 10^8 до 10^9) и их упорядочение (хаотическое распределение в смешанном порошке и упорядоченное – по границам блочной структуры в механически легированном), что вызывает уменьшение размера ОКР до $240 \pm 15,561 \text{ \AA}$; а также увеличению параметров решетки фазы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$: $a = 4,761991 \text{ \AA}$ и $b = 13,01613 \text{ \AA}$.

В покрытии, полученным плазменным напылением металлизированного методом механического легирования термонейтрального порошка исходного состава 78 % Al_2O_3 – 12 % TiO_2 – 10 % Ni протекают термически активируемые превращения, обусловленные нагревом порошка в плазменной струе, заключающиеся: в полиморфном превращении низкотемпературной модификации $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в высокотемпературную $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ с последующей ее стабилизацией в результате протекания процессов подобных закалке вследствие быстрого охлаждения, обусловленного малым размером зерен и субзерен; в образовании интерметаллидной фазы $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$. Кроме того, процесс напыления вызывает увеличение (практически в 4 раза) плотности дислокаций ($4,2974 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$), упорядоченное расположение которых (по границам блоков и субзерен) приводит к уменьшению размеров ОКР практически в два раза с $240 \pm 15,561 \text{ \AA}$ в порошке до $137 \pm 3,75 \text{ \AA}$ в покрытии.

Структура покрытия характеризуется наличием тонких, как правило, менее 50 нм, прослоек никеля, упрочненного наноразмерными включениями интерметаллида $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$, окаймляющих зерна оксидов, поперечное сечение которых не превышает 1 мкм. В продольном сечении частицы оксидов диаметром менее 10 мкм имеют форму, близкую к равноосной.

УДК 621.891

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАКРОГЕТЕРОГЕННЫХ КОМПОЗИТОВ В ПРИСУТСТВИИ СМАЗКИ, МОДИФИЦИРОВАННОЙ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ АЛМАЗАМИ

А.С. Калиниченко¹, д-р техн. наук, В.И Жорник², канд. техн. наук,

В.А. Калиниченко¹, канд. техн. наук

¹Белорусский национальный технический университет

²Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Гетерогенная структура материала позволяет достигать для широкого спектра его эксплуатационных характеристик высокого уровня, обу-

словленного различными степенями микро– и макрогетерогенности. Применительно к материалам триботехнического назначения речь идет о получении материалов с оптимальным сочетанием физико–механических, триботехнических, теплофизических, демпфирующих и других свойств. Структура литых макрогетерогенных композиционных материалов (ЛМКМ) на макроуровне представляет собой упрочняющие элементы, равномерно распределенные в матрице. Эффективным методом повышения триботехнических свойств материалов является их приработка в среде смазки, содержащей ультрадисперсные твердые компоненты. При этом в ходе так называемого трибомеханического модифицирования в поверхностных слоях элементов пар трения формируются износостойкие ячеистые структуры. Целью работы является исследование работоспособности ЛМКМ при работе со смазкой, содержащей твердые наноразмерные добавки.

Методика исследования. В качестве объекта исследования выбраны ЛМКМ на основе кремний–марганцевой бронзы, армированной чугунами гранулами. Исследования проводились на трибометрах МТВП–9М и МТ–2, работающих по схеме возвратно–поступательного перемещения образца. Материал контртела – закаленная сталь 45 микротвердостью $H_{\mu} = 4500–5000$ МПа. Сравнительные испытания материалов проводились в режиме граничного трения в присутствии жидких смазочных материалов (моторное масло МС–20 и турбинное масло Тп–22с), пластичной смазки (LT8102 и УС–2) и сборочных паст (LT 8150, LT 8155 и ВНИИНП–225) стандартного состава и с наноразмерной алмазосодержащей добавкой УДАГ (АШ–А).

Результаты и обсуждение. При испытаниях в жидкой смазке установлено, что добавление шихты УДАГ к турбинному маслу Тп–22с приводит к резкому снижению силы трения, что проявляется в двухкратном уменьшении коэффициента трения покоя ($f_{mp.n} = 0,05$) и десятикратном снижении коэффициента трения движения ($f_{mp.d} = 0,0063$). Добавление шихты УДАГ к маслу МС–20 при испытаниях при температуре 25°С не приводит к значительному снижению коэффициента трения, так как повышенная вязкость масла МС–20 сама по себе обеспечивает высокую несущую способность масляной пленки. Однако при нагреве до температуры 60°С для масла, модифицированного УДАГ, происходит последовательное снижение коэффициентов трения до $f_{mp.n.} = 0,06$ и $f_{mp.дв.} = 0,007$. Задир появляется только при разогреве смазки свыше 90°С. В целом, добавление шихты УДАГ к маслу приводит к двукратному уменьшению коэффициента трения покоя и пятикратному снижению коэффициента трения движения. Кроме того, происходит выглаживание поверхности трения, снижение ее шероховатости, поверхности хорошо прирабатываются. Интенсивность изнашивания композитов при использовании модифицированной жидкой смазки МС–20 составляет $I = (3,5–9,7) \cdot 10^{-9}$.

Модифицирование исследованных пластичных смазочных материалов и паст ультрадисперсной алмазно–графитовой шихтой интенсифицирует процесс приработки фрикционной пары. Введение небольшого количества УДАГ (до $C_a = 0,5–1,5$ мас.%) приводит к снижению коэффициента трения и интенсив-

ности изнашивания на стадии установившегося трения, а дальнейшее повышение концентрации добавки вызывает увеличение этих показателей, причем с повышением вязкости смазочного материала оптимальное содержание в нем добавки сдвигается в область меньших значений концентрации УДАГ. Так например, при $p = 35$ МПа и $V = 0,02$ м/с минимальные значения коэффициента трения для пластичной смазки LT8102 составляет $f = 0,097$ при $C_a = 1,5$ мас.%, для пасты LT8155 – $f = 0,084$ при $C_a = 1,0$ мас.% и для пасты LT8191 – $f = 0,075$ при $C_a = 0,5$ мас.%. Добавление УДАГ в смазку повышает ее вязкость, в частности, для пасты LT8155 при увеличении концентрации шихты УДАГ с $C_a = 0$ до $C_a = 2,5$ мас.% показатель пенетрации возрастает с 289 ед. до 304 ед. Сначала повышение параметров вязкости смазки способствует увеличению несущей способности смазочного слоя, а затем после превышения определенного уровня повышенная вязкость смазки начинает отрицательно сказываться на сплошности смазочного слоя. Это влечет за собой появление непосредственного контакта трущихся поверхностей и, как следствие, повышение коэффициента трения и интенсивности изнашивания.

УДК 621.762, 621.793

ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ДИФФУЗИОННОМ БОРИРОВАНИИ ЧАСТИЦ БЕЛОГО ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО ЧУГУНА

Е.Ф. Пантелеенко, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет
(г.Минск, Республика Беларусь)

Введение. Метод диффузионного легирования как способ получения самодиффундирующих порошков на основе железных сплавов известен давно [1, 2]. Однако, процессы структурообразования до сих пор подробно не изучены. В данной работе представлены результаты исследования процессов, происходящих при борировании микрочастиц размерами 200–630 мкм из доэвтектического белого чугуна (2,7 – 3% С), что представляет особый интерес, так как структура частиц неравновесная и при ХТО происходят одновременно два процесса: графитизация и диффузионное насыщение поверхности бором.

Результаты и их обсуждение.

Частицы характеризуются степенью сферичности 56 .. 62%. Поверхность гладкая, без трещин, структура 5–10% частиц характеризуется дефектностью – присутствуют поры, трещины, пустоты. На поверхности ~ 20% частиц присутствует оксидная оболочка.

Установлено, что диффузионные процессы по интенсивности их протекания во времени можно разделить на три стадии: начальной, умеренной и интенсивной (аномальной) диффузии.

При температуре ХТО начинается ускоренная диффузия бора вглубь частицы, чему способствуют неравновесность структуры (большое количество дефектов по границам зерен), наличие дефектов и оксидных оболочек. В течение начальной стадии диффузии, на поверхности частиц образуется однофазный (Fe_2B) боридный слой (рисунок 1,а), происходит коагуляция и сфероидизация избыточного цементита (рисунок 1,б,в) с одновременным зарождением графитных включений (рисунок 1,в).

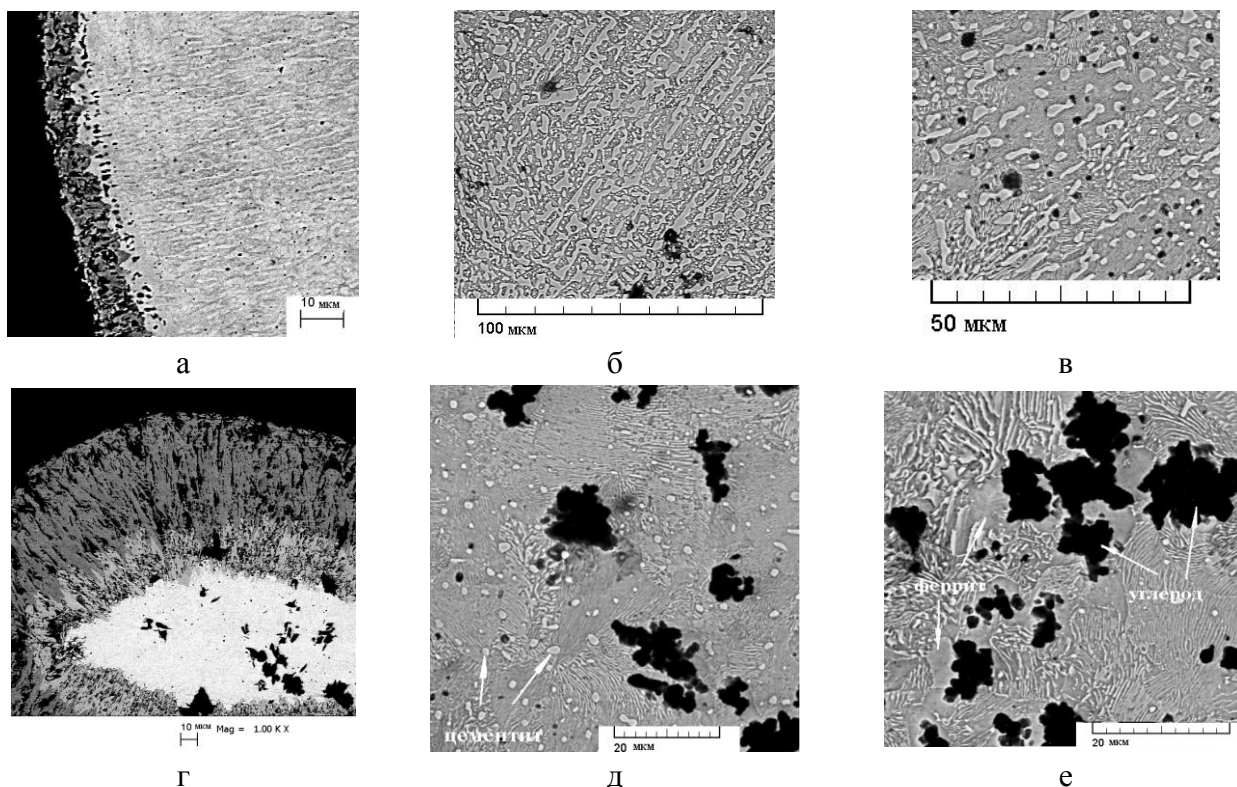


Рисунок 1 – Микроструктура борированных частиц чугуна

Механизм диффузии бора носит вакансионный характер, при этом происходит отеснение углерода вглубь частицы. Подборидный слой, пересыщен вакансиями, которые объединяются в поры (рисунок 1, а), что соответствует эффекту Френкеля. С увеличением времени ХТО (2 – 4 часа – умеренная диффузия) на поверхности частиц образуется двухфазный ($Fe_2B + FeB$) боридный слой (рисунок 1,г), а в подборидной зоне повышается концентрация цементита. В присутствии элементов, способствующих графитизации (B, Si) начинается и протекает указанный процесс. Центрами графитизации служат микропоры или дефекты [3]. Постепенно цементит распадается, матрица ядра частицы становится перлитной, а затем и феррито–перлитной (рисунок 1, д, е). В результате начинается третья стадия аномальной (интенсивной) диффузии, чему также способствует так называемый «краевой эффект». Образовавшиеся графитные включения постепенно поглощаются слоем боридов (рисунок 1, г).

Выводы. Основываясь на изучении особенностей структуры борированных микрокомпозитов, впервые предложено подробное описание механизма

структурообразования при диффузионном легировании неравновесных чугуновых частиц.

Литература

1.Пантелеенко, Ф.И. СДЛП на железной основе и защитные покрытия из них. – Мн.: УП «Технопринт», 2001. – 300с.

2.Любецкий, С.Н. Разработка технологии диффузионного легирования железных порошков и получение наплавленных износостойких покрытий: автореф.дисс. – канд.техн.наук: 05.16.01 / С.Н.Любецкий; БПИ. – Минск, 1991. – 20 с.

3.Криштал, М.А. Механизм диффузии в железных сплавах / М.А. Криштал – М.: «Металлургия», 1972. – 400с.

УДК 621.762

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В ПОРОШКАХ ТИТАНА ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ СПЕКАНИИ

Р.П. Быков¹, К.Е. Белявин², д-р техн. наук, проф., Д.С. Пальчевский²

¹Государственное научное учреждение «Институт порошковой металлургии»

²Белорусский национальный технический университет

(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Получение из металлических, керамических и полимерных порошков материалов, имеющих открытую пористость и сложную пространственную геометрию поверхности, является актуальной задачей для порошковой металлургии. Данная задача может быть решена с помощью селективного лазерного спекания (СЛС) порошков, основанного на принципе послойного построения физической модели или послойного лазерного синтеза [1–3], в результате которого трехмерный объект заменяется совокупностью плоских слоев, физически связанных между собой.

Применяемые в настоящее время технологии СЛС порошков, ориентированные в основном на реализацию процессов, связанных с полным расплавлением частиц порошка, не могут обеспечить получение пористых материалов [3].

Возможность применения СЛС для получения пористых материалов базируется на идее использования энергии лазерного излучения для поверхностного оплавления частиц порошка при сохранении твердого ядра, что приводит к образованию межчастичных контактов в присутствии жидкой фазы.

Такая технология, обеспечивая минимальную усадку слоев при отсутствии конгломерации частиц, позволит получить заданную пористость изделий. Для разработки такой технологии необходимо выявить основные закономерности влияния лазерного излучения на порошки и изучить механизм контактообразования.

Методика исследований. Для проведения исследований использовали разработанную и изготовленную в Институте порошковой металлургии совместно с Институтом физики НАН Беларуси многоцелевую установку порошковой лазерной стереолитографии УПЛС-1, обладающую комплексом уникальных технологических возможностей и большим исследовательским потенциалом.

В качестве материала для проведения исследований использовали сферический порошок титана марки BT1-0 ГОСТ 19807-91 фракции (-0,4+0,2) мм.

Микроструктуру порошков и полученных образцов изучали на световом микроскопе «MeF-3» фирмы «Reichert» (Австрия). Форму частиц порошка и фрактограммы поверхностей образцов изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа «Мира» фирмы «Tescan» (Чехия).

Результаты исследования. С целью исследования структурных изменений в порошках титана при СЛС был проведен металлографический анализ образцов $\varnothing 5 \times 3$ мм и $\varnothing 15 \times 3$.

Проведенные металлографические исследования полученных образцов подтверждают, что в результате СЛС между частицами порошка образуются своеобразные «гантели», характерные для процессов сварки поверхностно-оплавленных частиц [4].

Установлено, что у частиц порошка при лазерном воздействии происходит локальное оплавление поверхности частиц с сохранением твердой фазы в центре частицы, о чем свидетельствует образование α' -фазы в результате мартенситного превращения при перекристаллизации поверхностно-оплавленного слоя частиц.

Согласно образованию структур в титановых сплавах в зависимости от скорости охлаждения [5] и полученным металлографическим исследованиям можно судить о скорости охлаждения при перекристаллизации, которая сохраняется очень высокой, что может приводить к образованию термических деформаций, вызывающих изменение геометрической формы свариваемых слоев при СЛС.

Выводы. Анализ результатов исследования показал следующее.

1. При СЛС частиц порошка титана механизм контактообразования идет по пути жидкофазного спекания с сохранением твердой фазы в центре частиц.

2. При СЛС происходит образование α' -фазы в результате мартенситного превращения при перекристаллизации поверхностно-оплавленного слоя частиц, что характерно для высоких скоростей охлаждения.

3. СЛС позволяет получать пористые материалы.

Литература

1. The technology of rapid prototyping / Innovation Summer. J. Meteinick; 1992. P. 30-32.

2. Послойный синтез объемных изделий из никелида титана / Перспективные материалы, №6, 2004, И.В. Шишковский; с. 13-17.

3. Direct metal laser sintering / Advance materials & processes, 2002, J. Haninen; May. P. 33–35.

4. Порошковая металлургия, №1/2, 1997, / Толочко Н.К., Михайлов В.Б., Мозжаров С.Е., Соболенко Н.В., Ядройцев И.А. с. 54–62.

5. Металловедение / Гуляев А.П. – М.: Металлургия, 1986 г.

УДК 621.762.224

ВВЕДЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ ГРАФИТА В СОСТАВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А.П. Ласковнев, член-корр., д-р техн. наук, Г.В. Марков, канд. техн. наук
Физико–технический институт НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

На Минском моторном заводе для изготовления подшипников скольжения используется композиционный материал на основе сплава Al–Cu–Mg–Si с добавлением графита [1]. Чтобы получить этот композиционный материал в матричный расплав вводится лигатура, приготовленная из порошка алюминия и графита. Процесс приготовления лигатуры включает в себя смешивание порошков, их брикетирование, экструдирование и выдавливание порционных заготовок [2]. Так как содержание графита в композиционном материале не превышает 1–3 мас.%, то достаточно трудно добиться равномерного распределения включений графита по объему материала. Для этого используются различные методы, порой самые неординарные. В данной работе представлены результаты использования для данных целей вакуумного электродугового метода нанесения графитовых покрытий на стружечные алюминиевые материалы.

В вакуумном электродуговом методе (метод КИБ) [3], входящем в группу ионно–плазменных методов нанесения покрытий, основным инструментом нанесения покрытий является плазма вакуумной дуги, возбуждаемая (зажигаемая) в вакууме между проводящими катодом и анодом. При этом покрытие на подложке формируется в основном потоком положительных ионов, источником которого является катодное пятно вакуумной дуги.

Классическая картина [4–9] основных физических процессов, происходящих в катодном пятне вакуумной дуги металлов, когда между катодом и анодом создана некоторая разность электрического потенциала U и существует вакуумная дуга, включает в себя испарение атомов металла, термоавтоэлектронную эмиссию электронов, разлет испарившихся атомов, ускорение эмитируемых электронов и ионизацию ими испарившихся атомов металла, разлет образовавшегося плазменного облака.

Несколько иная картина физических процессов происходит в катодном пятне графита. Так как графит не плавится, то идет не испарение атомов углерода, а их сублимация с поверхности катода в катодном пятне. Из–за сильной анизотропии свойств графита катодное пятно на его поверхности является источником не микрокапель, а микрочастиц графита. Обычно размер этих микрочастиц расположен в интервале 0,01–10 мкм. При этом масса испускаемых пят-

ном микрочастиц в 2–7 раз превосходит массу потока ионов, формирующего покрытие.

Итак, катодное пятно вакуумной дуги графита является мощным источником микрочастиц графита и потока ионов углерода. Этот комплексный источник был нами использован для нанесения графитовых покрытий на стружечный материал системы Al–Cu–Mg–Si. Результаты экспериментальных исследований показывают, что это позволяет достаточно легко равномерно распределить включения графита по объему получаемого композиционного материала и с точностью до 0,1 мас.% регулировать содержание графита в материале. В целом, такой метод получения композиций алюминиевый сплав–графит экономически целесообразен при содержании графита не более 5 мас.%.

Таким образом, проведенные исследования дали возможность разработать основы технологии качественного введения добавок графита в композиционные антифрикционные материалы на основе алюминиевых сплавов.

Литература

1. Пат. 643РБ МКИ С 22 С 1/03, С 22 С 21/00, В 22 F 1/00 Композиционный материал и способ его получения /А.Т. Волочко, О.Е. Жданович, А.П. Ласковнев и др. Заявл. 09.12.1992. Опубл. 30.06.95.

2. Овчинников В.В., Ласковнев А.П., Волочко А.Т., Макарова Ж.Е. //Литье и металлургия. 2000. №1. С.45–46.

3. Мрочек Ж.А., Эйзнер Б.А., Марков Г.В. Основы технологии формирования многокомпонентных вакуумных электродуговых покрытий. Мн: Наука и техника, 1991. – 95с.

4. Вакуумные дуги / Под ред. Дж. Лафферти. М.: Наука, 1982. – 345с.

5. Любимов Г.А., Раховский //Успехи физических наук. 1978. Т.125, №4. С. 665–706.

6. Раховский В.И. Физические основы коммутации электрического тока в вакууме. М.: Наука, 1970. – 536 с.

7. Бейлис И.И., Зекцер М. П., Любимов Г.А. // Журнал технической физики. 1988. Т.58, №10. С.1861–1870.

8. Handbook of Vacuum Arc: Science and Technology /Edited by R. L. Boxman, D. R. Sanders, and Ph. J. Martin. New Jersey, 1995. –765 p.

9. Кессаев И.Г. Катодные процессы электрической дуги. М.: Наука, 1968. – 235 с.

УДК 621.763

ПОЛУЧЕНИЕ ПРЕПРЕГОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНОГО ВОЛОКНА И ПИРОЛИЗОВАННЫХ БАКЕЛИТОВЫХ СВЯЗОК МЕТОДОМ НАМОТКИ

А.Ф. Ильющенко^{1,2} д-р техн. наук, проф., Е.Е. Петюшик¹, д-р техн. наук, проф.,
В.М. Горохов², д-р техн. наук, О.А. Прохоров², канд. техн. наук,
А.А. Дробыш³, канд. техн. наук, С.П.Игнатенко², к.х.н.

Углеродные композиционные материалы (УКМ), армированные непрерывным углеродным волокном (C_B) являются перспективным материалом для работы в условиях высоких температур. Армирование низко или среднемодульным углеродным волокном металлов и сплавов (например, на основе меди, олова, свинца) позволяет значительно повысить их износостойкость в парах трения без существенного изменения коэффициента трения. Композиты систем C_B-C и $C_B-SiC-Si$ широко используются в системах торможения самолетов и гоночных автомобилей [1].

Общей стратегией для изготовления УКМ является создание препрегов – заготовок, определяющих структуру композита, – их сборки, пиролиза связующего и пропитки матричными материалами, в качестве которых могут применяться металлы, разлагаемые соли металлов, либо карбонизирующиеся вещества (пеки, фенолформальдегидные, эпоксидные и фурановые смолы).

Целью настоящего исследования является исследование возможности получения препрегов на основе углеродного волокна и бакелитовых связок.

В качестве армирующей фазы использовали крученую углеродную нить «Урал Н-70» производства ПО «Химволокно» (г. Светлогорск, Беларусь), состоящую из 2000 элементарных графитовых волокон диаметром 6 мкм (рисунок 1). В качестве связующего использовали 50 % раствор пульвербакелита в этиловом спирте. Заготовку в виде втулки с внутренним диаметром 13,5 мм, высотой 10 мм и толщиной стенки 2,5 мм получали путем параллельной намотки на полипропиленовую оправку со съемными фланцами. В процессе намотки нить проходила через ванну со связующим, излишки которого удалялись на обжимных валках.

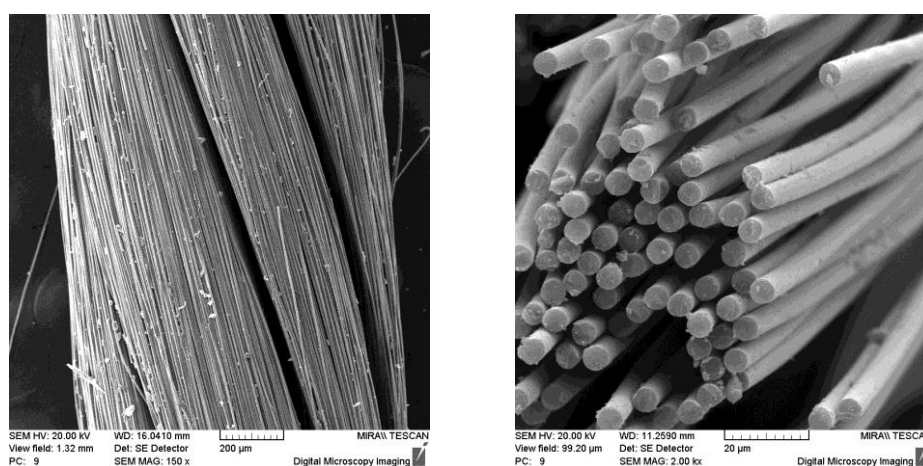


Рисунок 1 – Углеродная нить «Урал Н-70»

Образцы, полученные рядовой намоткой [2] с углом намотки 3–4 °, характеризовались крайне малой прочностью и при относительно небольших нагрузках расслаивались на отдельные витки. При использовании кре-

стовой намотки получали образцы веретенообразной формы. Для повышения прочности использовали комбинированный метод намотки, сочетающий попеременное использование параллельной и крестовой намоток. Контролировали расход волокна m_{f0} .

Полученные заготовки сушили при комнатной температуре в течение суток, а затем отжигали на воздухе при температуре 200°C в течение 1 часа для отверждения связующего. Пиролиз связующего проводили в вакууме при температуре 1300 °C. Скорость нагрева составляла 5–7 °C/мин, выдержка при максимальной температуре – 15 минут.

Массовую долю связующего определяли по формуле

$$\eta_b = 1 - (m_{f1} / m_1),$$

где m_{f1} – масса волокна в образце после пиролиза ($m_{f1} = 0,98 m_{f0}$),
 m_1 – масса образца после пиролиза.

Открытую пористость определяли путем гидростатического взвешивания образцов, пропитанных водой (пропитка в течение 12 часов при остаточном давлении 0,1 бар), их сушки до постоянной массы, парафинирования и повторного гидростатического взвешивания.

Таким образом, были получены углеродные препреги типа «втулка», характеризующиеся содержанием пироуглеродной связки 7–11 % и открытой пористостью 36 – 41 %, пригодные для дальнейшей пропитки целевыми компонентами.

Литература

1. Carbon fibers and their composites / P. Morgan.– CRC Press, 2005.
2. Основы деформирования проволочных тел намотки /Е.Е.Петюшик, О.П.Реут, А.Ч.Якубовский. – Мн.: УП «Технопринт», 2003.

УДК 621.762.669.2

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ В РЕАКЦИЯХ in-situ ТУГОПЛАВКИХ НАНОРАЗМЕРНЫХ МОДИФИКАТОРОВ ПРИ РАЗРАБОТКЕ ЛИТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ

А.И. Комаров, канд. техн. наук, В.И. Комарова, канд. физ.-мат. наук,
В.Т. Сеньюль, канд. техн. наук
ГНУ "Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси"
(г. Минск, Республика Беларусь)

Среди многообразия конструкционных алюминиевых сплавов, применяемых в машиностроении, в последние годы особый интерес привлекают эвтектические и заэвтектические силумины, широко используемые для изготовления деталей ДВС. Обладая низким удельным весом, технологичностью эти сплавы из-за низких твердости и износостойкости, повышенной склонности к навола-

квиванию не обеспечивают требований, предъявляемых к материалам триботехнического назначения. Проблема усугубляется еще и тем, что в качестве материалов для литья в последнее время используются вторичные кремнийсодержащие алюминиевые сплавы. Как правило, в этом случае структура эвтектических силуминов характеризуется грубым дендритным строением α -фазы, игольчатой формой частиц эвтектического кремния, крупными включениями железосодержащих фаз. К перспективному направлению повышения свойств силуминов относится создание на их основе путем армирования тугоплавкими керамическими наполнителями алюмоматричных композиционных материалов (КМ). В качестве таких наполнителей наиболее часто используются SiC , Al_2O_3 , B_4C , TiC с размером частиц 20–60 мкм, а в ряде случаев значительно превышающем этот диапазон. При обеспечении повышенных триботехнических и прочностных свойств создаваемых КМ по сравнению с базовыми сплавами, эффект модифицирующего воздействия таких частиц на структуру силуминов, судя по имеющимся данным, незначительный.

Цель работы – получение наноразмерных тугоплавких модификаторов непосредственно в химических реакциях в процессе специальной термической обработки исходных микро– и ультрадисперсных порошков, использование полученных нанонаполнителей для армирования эвтектических силуминов.

В качестве базы при разработке КМ использовали эвтектический силумин АК12М2МгН, а исходных наполнителей – микродисперсный порошок (МДП) гексагонального нитрида бора (ГНБ) с размером частиц 5–20 мкм и ультрадисперсный (УДП) порошок SiO_2 с размером частиц 0,6–1,0 мкм. Для обеспечения смачивания частиц этих порошковых модификаторов алюминий–кремниевым расплавом осуществляли их легирование элементами, обладающими химическим сродством к алюминиевой матрице. Исследование фазовых и структурных превращений в модификаторах и отливках КМ проводили методами рентгеноструктурного анализа, металлографии и сканирующей микроскопии.

Результаты металлографического исследования отливок показали, что микроструктура исходного силумина характеризуется дендритным (50–500 мкм) строением, его фазовый состав представлен α -фазой, Si , θ -фазой (CuAl_2), интерметаллидом $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$, крупными (15–40 мкм) включениями фазы AlFeMnSi (рисунок 1, а).

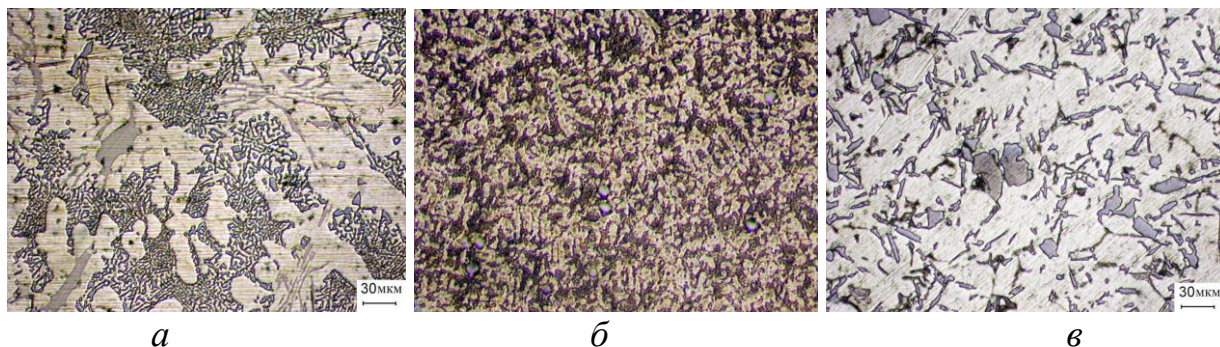


Рисунок 1 – Микроструктуры сплава АК12М2МгН (а) и композитов КМ1 (б), КМ2 (в)

Армирование силумина наполнителем BN_{Al} , легированного алюминием, оказывает значительное модифицирующее воздействие на его структуру (рисунок 1, б). Это проявляется в диспергировании α -фазы и эвтектики, равноосности фаз $\text{Al}_8\text{Cu}_3\text{Ni}$, AlFeMnSi , их равномерного распределения в композите КМ1. Данные РФА свидетельствуют о наличии в структуре КМ1, помимо этих фаз, наноразмерных частиц AlN и AlB_2 , образованных вследствие реакций *in-situ* на стадиях изготовления модификатора BN_{Al} и отливок этого композита. Последнее приводит к возрастанию твердости α -фазы силумина до 1110 МПа, эвтектики – до 1470 МПа, равных для исходного состояния 770 и 1110 МПа соответственно.

Значимый модифицирующий эффект структуры силумина достигнут его армированием УДП SiO_2 , легированным В и Ti. В КМ2 образуется фактически структура, характерная для заэвтектических силуминов (рисунок 1, в) и включающая наночастицы TiB_2 , AlB_2 и $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, непосредственно сформированные на стадиях получения наполнителя и композита. Установлено, что износостойкость разработанных композитов в 1,9–2,5 раз выше при одновременном снижении коэффициента трения в 1,5–4,5 раз по сравнению с не модифицированным силумином АК12М2МгН.

УДК 621.762.4

РЕГУЛИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРИСТЫХ ПРОНИЦАЕМЫХ ИЗДЕЛИЙ НА ОСНОВЕ КВАРЦЕВОГО ПЕСКА

Е.Е. Петюшик¹ д-р. техн. наук, проф., А.А. Дробыш² канд. техн. наук

¹ГНУ «Институт порошковой металлургии»

²Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Использование природного сырья в производстве пористых проницаемых материалов является одним из эффективных способов получения конкурентоспособных пористых проницаемых изделий (ППИ). Отечественная энерго- и ресурсосберегающая технология получения ППИ однократным радиальным прессованием шихты на основе кварцевого песка и последующим спеканием прессовок в форме труб известна [1].

Повышение конкурентоспособности ППИ осуществляется посредством расширения номенклатуры изделий, варьирования структурными характеристиками и эксплуатационными свойствами. Одним из методов решения такой задачи является получение многослойных ППИ. Следует отметить, что данные об изготовлении многослойных ППИ на основе кварцевого песка отсутствуют, что, наряду с вышесказанным, определяет перспективным установление воз-

возможности, закономерностей и условий получения многослойных ППИ на основе кварцевого песка.

Одним из наиболее распространенных видов многослойных композиционных ППИ являются такие, в которых каждый внешний (относительно нижележащих слоев) слой имеет размер пор больше либо меньше внутреннего, выполняя, таким образом, функции предфильтра или мембраны соответственно. Традиционно такие изделия получают, используя порошки разных фракций. Однако, использование порошка разных фракций порошка не всегда экономически целесообразно ввиду различного выхода фракций из отсева исходного сырья [1].

По результатам исследования механизма уплотнения порошкового дискретного тела на оправку [2], нами выдвинуто предположение о том, что в случае использования одной фракции порошка для прессования внутреннего и допрессовки внешних слоев, плотность внешних слоев будет ниже при условии, что давление прессования вышележащих слоев меньше, чем в нижнем слое.

Согласно работе [2] технологический диапазон давлений прессования ППИ на основе кварцевого песка составляет 40..80 МПа, варьируя в котором рабочим давлением прессования можно проверить выдвинутое предположение.

Предлагается следующая схема получения изделий: внутренний слой прессуется при давлении прессования 80 МПа, внешний слой напрессовывается с давлениями в диапазоне 40..70 МПа.

Результаты исследования полученных образцов представлены на рисунке 1, из которых видно, что плотность внешнего слоя меньше плотности внутреннего для всех используемых в исследовании фракций порошка. Причем градиент плотностей возрастает с увеличением размера частиц фракции. Одинаковый уровень плотности внешнего слоя для всех фракций при давлении прессования второго слоя 64 МПа объясняется особенностями разрушения кварцевого песка при радиальном обжати [2].

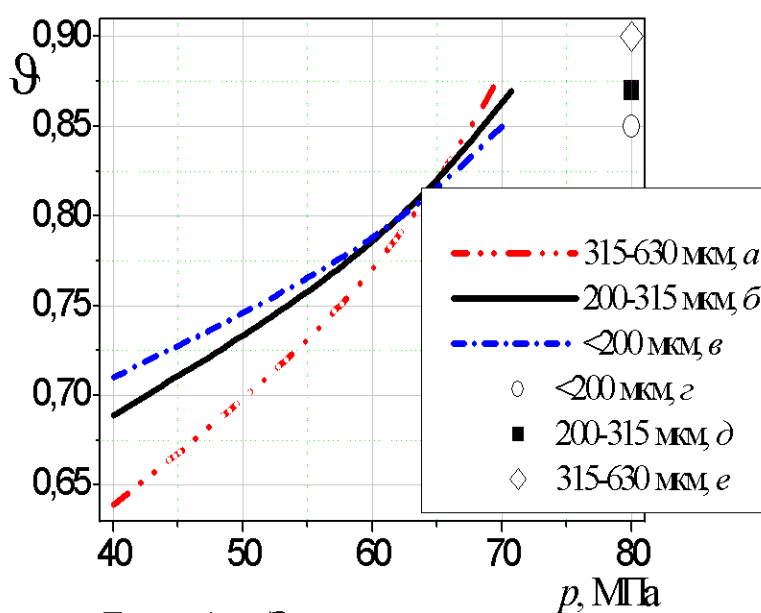


Рисунок 1 – Зависимость плотности прессовок из шихты на основе песка от давления радиального прессования:

a, б, в – плотность наружного слоя; *г, д, е* – плотность внутреннего слоя

Анализ результатов исследования подтверждает сделанное выше предположение, о том, что возможно получение многослойных ППИ из кварцевого песка одной фракции варьированием лишь рабочего давления прессования. Таким образом, на основе экспериментальных данных подтверждено предположение о возможности получения многослойных ППИ с предфильтром из кварцевого песка одной фракции, изменяя лишь давление прессования различных слоев.

Литература

1. Петюшик Е.Е. Пористый проницаемый материал на основе оксида кремния / Е.Е. Петюшик, С.М. Азаров, А.А. Дробыш // Энерго- и материалосберегающие экологически чистые технологии: Тезисы докладов 6-й Междунар. научно-техн. конф. – Гродно, 2005 – С. 95–96.

2. Петюшик Е.Е. Деструкция порошков природного кварца при радиальном обжати / Е.Е. Петюшик, С.М. Азаров, А.А. Дробыш, Д.В. Макаруч // Порошковая металлургия. – Мн., 2006. – Вып. 29. – С. 342 – 347.

УДК 621.793

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СВЯЗОК, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ДОБАВКАМИ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ АЛМАЗОВ

В.И. Жорник¹, канд. техн. наук, А.И. Полуян¹, А.И. Камко², канд. техн. наук

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск

²Гомельский завод литья и нормалей, г. Гомель

(Республика Беларусь)

Введение. Эксплуатационные характеристики алмазного инструмента в значительной степени определяется свойствами материала матрицы. В процессе эксплуатации алмазного инструмента матрица должна удовлетворять двум противоположным требованиям: прочно удерживать алмазные зерна, повышая ресурс работы инструмента, и обеспечивать своевременное освобождение рабочей поверхности от затупленных зерен, вскрывая режущие грани новых и реализуя эффект самозатачивания инструмента. Это предъявляет особые требования к материалу матрицы. Существует широкий класс металлических связок для алмазного инструмента, которые для придания требуемого комплекса свойств модифицируются введение либо химически активных к алмазу веществ, либо формированием на поверхности алмазных частиц слоев на основе

карбидообразующих металлов. Эффективным методом повышения свойств спекаемых композиций является введение в состав исходной шихты наноразмерных компонентов, в частности, ультрадисперсных алмазов детонационного синтеза.

Методика исследования. Исследования влияния наноразмерных добавок на микроструктуру композитов проводилось на связках на основе меди М2–01, кобальта М6–02 и железа М6–14. В качестве наноразмерного модификатора использовалась ультрадисперсная алмазно–графитовая шихта АШ–А. Концентрация порошка АШ–А в связке варьировалась в пределах 0,5–1,0 мас.%. Образцы композиционных материалов изготавливались методом электроконтактного спекания.

Результаты и обсуждение. Микроструктура связки на основе меди состоит из следующих структурных составляющих: участков Cu, α -твердого раствора Sn в Cu, эвтектоида ($\alpha+\delta$ -фаза $Cu_{31}Sn_8$), δ -фазы $Cu_{31}Sn_8$ и включений Pb по границам и внутри зерен. Структурные составляющие распределены равномерно по сечению образца. Микроструктура связки на основе кобальта представляет собой твердый раствор Co в Ni с включениями W. Структурные составляющие распределены равномерно по сечению образца, однако присутствуют единичные участки твердого раствора Ni–Co и вольфрама. В модифицированных связках наряду с упомянутыми структурными составляющими присутствуют алмазная и графитовая модификации углерода, а в связке, содержащей вольфрам, присутствуют следы карбида вольфрама. В образцах из материалов без добавки ультрадисперсных алмазов наблюдается неравномерное распределение пористости по сечению с большим разбросом значений размеров пор (5–100 мкм для М2–01 и 5–30 мкм для связки М6–02), в то время как для модифицированных связок эти значения составляют 5–60 мкм и 5–15 мкм соответственно. Это может свидетельствовать о том, что введение в состав порошковой композиции добавок ультрадисперсной алмазно–графитовой шихты способствует стабилизации процессов прохождения электрического тока через металлическую порошковую систему и обеспечивает более равномерное по объему протекание процессов спекания порошка.

Анализ результатов исследований физико–механических и триботехнических свойств показал, что для всех исследованных типов связок их модифицирование ультрадисперсными алмазно–графитовыми добавками способствует повышению антифрикционных (в 1,2–6,2 раза) и противоизносных (в 4,0–8,3 раза) свойств при возрастании твердости на 4–6 ед. и ударной вязкости на 15–18 %.

Проведенные испытания алмазных карандашей для правки абразивных кругов показали, что модифицирование связки М6–02 наноразмерными алмазно–графитовыми добавками обеспечивает равномерный износ режущего элемента и повышение удельной производительности на 25–30%, при этом точность размеров круга после правки составляет 0,05–0,1 мм. Испытания отрезных кругов на связке М6–14 при резке гранита типа «габбро» показали, что применение модифицированной связки позволяет интенсифицировать режимы

эксплуатации инструмента (окружная скорость обработки выросла на 15–20%, глубина пропила – на 10%, производительность – на 25–30%. При этом в правящих карандашах для обработки мягких и среднемягких абразивных кругов рекомендуется применять модифицированную связку М6–02 с концентрацией АШ–А, соответствующей 0,5 мас.%, а карандашах для обработки твердых и чрезвычайно твердых кругов – модифицированную связку М6–02 с концентрацией АШ–А, равной 0,75 мас.%. Связка М6–14 с концентрацией АШ–А, равной 0,5 мас.%, эффективна для применения в отрезных кругах при обработке мягких пород типа мрамор, а с концентрацией 0,75 мас.% – для обработки гранитов и бетонов различной прочности.

УДК 621.762

ФОРМИРОВАНИЕ ПОРИСТОГО СЛОЯ НА АЛЮМИНИЕВОМ ПРОФИЛЕ С АКСИАЛЬНЫМИ КАНАВКАМИ

Е.Е. Петюшик², д-р техн. наук, профессор, Н.А. Афанасьева¹, аспирант, Т.Е. Петюшик¹, студент, В.Е. Романенков¹, канд. техн. наук, доц.

¹Белорусский национальный технический университет

²ГНПО Порошковой металлургии
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Тепловые трубы (ТТ) находят все более широкое применение в различных областях техники, в том числе в системах охлаждения и термо-

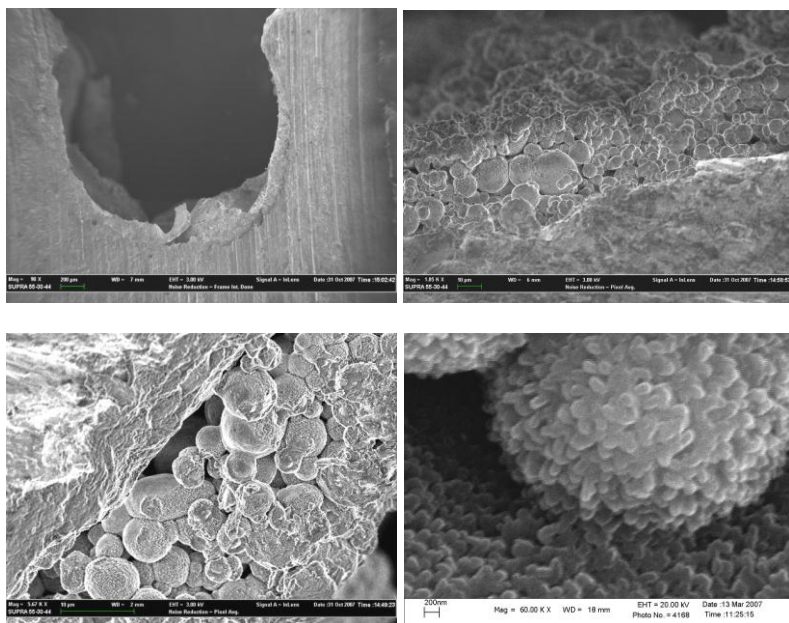


Рис. СЭМ-фото пористого слоя на Ω -образных канавках ТТ

контроля космических аппаратов. Наиболее перспективными для этих целей являются ТТ с капиллярной структурой в виде аксиальных канавок прямоугольной, трапециевидной или омегообразной формы, которые изготавливают методом экструзии как единое целое совместно с корпусом из алюминиевых сплавов [1]. Существенная интенсификация теплообмена в таких ТТ может быть достигнута за счет нанесения на поверхность канавок тонкого пористого слоя из оксида алюминия [2, 3].

ристого слоя из оксида алюминия [2, 3].

Таблица – Свойства пористого слоя

Пористость, %	Кoeff. проницаемости, $K \times 10^{-13}, \text{м}^2$	Макс. размер пор, мкм	Средний размер пор, мкм	Уд. поверхность, $\text{м}^2/\text{г}$	Прочность адгезии, МПа
~42	0,43	4,5	~1,0	70,5	~2,0

В настоящем сообщении приведены результаты исследования структуры и свойств пористого слоя, нанесенного на поверхность Ω – образных канавок профиля из алюминиевого сплава АД31 (рисунок, табл.). При общей длине профиля 1,2 м слой наносили на участок длиной ~0,2 м, где располагался испаритель ТТ. Поверхность алюминия покрыта оксидной пленкой, диаметр парового канала профиля составляет – 11,5 мм, круглой части канавки – 1 мм, а наименьшее расстояние между канавками 0,3 мм. Поэтому при нанесении и закреплении слоя с требуемой толщиной, пористостью и размером пор необходимо было решить ряд сложных научных и технологических задач, связанных с выбором исходного материала, его нанесением и закреплением на внутренней поверхности профиля и разработкой методики измерения прочности адгезии пористого слоя к компактному алюминию. На основе современных широко используемых промышленных технологий нанесения порошковых покрытий нами были разработаны оригинальные технологические приемы, позволяющие наносить на внутреннюю поверхность профиля и закреплять равномерный по толщине и структуре слой неорганического порошкового материала

Литература

1. А.Л.Лукс, А.Г.Матвеев. Анализ основных расчетных и экспериментальных теплофизических характеристик аммиачных тепловых труб повышенной тепловой проводимости из алюминиевых сплавов // Вестник СамГУ.– Естественнаучная серия. –2008. –№3(62).–с.331–357.

2. Ю.Е.Николаенко, Б.М.Рассамакин, С.М.Хайрмасов. Контурные тепловые трубы с алюминиевым испарителем для комбинированных систем охлаждения РЭА // Технология и конструирование в электронной аппаратуре.– 2002.– №3.– с.22–26.

3. L.Vasiliev Jr., J.-C. Legros, L.Vasiliev, V.Romanenkov, M.Rabetsky. Advance grooved heat pipe for space satellite thermal control system / 39 th Intern. conf. on Envir. Systems, USA, Georgia, Savannah, Hyatt Regency Savannah, Juli 12–16, 2009, SAE TECHNICAL PAPER 2009–01–2501.

УДК 621.793.6

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ РЕАКЦИЙ СВС–СИСТЕМ

Б.П. Серeda д-р техн. наук, профессор, Д.Б.Серeda
Запорожская государственная инженерная академия
(г. Запорожье, Украина)

Для анализа процессов нанесения боридных покрытий в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) использовали программную систему «АСТРА», осуществляющих расчет параметров равновесного состояния многокомпонентных химически реагирующих систем.

В данной работе исследовали возможность нанесения покрытий в неизотермических условиях. Состав насыщающей среды выбирали по стехиометрическим соотношениям. Применяли смеси порошков: оксида алюминия, оксида хрома (III), алюминия, технического бора без добавок и с добавками порошков меди, никеля и переходных металлов, а также порошков газотранспортных агентов (носителей).

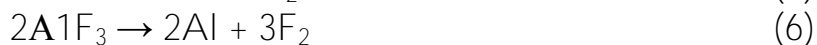
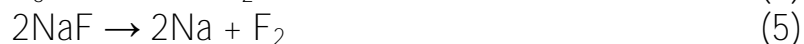
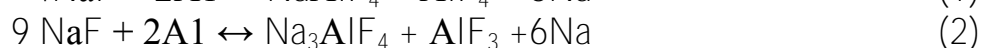
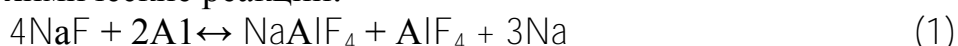
В работе исследовали получение покрытий в условиях СВС с применением различных активаторов (газотранспортных агентов) – фтористых натрия (NaF) и алюминия (AlF₃).

Перенос элементов через газовую фазу возможен из-за образования и распада фторидов. При этом выявлены температурные области образования газовой фазы и ее распада с выделением конденсированного продукта.

Установлено, что в случае применения в качестве газотранспортного агента AlF₃ фториды (BF₂, BP₃) начинают образовываться при более низких температурах процесса и их количество значительно больше, чем при применении NaF.

В области температур 400...600 К доля конденсированной фазы снижается, что вызвано испарением используемого газотранспортного агента (NaF и AlF₃). Одновременно, начиная с температуры 400 К, происходит его распад, о чем свидетельствуют появление в системе продуктов разложения и резкое увеличение количества молей газа.

При использовании в качестве газотранспортного носителя фтористого натрия имеют место химические реакции:



При использовании в качестве носителя фтористого алюминия наблюдается реакция:



Можно предположить, что в случае применения фтористого алюминия процесс ускоряется.

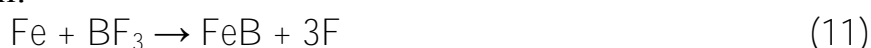
Газообразные продукты, взаимодействуя с элементами порошковой системы (B, Al, Cr), переводят их в газовую фазу (BF, BF₂, BF₃, CrF₂, CrF₃ и др.). При достижении температуры 1300 К фаза BF₃ частично диссоциирует, а частично взаимодействует с нагретой поверхностью железа с образованием атомарного бора:



Продукт реакции (9) – фтористое железо (FeF_3) – представляет собой химически неустойчивое соединение, которое распадается с образованием свободного фтора:



При температурах выше 600 К доля конденсированной фазы начинает возрастать, в то время как количество газовой фазы не изменяется. Это дает основание предположить, что в температурном интервале 600...1600 К происходят реакции с выделением конденсированной фазы, но без изменения числа молей газа. Это характерно для реакций распада, диспропорционирования либо обмена с подложкой. Можно полагать наличие следующей кинетической схемы реакций обмена с подложкой:



Проведенные расчеты и их анализ позволяют получить информацию о механизме нанесения покрытий в условиях СВС, а применение программного анализа – выполнять объективную оценку состава порошковых систем для регулирования данного процесса.

Литература

1. Прогрессивные методы химико-термической обработки. / Под. ред. Г.Н.Дубинина, Я.Д.Когана. – М.: Машиностроение. 1979. – 184 с.

2. Коган Я.Д., Штессель Э.А., Костогоров Е.П., Серeda Б.П. Высокоинтенсивный способ получения покрытий в условиях СВС //М и ТОМ. – 1991. – № 6. – С.45–46.

3. Серeda Б.П., Калініна Н.С., Кругляк І.В. Поверхневе зміцнення матеріалів: Монографія. – Запоріжжє: РВВ ЗГІА, 2004.–230с.

УДК 6.21.891

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ХРОМАЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ

П.А. Витязь¹, академик, В.И. Жорник¹, канд. техн. наук,

В.А. Кукареко¹, д-р.физ.-мат. наук, Р.Г. Штемплук²

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

²НП ЗАО «Синта»

(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Одним из распространенных методов формирования композиционных износостойких покрытий является электрохимическое осаждение из электролитов, содержащих соль осаждаемого металла, в частности хрома, и дисперсную фазу (ДФ). Использование ультрадисперсных алмазов детонационного синтеза в качестве дисперсной фазы, вводимой в хромовый электролит, позволяет повысить антифрикционные, износостойкие, коррозионно-стойкие свойства. Однако при этом остаются нерешенными ряд проблем, ограничивающих широкое практическое использование наноалмазов в технологии электрохимического осаждения покрытий, в частности, связанные с необходимостью понижения концентрации наноалмазов в электролите.

Методика исследований. Оценка влияния типа наноразмерного углеродного модификатора и режимов электрохимического осаждения на структурное состояние электрохимического хромового покрытия и его дюрOMETрические и триботехнические свойства проводилась на покрытиях, полученных из электролитов хромирования с двумя вариантами дисперсной фазы (химически очищенный наноалмаз УДА и алмазно-графитовая шихта АШ-А).

Результаты и обсуждение. На начальной стадии формирования (после 90 с) электрохимические покрытия имеют большую шероховатость Ra : 20,7 нм (хром), 22,4 нм (хром-УДА), 100 нм (хром-АШ-А). Топография образцов (хром) и (хром-УДА) имеют схожую структуру, характер роста этих покрытий смешанный и соответствует модели Странски-Крастанова, при котором первый слой в виде пленки, имеющей мелкодисперсную структуру с размером частиц ~ 72 нм, полностью покрывает поверхность подложки, а на нем происходит рост трехмерных островков покрытия. При этом нижняя пленка характеризуется наличием «крупных» пор размером 200–370 нм, и в покрытии с алмазами пористость составляет около 10–12%, а в чистом хроме – 4–5 %. Скорость роста нижней пленки при добавлении в электролит хромирования ДФ возрастает. Пленка, осаждаемая из электролита хром-АШ-А в течение 90 с, имеет островковый характер. В этом случае ее образование идет по механизму роста Вольмера-Вебера, условием реализации которого является преобладание взаимодействия между ближайшими атомами над взаимодействием этих атомов с подложкой. На поверхности формируются большие шарообразные агломераты размером 1,4 мкм, которые состоят из кристаллитов размером 140 нм. Размер микрокристаллитов в покрытиях из хрома и хром-УДА составил соответственно 70–80 нм и 50–60 нм, в покрытии хром-АШ-А имеются агломераты размером 500–630 нм, состоящие из микрокристаллитов размером 50–70 нм.

В результате исследования структуры, фазового состава и микротвердости гальванических слоев, полученных с использованием электролитов, содержащих различные концентрации модифицирующих наноразмерных добавок, установлено, что хромалмазные слои, осажденные из электролитов с добавками ультрадисперсных частиц УДА/АШ-А, характеризуются повышенными значениями микротвердости, высоким уровнем искаженности кристаллической решетки и измельченностью зеренной структуры по сравнению со стандартным хромовым покрытием. В электролите с небольшой концентрацией ДФ

($C_a=1,2$ г/л) формируется покрытие микротвердостью $H_\mu = 8000-9000$ МПа. Наиболее высокие значения микротвердости ($H_\mu = 9500-10500$ МПа) осажденного хрома регистрируются при использовании электролита, содержащего $C_a=5,1$ г/л модифицирующих добавок. При повышенных концентрациях ультрадисперсных алмазных частиц ($C_a=15$ г/л) на рентгеновских дифрактограммах хромалмазных покрытий регистрируется аномальное снижение интенсивности рентгеновских дифракционных линий (211) и относительное возрастание интенсивности линии (200), что свидетельствует об изменении механизма кристаллизации и роста кристаллов хрома в растворе, приводящем к увеличению концентрации дефектов в хромалмазном слое, уменьшению его текстурированности и понижению твердости ($H_\mu = 9300-9500$ МПа).

Триботехнические испытания хромалмазных покрытий в режиме сухого трения показали, что модифицирование хромового покрытия снижает коэффициент трения в 1,4–4,6 раза и интенсивность изнашивания в 8–14 раз, а при испытаниях в условиях граничной смазки выявлено улучшение антифрикционных свойств модифицированных покрытий в среднем на 20–25%, а износостойкость хромалмазного покрытия оказалась в 1,6–1,9 раза выше, чем для «чистого» хрома.

УДК 538.911

НАНОКОМПОЗИЦИОННОЕ ПОКРЫТИЕ ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ СРОКА СЛУЖБЫ ШТАМПОВОГО ИНСТРУМЕНТА

Н.М. Чекан, С.Р. Онысько, И.П. Акула, В.В. Акулич
Физико–технический институт НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. В машиностроении во многих технологических процессах используется штамповая оснастка. При жестких режимах работы эти изделия часто выходят из строя ввиду их невысокой износостойкости, хрупкости и др. Для повышения их эксплуатационных свойств все чаще применяют нанесение упрочняющих покрытий. Перспективным является использование покрытий на основе циркония.

Получение покрытий и методы их исследования. Покрытия карбонитрида циркония наносились на цилиндрические и прямоугольные пуансоны из стали X12M для пробивки отверстий методом конденсации ускоренных потоков плазмы металла [1] в присутствии азота и ацетилен. Для определения свойств покрытий использовались методы рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) и электронной микроскопии (ЭМ).

Исследование и испытание покрытий. Исследования методом РФЭС (рисунк 1) показали, что состояние циркония характеризуется тремя пиками с энергией 179,4, 182,0 и 184,3 эВ.



Рисунок 1 – РФЭС спектры основных элементов Zr–C–N пленки:
Zr (а), С (б) и N (в) с указанием энергии (эВ) отдельных пиков

Имеется существенный энергетический сдвиг для дуплетного уровня $Zr3d_{5/2}$ с энергией 182,0 эВ и $Zr3d_{3/2}$ с энергией 184,3 на величину порядка 3,4 эВ. Это говорит о том, что цирконий является полностью химически связанным элементом. Положения пиков $3d_{5/2}$ и $3d_{3/2}$ практически совпадают с энергиями связи 3d уровня циркония в соединении с азотом 182,15 и 184,35 эВ [2], в то время как дополнительный пик с энергией 179,4 эВ обусловлен образованием карбида циркония, приводящего к энергии связи 3d уровня циркония 179,5 эВ [3]. Преобладающей являются фаза ZrN_{1+x} (42%), пик которой соответствует энергии 181,7 эВ. Положение и высота пиков фаз ZrC и ZrN является фактически идентичным (179,3 эВ), что является признаком образования карбонитрида циркония, содержание которого в покрытии составляет 20%. Структура спектра энергий электронов азота свидетельствует о наличии нескольких фаз. Основными из них являются ZrN (397,1 эВ) и сверхстехиометрический нитрид циркония ZrN_2 (395,9 эВ). Особый интерес представляет анализ электронного спектра углерода. Около 70 % углерода находится в химически несвязанном состоянии. Пик 284,3 принадлежит аморфному углероду с sp^2 межатомными σ -связями (46 %), а пик 285,29 появляется при наличии sp^3 связанных атомов (36 %). Отношение sp^3/sp^2 составляет 45 %. Такая структура является типичной для аморфного алмазоподобного углерода, получаемого CVD методами.

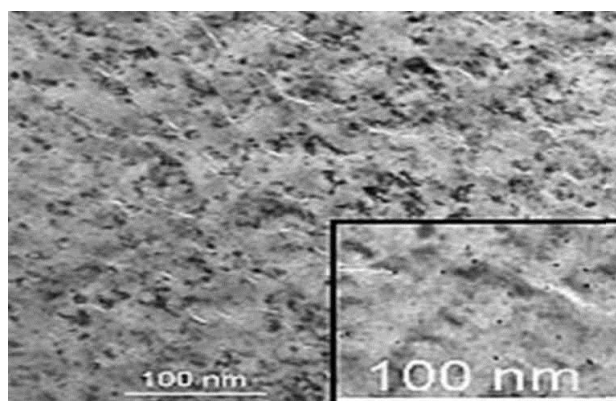


Рисунок 2 – Изображение поверхности Zr-C-N пленки

Дополнительная информация о структуре композиционных пленок карбонитрида циркония была получена с использованием ЭМ. На рисунке 2 заметно присутствие ламелей длиной 20–50 нм, расположенных по межзеренным границам. Можно предположить, что они представляют одну кристаллическую фазу — кубический ZrN с включениями окислов циркония. Вставка рисунка 2 демонстрирует включения нанокристаллитов ZrC и ZrN размером 2–3 нм и 10–15 нм с ГЦК кристаллической решеткой, равномерно распределенные по всей поверхности аморфной углеродной матрицы.

Производственные испытания на ОАО "Брестмаш" показали увеличение срока службы пуансонов с Zr–C–N покрытием более чем в 2 раза – с 3000 до 8000 пробивок. Не было установлено случаев выхода из строя пуансонов в результате поломки. Эксплуатация инструмента прекращалась в результате абразивного износа защитного покрытия и последующего притупления режущей кромки.

Литература

- 1.Чекан Н.М. и др. // Совр. мет. и технол. созд. и обр. материалов: мат. IV междунар. конф. 19–21 окт. 2009 г., Минск, кн. 3, с. 185–190.
 - 2.K. Ashok // Cryst. Research Technol. – 2009 – Vol. 44 – P. 511–516.
 - 3.M. Balaceany // J. Opt. and Adv. Mater. – 2005. –Vol. 7. – P. 2557–2560.
- УДК 621.793

УДК 621.793

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ КЕРАМИКИ. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ

Л.В. Судник², д-р техн. наук, Г.Г. Горанский¹, канд. техн. наук, доц.

¹Белорусский национальный технический университет

²Институт порошковой металлургии НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Исследовано влияние наноструктурированных фаз композиционного металлокерамического инструментального материала на эксплуатационные параметры изделия.

Получены результаты влияния температурно–временных параметров синтеза композиционных керамических слоев на толщину и тонкую структуру формируемых покрытий. Показано, что оптимальная толщина покрытий определяется количеством слоев и достигает 70–100 нм при скорости процесса синтеза 12 нм/с, времени отжига > 5 с.

Исследования тонкой структуры покрытий методами ПЭМ, РФА, АССЭМ показали дисперсность компонентов ~5–10 нм, их рост до 20–100 нм. Толщина

покрытий (от 6 нм до 150–190 нм) может регулироваться, как и фазовый состав, технологическими параметрами.

Предложена модель процесса формирования слоев. Показано, что длительность трех его стадий зависит от технологических параметров, от концентрации и состава растворов.

Доказано, что предпочтительным составом покрытия является $ZrO_2 \cdot Y_2O_3$ в виде тетрагональной модификации, повышающий вязкость разрушения при вибрационных динамических нагрузках и обеспечивающий минимальный износ рабочей поверхности.

Проведены комплексные исследования по выбору составов рабочих сред синтеза наноразмерных композиционных слоев на поверхностях лезвийного инструмента. Доказана необходимость использования рабочих сред в виде золь коллоидных или химических водных растворов.

Работоспособность инструмента с наноразмерными покрытиями существенно повышена за счет роста адгезионно–прочностных свойств покрытий при оптимизацией технологических параметров процесса формирования слоев.

Новизна исследований заключается в доказательстве того, что рабочая среда должна иметь реакционноспособные радикалы или свободные атомы, способствующие формированию нанослоев или включений, которые при работе лезвийного инструмента являются поставщиками активных частиц в зону резания. Необходимость наноструктурированности синтезируемых включений требует, чтобы рабочие среды имели окислительные свойства либо являлись восстановителями, способствующими образованию умеренно сильных окислителей.

В условиях совмещения синтеза упрочняющих слоев по методу термолиза и золь–геля имеют место диффузионное насыщение дефектов приповерхностных слоев. Толщина глубинного слоя имеет четкие очертания, заключительное структурообразование достигается стандартной термообработкой.

Упрочнение толщины покрытия, определяющее работоспособность инструмента, происходит – по глубине: за счет образования композиции из матричного материала, армированного высокотвердыми наноразмерными частицами, – по поверхности: за счет образования наноразмерного слоя высокой прочности.

Разработанный инструмент имеет повышенную в 1,7–2 раза вязкость разрушения покрытия рабочего слоя, улучшенные триботехнические характеристики ($K_{тр} \approx 0,1$), повышенную в 1,2 раза твердость рабочей поверхности и в 2,5–3 раза большую долговечность.

Практическая значимость заключается в увеличении долговечности режущего инструмента, экономии дорогостоящих абразивных зерен (алмазов), инструментальных сталей и твердых сплавов, снижении затрат на механическую обработку, расширении номенклатуры и повышении качества продукции.

ПОЛУЧЕНИЕ ЛЕНТ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ СДВИГОМ

И.М. Шиманович, канд. техн. наук, О.А. Шиманович,
Л.М. Давидович, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Существует большое количество методов получения нанокристаллических частиц [1], однако ни один из них не является универсальным, поскольку применим к ограниченному кругу объектов.

Одним из способов получения компактных субмикрокристаллических материалов со средним размером зерен примерно 100 нм является интенсивная пластическая деформация [2]. В основе этого метода лежит формирование за счет интенсивных деформаций сильно фрагментированной и разориентированной структуры.

Пластическая деформация известна как эффективное средство формирования структуры металлов, сплавов и некоторых других материалов. В процессе деформирования повышается плотность дислокаций, происходит размельчение зерна, возрастает концентрация точечных дефектов и дефектов упаковки. Совокупность этих изменений способствует образованию специфической микроструктуры. Основные закономерности формирования структуры в процессе пластической деформации определяются сочетанием параметров исходного структурного состояния материала и конкретными условиями процесса деформации. При прочих равных условиях основная роль в формировании структуры и свойств материала принадлежит механике процесса деформации (напряженно-деформированному состоянию).

Для достижений интенсивных деформаций материала используются различные методы: кручение под квазигидростатическим давлением, равноканальное угловое прессование, прокатка, всесторонняя ковка. Сущность этих методов заключается в интенсивной пластической деформации сдвига обрабатываемых материалов. Формирование деформационными методами субмикрокристаллической структуры сопровождается заметными изменениями физических свойств металла (повышается твердость, коррозионная стойкость и т.д.).

Существуют способы поверхностной деформации лент волочением между вращающимися валками с заданной скоростью относительного перемещения поверхностей лент и валков (волочение с прокаткой) [3]. Данные способы основаны на реализации интенсивного сдвига в поверхностных слоях и на том, что работа деформации повышает энтальпию металла. В результате происходит нагрев, с одновременным пластическим деформированием и последующим быстрым охлаждением за счет отвода тепла из относительно тонких поверх-

ностных слоев вглубь металла. При этом на обрабатываемой поверхности образуются мелкодисперсные слои. Следует отметить, что при этом не обеспечивается однородность напряженного и деформированного состояний по всему объему материала.

Основной особенностью получаемых структур является неравномерность границ зерен, которые служат источником значительных упругих напряжений. Другим источником напряжений являются тройные стыки зерен. Неравновесные границы зерен содержат большое количество дислокаций, при этом в стыках зерен существуют нескомпенсированные дислокации. Плотность дислокаций в субмикроструктурных слоях, полученных интенсивной пластической деформацией, может составлять порядка 10^{15} м^{-2} [1]. Заметим, что плотность дислокаций внутри зерен существенно меньше, чем на границах. Дислокации и дисклинации создают дальнедействующие поля напряжений, концентрирующиеся вблизи границ зерен и тройных стыков, и являются причиной избыточной энергии границ зерен.

Микроструктура металла обработанного волочением с прокаткой сильно различается на разных стадиях деформации и параметров процесса (температура, деформация, скорость и продолжительность приложения деформации).

Литература

1. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 416 с.

2. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.

3. Степаненко А.В., Шиманович И.М., Шиманович О.А. Поверхностная деформация лент волочением между быстровращающимися вальками. // Кузнечно–штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2001. № 10. С.10 – 13.

УДК 621.762

КОМПАКТНО–ПОРИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ

В.М. Александров¹, канд. техн. наук,

В.К. Шелег², д-р техн. наук, проф., Н.В. Киршина¹

¹ГНУ Институт порошковой металлургии

²Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Постоянное расширение областей применения пористых порошковых материалов (ППМ), интенсификация производства и технологических процессов требует создания новых материалов. Важная роль в этом при-

надлежит технологиям, позволяющим существенно повысить уровень каркасных свойств без существенного изменения структурных.

Компактно–пористые представляют один из многочисленных примеров композиционных материалов, получаемых методами порошковой металлургии. По своей структуре они состоят из компактной подложки и пористого слоя, выполненного из различного рода дискретных частиц.

Данная группа материалов в соответствии с разработанной классификацией [1] входят в число проницаемых композиционных материалов (ПКМ), которые в настоящее время нашли широкое применение в различных областях техники, связанных с транспортом жидких и газовых сред, передачей тепловой, электрической энергии и др. [2, 3]. Термин компактно–пористые материалы был впервые введен А.Г. Косторновым и впоследствии использован в работах его учеников при разработке ПКМ различного назначения [4]. При разработке подобного рода композиций из различного рода металлов и сплавов последние, как правило, соединены между собой посредством металлических контактов. Это позволяет использовать данный класс материалов в устройствах, испытывающих в процессе эксплуатации значительные механические и тепловые нагрузки.

Формирование металлических контактов на отдельных стадиях процесса получения компактно – пористого материала характеризуется рядом особенностей, обусловленных видом дискретных частиц, технологией их формования и спекания. Соединение компактного и пористого материалов осуществляется поэтапно, а качество соединения определяется видом, режимами и последовательностью технологических операций.

На стадии прессования дискретные частицы перемещаются друг относительно друга, стремясь занять более устойчивое положение. Под действием возрастающего давления контактная поверхность между частицами и подложкой постоянно увеличивается как за счет появления новых, так и за счет роста зон контакта, образованных на начальных стадиях технологического процесса (засыпка, виброформование, уплотнение и др.). Отсутствием металлических контактов в прессовках объясняется низкий уровень их физико–механических свойств.

Формирование физико–механических свойств материала осуществляется в процессе спекания компактно–пористой композиции. Процесс припекания или напекания пористого слоя, реализуемый в процессе спекания, заключается в образовании неразъемного соединения между отдельными элементами, составляющими основу ПКМ такого рода. Формирование металлических контактов при спекании, напылении, либо других технологических процессах, связанных с нагревом, происходит за счет гетеродиффузии соединяемых материалов. Для процессов фильтрации применение компактно–пористых материалов представляется не всегда оправданным, что обусловлено присутствием в структуре компактной («непористой») составляющей. С другой стороны, наличие подложки из компактного металла в структуре ПКМ такого рода позволяет добиться существенного повышения уровня каркасных свойств, включая тепло–

и электропроводность. Это делает данный класс материалов практически незаменимым при изготовлении фрикционных дисков в машиностроении, имплантатов в стоматологии и ортопедии детонирующих выключателей в сильноточной энергетике.

Литература

1. Композиционные проницаемые материалы. Особенности структуры и методы классификации: В.М. Александров. – Минск: Порошковая металлургия, 1999. – Вып.22 – с.112–118.

2. Пористые проницаемые материалы: Справочник/С.В. Белов, П.А. Витязь, В.К. Шелег и др.; Под. ред. С.В.Белова. – М.: Металлургия.–1987.–335с.

3. Компактно–пористые материалы для низкотемпературных тепловых труб: А.Г. Косторнов, С.М. Агаян, В.М. Александров. – Минск: Порошковая металлургия.–1992.–Вып.16.– с.72–76.

4. Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов: А.Г. Косторнов. – Наукова думка, 2003. – т.2 – 550с.

УДК 621.762

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МОДИФИКАТОРОВ ПРИ ИНДУКЦИОННОЙ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ НАПЛАВКЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ

И.А. Сосновский¹, Ю.Н. Гафо¹, канд. техн. наук, доц., О.О. Кузнечик²,
С.Е. Клименко¹, И.И. Грудько³, И.П. Трембицкий³

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

²Институт порошковой металлургии (Беларусь, г. Минск)

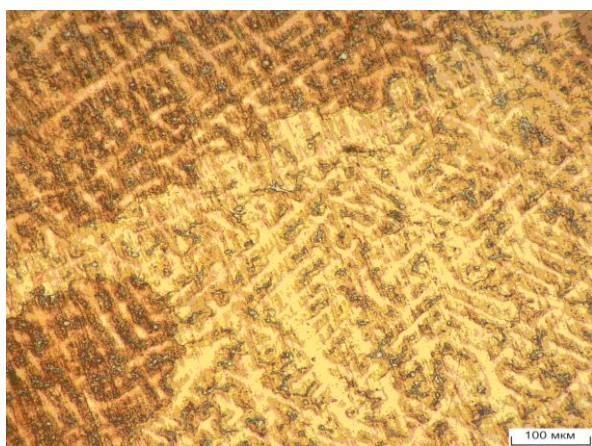
³Опытный завод путевых машин (Беларусь, г. Пинск)

На предприятиях железнодорожного, дорожно–строительного, нефтехимического, геологоразведочного, машиностроительного и др. профиля используется широкая гамма деталей машин и устройств, которые содержат узлы трения, использующие антифрикционные покрытия из медных сплавов, которые работают в условиях повышенного абразивного изнашивания и переменных механических нагрузок. Примерами таких узлов трения могут служить сопряженные детали тяжелых путевых машин высшего класса сложности, предназначенные для выправки, подбивки, отделки пути и очистки щебня (виброплиты балластировочных машин, втулки подбивочных блоков и гайки подъема электромагнитов машин типа ВПР и ВПО и др.). Повышение долговечности поверхностей сопряжения является актуальной задачей, которая может решаться индукционной центробежной наплавки антифрикционных порошковых покрытий с наноструктурными модификаторами медных сплавов. С учетом этого разработана технология, которая в отличие от обычной индукционной центро-

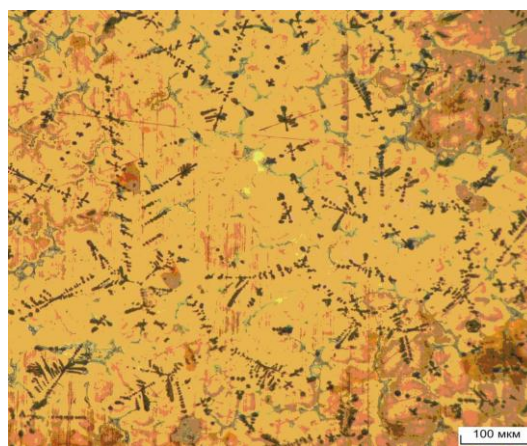
бежной наплавки антифрикционных порошковых покрытий из оловянисто-фосфористой бронзы Бр.ОФ-10-0,3, за счет добавления в порошковую шихту наноструктурных модификаторов в виде легирующих (1 – 3 %) добавок на основе бемита и оксида циркония, позволяет, как показано на рисунок, получать в наплавляемом слое более мелкозернистую структуру (рисунок 1).

Сравнительные результаты металлографических исследований и механические испытания экспериментальных образцов покрытий, полученных в результате индукционной центробежной наплавки оловянисто-фосфорной бронзы с использованием и без использования нанодисперсных модификаторов, показали, что в первом случае в зависимости от количества модификаторов изменение относительных физико-механических показателей наплавляемого материала следующим образом:

- а) увеличивается микротвердость на 20–70 %;
- б) снижается коэффициент трения на 20–25 %;
- в) возрастает износостойкость на 15–25 %.



а)



б)

а – без модификаторов, б – с модификаторами

Рисунок 1 – Структура покрытий после индукционной центробежной наплавки

Установлено: 1) при количестве модификаторов до 1–2 % в порошковой шихте наблюдается наибольшее (на 20–25 %) увеличение относительной износостойкости покрытия за счет повышенного содержания $\alpha + \beta$ -фазы в структуре происходит сплава $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, (в это случае относительная микротвердость увеличивается в пределах от 20 до 50%);

2) при наличии модификаторов до 2–3 % в порошковой шихте наблюдается наибольшее снижение (20–25 %) коэффициента трения поверхности наплавляемого покрытия, повышение его относительной микротвердости на 50–70 %, правда в этом относительная износостойкость не превышает 15–20 % из-за повышенного содержания δ -фазы в структуре сплава $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, которая делает этот материал более хрупким.

Сравнительные эксплуатационные испытания опытных деталей с антифрикционными покрытиями, полученными при индукционной центробежной

наплавке с использованием без использования нанодисперсных модификаторов, показали, что в первом случае долговечность деталей в среднем на 15–20 % выше, чем во втором.

УДК 541.183; 544.778

НАНОМАТЕРИАЛЫ ДЛЯ АНТИФРИКЦИОННЫХ СМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

И.И.Образцова, канд. хим. наук, доц.

Кемеровский филиал Института химии твердого тела и механохимии СО РАН
(г. Кемерово, Российская Федерация)

Одним из наиболее экономически выгодных путей повышения надежности и долговечности различных машин и механизмов является улучшение качества смазочных материалов путем использования уникальных смазочных композиций на основе наноматериалов. Применение антифрикционных смазочных композиций, приготовленных на основе нанопорошков металлов и углерода, в практике эксплуатации машин и механизмов началось относительно недавно благодаря развитию нанотехнологий. Обладая уникальными свойствами, наноматериалы имеют ряд преимуществ как модификаторов поверхностей трения перед другими типами веществ такого рода. Во–первых, это высокая эффективность при очень низких концентрациях в смазочных материалах. Во–вторых, это совместимость с различными видами синтетических и минеральных смазочных материалов. В–третьих, это дисперсионная стабильность нанопорошков в смазочных композициях.

Модифицированные смазочные композиции уже нашли свое применение в машиностроении, металлообработке, двигателестроении, судостроении, авиастроении, на транспорте [1]. Особое место среди них занимают композиции с наноалмазами. В качестве такого модификатора мы предлагаем использовать наноалмазы детонационного синтеза, выделенные из алмазно–углеродной шихты и очищенные от различных примесей по технологии, разработанной нами ранее [2]. Полученные по этому способу наноалмазы характеризуются повышенной дисперсностью и однородностью со стабильным разбросом размера частиц 3–6 нм и удельной поверхностью 250–350 м²/г. Кроме того, они не подвержены графитизации при длительном хранении и использовании и по качеству соответствуют требованиям международных стандартов (по данным японской фирмы «Tajrinu Trading Co., Ltd.»). Использование предложенных наноалмазов в смазочных композициях для подшипников качения показало, что можно значительно увеличить их долговечность и получить заметный экономический эффект [3].

Особое внимание в настоящее время уделяется получению антифрикционных порошковых материалов на основе меди, которые находят применение в смазочных композициях, обеспечивающих реализацию эффекта безызносности

при трении. Для этих целей мы предлагаем использовать нанопорошки меди, полученные по разработанному и запатентованному нами ранее [4] методу химического восстановления из растворов ее солей под действием различных восстановителей. Варьируя природу восстановителя, методы стабилизации и условия процесса получения, можно в широких пределах регулировать размер (от 30 до 500 нм) и форму частиц, а, следовательно, и целенаправленно менять их свойства. На VIII Московском международном салоне инноваций и инвестиций в 2008 году нами получен диплом за разработку нанопорошков меди.

Литература

1.В.Ю. Долматов. Ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза: Свойства и применение. // Успехи химии. 2001.Т.70. №7. С. 687–708.

2.Пат. 2081821 Российская Федерация, МПК⁶ C01B31/06. Способы отделения ультрадисперсного алмаза [Текст] / Еременко Н.К., Образцова И.И., Ефимов О.А., Коробов Ю.А., Сафонов Ю.Н., Сидорин Ю.Ю.; Заявители и патентообладатели Институт химии углеродных материалов СО РАН, Кемеровский государственный университет. – 95100317/25; заявл. 11.01.1995; опубл. 20.06.1997, Бюл. №17.

3.Л.Н. Образцов. Применение наноалмазов в смазочных композициях – эффективный путь повышения контактной долговечности подшипников качения // Ползуновский альманах. 2009. №2. С. 48–49.

4.Пат. 2115516 Российская Федерация, МПК⁶ B22F9/30. Способы получения ультрадисперсного медного порошка [Текст] / Еременко Н.К., Образцова И.И., Сименюк Г.Ю.; Заявитель и патентообладатель Институт химии углеродных материалов СО РАН, – 97109435/02; заявл. 04.06.1997; опубл. 20.07.1998, Бюл. №20.

УДК 621.385.833

ОЦЕНКА КАЧЕСТВА НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ЧАСТИЦЫ ПОРОШКА ПРИ МАГНЕТРОННОМ РАСПЫЛЕНИИ КОМБИНИРОВАННЫХ КАТОДОВ

В.Н. Ковалевский, д-р техн. наук, проф.,
В.С. Нисс, канд. техн. наук, С.В. Григорьев
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Одним из направлений создания новых материалов с улучшенным комплексом физико–механических характеристик является модифицирование поверхностных свойств частиц порошка путем осаждения на них атомарных потоков, полученных при распылении в вакууме металлических или неметаллических катодов – мишеней.

При создании многофункциональных покрытий (в том числе и наноразмерных) на порошке одним из перспективных способов является магнетронное распыление комбинированных катодов. При использовании комбинированных катодов одновременно распыляется несколько материалов. Для обеспечения требуемого химического состава компонентов в наносимом покрытии комбинированный катод должен иметь определенную геометрию, а также должно соблюдаться необходимое соотношение площадей распыляемых материалов.

К сожалению, обеспечить требуемый химический состав в покрытии только лишь геометрическими параметрами комбинированного катода не удастся из множества влияющих на процессы осаждения атомарных потоков величин. Кроме геометрических параметров на химический состав покрытия также оказывают влияние различия в коэффициентах распыления материалов, расстояние между распыляемой мишенью и плоскостью осаждения, размер и форма частиц порошка, схема и скорость перемешивания частиц в барабане, режимы распыления катодов.

Для контроля наличия покрытия на порошке и его толщины, равномерности его нанесения, а также соответствия получаемого химического состава покрытия требуемому составу рационально использовать сканирующий электронный микроскоп с рентгенофлуоресцентным микроанализатором.

Подготовка образца порошка к исследованию заключалась в нанесении его на поверхность электропроводящего скотча, прикрепленного к металлической основе. Электропроводящий скотч необходим для снятия статического электричества с поверхности порошка, образующегося под действием электронного пучка микроскопа.

Изучение химического состава покрытия осуществлялось при помощи рентгенофлуоресцентного микроанализатора с использованием специализированного программного обеспечения.

В том случае, если частицы исследуемого порошка в образце лежат плотно, то имеется возможность сразу получить усредненный химический состав покрытия для большого количества частиц (так называемый «анализ по площади»).

Длительность проведения исследования химического состава с использованием энергодисперсионного микроанализатора составляет всего несколько десятков секунд, поэтому имеется возможность исследовать десятки частиц порошка с покрытиями по очереди (так называемый «анализ в точке»). В результате проведения «анализа в точке» на основании отклонений данных химического состава отдельных частиц от среднего значения состава покрытий появляется возможность не только определить химический состав покрытия, но и оценить равномерность его нанесения на отдельные частицы.

В том случае если покрытие тонкое (от порядка 2 мкм и вплоть до наноразмерных) наряду со спектром элементов покрытия появляется спектр элементов, входящих в состав порошка. Одни и те же элементы могут входить как в покрытие, так и в основу порошка. Для учета влияния состава основы порошка на

результаты анализа состава покрытия перед нанесением покрытия проводился анализ состава основы порошка.

Определение толщины тонких покрытий с использованием сканирующего электронного микроскопа проводится только расчетным путем на основании изучения ослабления спектров основы порошка. Чем толще покрытие тем слабее линии спектра основы порошка и наоборот.

Для точного определения толщины покрытия необходимо строить градуировочный график зависимости толщины покрытий от интенсивности спектральных линий основы порошка. Определение толщин покрытий для построения градуировочного графика в данном случае необходимо предварительно проводить на других приборах, например, просвечивающем электронном микроскопе.

Результаты определения химического состава покрытия, его равномерности, толщины используются для корректировки режимов напыления покрытий и изменения геометрии комбинированных катодов.

УДК 621.82: 621.89: 544.72

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДОРОЖЕК КАЧЕНИЯ КОЛЕЦ ПОДШИПНИКОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Л.Н. Образцов, аспирант
Кузбасский государственный технический университет
(г. Кемерово, Россия)

Наиболее частой причиной выхода подшипников качения из строя является усталость, вызывающая ухудшение поверхности качения колец, приводящее к нагреву и, иногда, к механическим поломкам.

Одним из путей обеспечения высоких эксплуатационных свойств является применение в подшипниках современных смазочных материалов. К числу эффективных относят пластичные смазки, модифицированные нанопорошками, которые позволяют повысить контактную долговечность подшипников, и, в свою очередь, срок службы механизмов.

Перспективным модификатором смазочных материалов является наноалмаз, имеющий следующие преимущества перед другими типами веществ такого рода:

- эффективность при низких концентрациях в базовой смазке;
- совместимость с различными видами масел.

Наноалмазы, введенные в материал, играют роль мощного структурообразователя, обеспечивая дисперсионное упрочнение композиции, так как обладают собственным зарядом.

Наличие собственного заряда у частиц модификатора обуславливает протекание в среде смазочного материала различных электрофизических процес-

сов, оказывающих существенное влияние на его структуру. Наличие упорядоченных структур в смазочных средах оказывает существенное влияние на триботехнические характеристики узла трения.

В соответствии с современными представлениями в процессах механической обработки в поверхностном слое дорожек качения накапливаются (наследуются) свойства, которые проявляются в процессе эксплуатационного нагружения.

В рамках разрабатываемой модели контактного нагружения был проведен ряд экспериментов, задачей которых было выявление влияния концентрации наноалмазов в пластичной смазке на контактную долговечность подшипников качения.

В эксперименте использовались подшипники качения 180208А. За основу смазочной композиции был взят Литол–24 (ГОСТ 21150–87) а модификатором выступал наноалмаз с размером частиц $4,3 \pm 0,4$ нм [1].

Исходя из имеющихся данных, концентрация наноалмазов была взята в пределах от 0,01% до 0,3% масс. основной смазки [2].

Далее подшипники устанавливались на стенд (ВНИПП–543) и проводилось усталостное испытание. Время испытания, нагрузка и частота вращения подшипников было установлено исходя из расчетной долговечности данного типа подшипников, а именно нагрузка составляла 10000 Н, время испытания 7,5 часов, частота вращения подшипников 5000 об/мин.

С целью выявления степени влияния наноалмазов в смазке на качество тонкого поверхностного слоя проводилось исследование поверхности дорожек качения на атомно–силовом микроскопе Nanoeducator (рисунок 1).

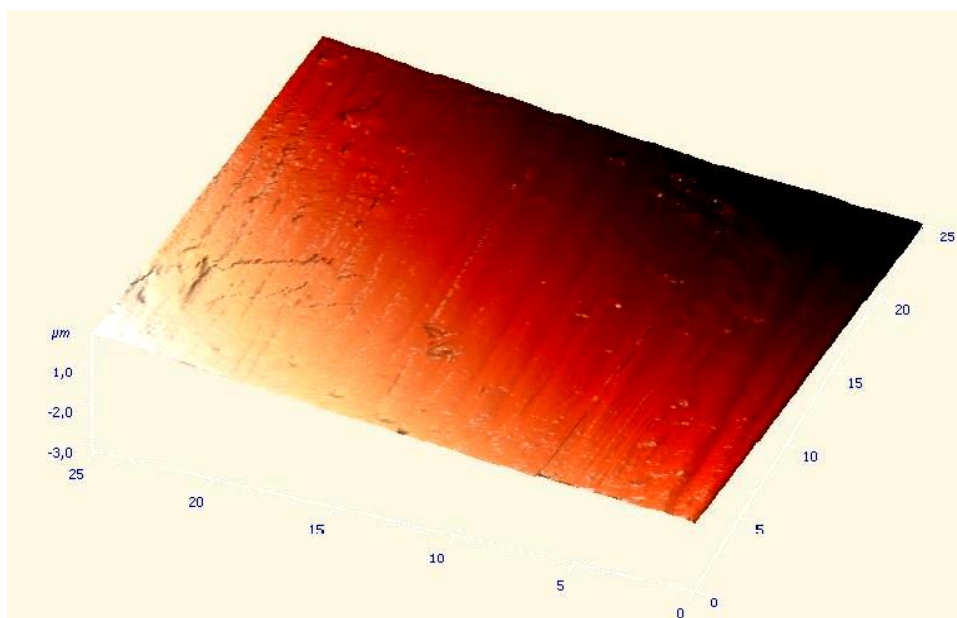


Рисунок 1 – Вид поверхности дорожек качения, полученный на атомно–силовом микроскопе

Установлено, что поверхность дорожки качения не имеет характерных дефектов катящихся под нагрузкой или с проскальзыванием металлических по-

верхностей, таких как раковины, ямки, оспины. Это обуславливается большей стойкостью поверхностного слоя к износу, сопротивляемости истиранию и выкрашиванию. В свою очередь, это приводит к большей контактной долговечности подшипника качения в целом.

Литература

1. Пат. 2081821 Российская Федерация, МПК⁶ C01B31/06. Способы отделения ультрадисперсного алмаза [Текст] / Еременко Н.К., Образцова И.И., Ефимов О.А., Коробов Ю.А., Сафонов Ю.Н., Сидорин Ю.Ю.; Заявители и патентообладатели Институт химии углеродных материалов СО РАН, Кемеровский государственный университет. – 95100317/25; заявл. 11.01.1995; опубл. 20.06.1997, Бюл. №17.

2. Долматов В.Ю. Детонационные наноалмазы: синтез, строение, свойства и применение. – Успехи химии. – 2007. – №4. – С. 375–397.

УДК 621.793

ИЗОСТАТИЧЕСКОЕ ПРЕССОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Л.С.Богинский д-р техн. наук, проф., О.П.Реут д-р техн. наук, проф.,
В.Т.Шмурадко, В.В.Саранцев канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение и постановка задач. Оптимальной для получения широкой гаммы изделий из порошков является радиальная схема прессования, которая характеризуется уменьшением площади поперечного сечения прессовки при уплотнении. Разработка и внедрение высокоэффективных технологий на основе процессов уплотнения дисперсных материалов является важным фактором при создании новых проницаемых, конструкционных изделий на основе металлов, керамики и графита, обладающих уникальными свойствами.

Решение задач. Радиальное уплотнение порошка через эластичный инструмент обеспечивает равномерное сжатие всего объема и, как следствие, устранение локальных плоскостей концентрации деформаций и условий образования нарушений сплошности (брака) на стадиях прессования и последующего спекания. Оборудование и инструмент для сухого изостатического прессования (СИП) позволяет максимально приблизить форму порошкового изделия к форме готовой детали, что может обеспечить получение прессовки с необходимыми размерами. Это позволит исключить или уменьшить затраты на дополнительную обработку полученного изделия, а также сэкономить материалы.

Разработанная технология, оборудование и инструмент позволяет получать широкую гамму изделий из порошковых материалов.

К последним достижениям можно отнести

- длинномерные капилляры на основе тугоплавких металлов и карбидов с внутренним отверстием < 0.1 мм, которые могут использоваться для контроля качества жидкостей, а также для гидроабразивной обработки (рисунок 1);



Рисунок 1 – Поперечный разрез капилляра, полученного из молибденового порошка по технологии СИП

- керамические одно- и двухслойные фильтрующие элементы и проницаемые диафрагмы для электрохимической обработки воды в области высокой напряженности электрического поля через проницаемую диафрагму – твердый электролит в электрохимических реакторах установок «Изумруд».



Рисунок 2 – Фильтрующие элементы установок «Изумруд»

для РУП «БМЗ» изготовлена партия двухслойных стакан-дозаторов, предназначенных для разлива и дозирования расплава сталей из промковша в машинах непрерывного литья заготовок. Материал вставки получен из порошков диоксид циркония, а материал корпуса из корунда.

Выводы. Результаты выполненных работ по развитию технологии СИП является ее широкое внедрение в различных отраслях промышленности. Потребителями технологии, оборудования и изделий, полученных СИП являются: НИИПМ с ОП г. Минск, МЗАЛ, МТЗ, МАЗ, ЗАО «Стройэнерго», ИЦ «Прагм и Уитни-Патон» г. Киев Украина, ВНИИНМ им. акад. А.А. Бочвара, НПО УП «Энергия» г. Гомель и т.д. Технология СИП имеет право на дальнейшее развитие при условии четкого своевременного анализа достоинств и недостатков СИП и оборудования с целью создания новых технологий, конкурентоспособного оборудования нового поколения, не имеющего аналогов в СНГ и по определенным показателям в мире.



Рисунок 3 – Двухслойный стакан-дозатор

является ее широкое внедрение в различных отраслях промышленности. Потребителями технологии, оборудования и изделий, полученных СИП являются: НИИПМ с ОП г. Минск, МЗАЛ, МТЗ, МАЗ, ЗАО «Стройэнерго», ИЦ «Прагм и Уитни-Патон» г. Киев Украина, ВНИИНМ им. акад. А.А. Бочвара, НПО УП «Энергия» г. Гомель и т.д. Технология СИП имеет право на дальнейшее развитие при условии четкого своевременного анализа достоинств и недостатков СИП и оборудования с целью создания новых технологий, конкурентоспособного оборудования нового поколения, не имеющего аналогов в СНГ и по определенным показателям в мире.

ИМПУЛЬСНОЕ ДЕЛЕНИЕ СФЕРОИДОВ В ПЛАЗМЕННОМ ПОТОКЕ

Н.А. Руденская д-р техн. наук, Г.П. Швейкин, Н.В. Соколова, М.В. Руденская
Технопарк БНТУ «Политехник», Минск, Республика Беларусь
ИХТТ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Эксперимент проводили в потоке низкотемпературной плазмы. В качестве исходных материалов использовали полидисперсный порошок (менее 100 мкм) из оксидной керамики $TiO_2 - Al_2O_3 - ZrO_2 - SiO_2$, а также порошки диборидов хрома, циркония и карбидов вольфрама, титана как полидисперсных, так и монодисперсных.

В ходе исследований обнаружен и изучен новый процесс формирования микро-, ультра- и наноразмерных сфероидов, названный «импульсное деление», сущность которого сводится к следующему: в плазменном потоке происходит интенсивное измельчение как полидисперсного, так и монодисперсного исходного порошка.

Объяснение этого явления обычным механическим измельчением не дало согласующихся с экспериментом результатов. Специальные электронно-микроскопические исследования порошков-продуктов синтеза, извлеченных из реактора на разных стадиях процесса, позволили выявить некоторые особенности плазменного диспергирования микроконгломератов и представить его в нижеприведенном варианте. В высокотемпературной зоне плазменной струи происходит нагрев, предплавление и плавление объемов микрокомпозитов в зависимости от их дисперсности, состава и режимных параметров процесса. Из объема частицы, достигшей стадии плавления матричной составляющей, выделяется 3–4 сектора, обозначенных конвективными потоками, которые приводят в движение тугоплавкие включения композиции, способствуя тем самым их укрупнению. Так, по нашему мнению, формируются центрально- и объемно-ориентированные кристаллические фрагменты в материале матрицы композиционной частицы. Одновременно с этими процессами происходит и диспергирование частиц-микрокомпозитов, заключающееся в выделении из объема последних ультрадисперсных частиц сферической формы. В результате секториальной конвекции расплавленного объема частиц с одной стороны инициируется выталкивание определенной доли массы расплава с образованием микро- или ультрадисперсного сфероида, при этом с противоположной стороны частицы формируются углубление, имеющее форму воронки.

Полученные результаты свидетельствуют об ином механизме формирования сфероидов из первичной частицы нежели образование их за счет потоков с внешней поверхности, когда на начальных стадиях наблюдается изменение формы первичных (базовых) частиц до эллипсообразных и далее постепенно

выделяется сфероид, связанный с базовой частицей перемычкой. В данных исследованиях ничего подобного зафиксировано не было.

Таким образом, частицы с расплавленным материалом матрицы являются своеобразными пульсирующими генераторами ультрадисперсных сфероидов. Кроме того, сравнительные исследования различных составов порошков в виде тугоплавких боридов и карбидов показали, что их измельчение в плазменном потоке происходит за счет дробления частиц (продуктов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза) и последующей сфероидизации образовавшихся более мелких частиц. В случае, если исходные материалы являются плотными и компактными (продукты печного синтеза), то уменьшение размера исходных частиц происходит только в процессе сфероидизации.

Выводы. Обнаружен и изучен механизм диспергирования оксидных микрокомпозигов в плазменном потоке, названный «импульсное деление».

Показано влияние размера исходных частиц и мощности плазменного генератора на эффективность измельчения порошка.

Предложенный метод диспергирования можно использовать для получения полидисперсных порошков, в том числе ультрадисперсных и наноразмерных со сферической формой частиц; с аморфной, кристаллической и аморфно-кристаллической структурой.

УДК 536.46:534.29:549.2

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗЦОВ БОРИДОВ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

В.В. Клубович академик, д-р техн. наук, проф.,
М.М. Кулак канд. техн. наук, Л.Л. Платонов
ГНУ Институт технической акустики НАН Беларуси,
(г. Витебск, Республика Беларусь)

Возрастающий интерес к материалам с улучшенными физико-механическими свойствами требует поиска новых способов их получения и развития существующих. Экстремальные условия, характеризующие процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) химических соединений (температура синтеза – до 400 °С, скорость подъема температуры 10^3 – 10^6 К/сек, скорость горения 0,1–10 см/сек, одновременное протекание химического превращения и структурообразования) влияют не только на химический и фазовый состав образующихся продуктов, но и на морфологию и размер частиц.

В работе приведены данные металлографических исследований многофазной системы титан–бор. Система титан–бор характеризуется наличием большого числа фаз, и в зависимости от состава шихты, возможно, получать как моно, так и многофазный конечный продукт. Поэтому исследование процесса горения и

структурообразования такой системы при ультразвуковом воздействии представляет как научный интерес, в плане исследования влияния ультразвука на механизм горения и структурообразования получаемого продукта, так и практический, как способ активного влияния его на структуру и фазовый состав получаемых материалов.

Металлографический анализ проводили на растровом электронном микроскопе РЭМ – 100У.

На рисунке 1 (а, б, в) представлена микроструктура образцов, синтезированных в обычных условиях без наложения УЗК на процесс горения, а на рисунке 2 – с наложением УЗК на процесс синтеза.

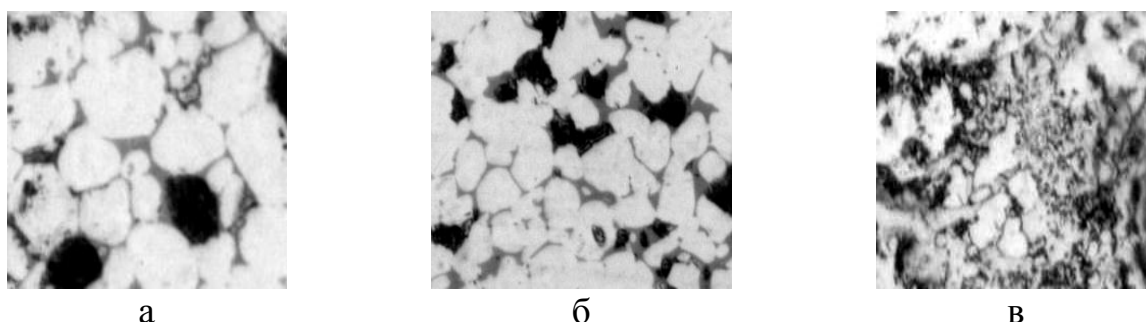


Рисунок 1 – Микроструктура образцов
Ti + B (а), Ti + 2B (б), Ti + 2,25B (в) $\xi = 0$ мкм, $\times 1500$

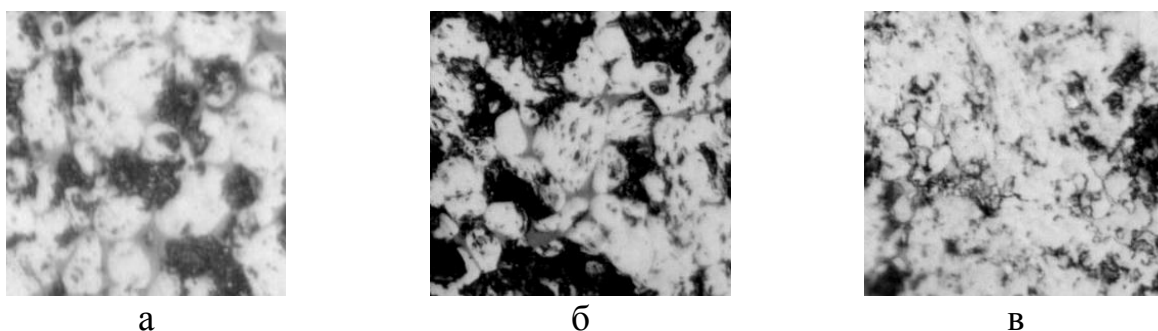


Рисунок 2 – Микроструктура образцов
Ti + B (а), Ti + 2B (б), Ti + 2,25B (в) $\xi = 5$ мкм, $\times 1500$

На всех исследуемых составах смеси Ti + B, Ti + 2B, Ti + 2,25 B видим крупные четкие зерна фазы TiB_2 , размер которых уменьшается от 22 мкм до 18 мкм при увеличении содержания бора в смеси. На рисунках 1 (а) и 2 (а) видны мелкие зерна округлой формы – фазы титана.

На рисунке 3 представлена микроструктура образца состава Ti + B с различной кратностью увеличения (а, б, в, г, д без наложения УЗК – $\xi=0$ мкм; е, ж, з, и, к с наложением УЗК – $\xi = 5$ мкм).

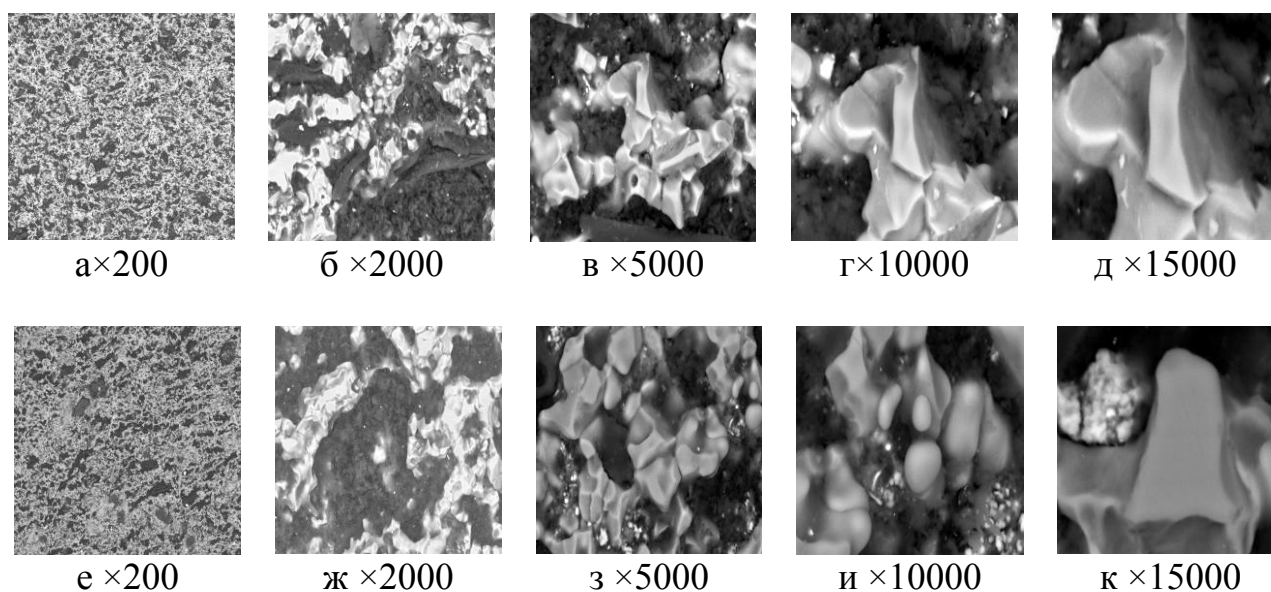


Рисунок 3 – Микроструктура образцов состава Ti + B
 (а, б, в, г, д – $\xi = 0$ мкм, е, ж, з, и, к – $\xi = 5$ мкм)

Наложение ультразвуковых колебаний на процесс синтеза приводит к изменению морфологии зеренной структуры, что проявляется в изменениях как размера (от 12–14 мкм до 8–10 мкм, так и формы зерен. Увеличивается однородность зерен по размерам в конечных продуктах синтеза. Форма зерен становится округлой, а структура зерен более равноосна.

Таким образом, на основании металлографических данных можно утверждать, что увеличение содержания бора в исходной шихте приводит к измельчению зеренной структуры синтезированных образцов, а воздействие ультразвуковых колебаний на СВС–процесс приводит к уменьшению величины зерна образующихся боридов.

УДК 620.22:538.975

НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФТОРСОДЕРЖАЩИХ МАТРИЦ

Н.А. Антанович, Е.В. Овчинников, канд. техн. наук,
 В.А. Лиопо, д-р физ.-мат. наук,
 С.В. Авдейчик, канд. техн. наук, В.В. Андрикевич
 УМЦ «Промагромаш» ОАО «Белкард» (г. Гродно, Беларусь),
 ЗАО «Солигорский институт проблем ресурсосбережения
 с опытным производством» (г. Минск, Беларусь)

Особенности структуры фторсодержащих матриц обуславливают характерный механизм трения и изнашивания композитов на их основе, представляющий собой результат совокупного действия триботехнических, теплофизических, структурных, морфологических факторов, действующих на припо-

верхностные слои контактирующих элементов металлополимерной трибосистемы. Для определения наиболее перспективных направлений решения проблемы создания эффективных триботехнических фторкомпозитов целесообразно проведение системного анализа используемых в практическом материаловедении методов повышения параметров служебных характеристик при сохранении или незначительном изменении уникальных характеристик базовых матриц. Исходя из критерия молекулярной массы матричного связующего, осуществлена классификация фторсодержащих композиционных материалов, выполняющих функцию ингибитора изнашивания металлополимерных трибосистем различного конструктивного исполнения. Анализ существующих методов создания триботехнических фторкомпозитов свидетельствует о перспективности многоуровневого подхода создания его оптимальной структуры на заданном уровне организации, основанного на введении в матрицу функциональных модификаторов различного состава, дисперсности и активности в процессах адсорбционного взаимодействия и триботехнических превращений компонентов. Предложена классификация методологических принципов формирования композитов на основе фторсодержащих матриц различного молекулярного строения и массы с оптимальной структурой на молекулярном, межмолекулярном, надмолекулярном, нанофазном и макрофазном уровнях. Анализ этих принципов с учетом критерия структурного упорядочения позволил выявить наиболее перспективные направления совершенствования фторкомпозитов, основанные на механизмах упорядочения матрицы на уровне, определяющем основной процесс разрушения под действием эксплуатационных факторов. К числу наиболее эффективных направлений целевого структурирования фторкомпозитов является использование наноразмерных модификаторов заданного состава, активности и механизма действия, позволяющих устранить или в значительной степени ослабить противоречия, обусловленные специфическим строением макромолекул, приводящие к низкому уровню сдвиговых деформаций и недостаточной активности в процессах межфазного взаимодействия с функциональными компонентами материалами. Это направление позволяет путем использования достаточного простых и малозатратных приемов создать условия генерирования устойчивых разделительных слоев со свойствами ингибиторов изнашивания путем сочетания морфологических, трибохимических и трибодетерминационных воздействий на приповерхностные слои элементов пары трения, которые обусловят образование продуктов с оптимальным составом и строением в микронеровностях рабочих поверхностей, способных к многоциклового латеральному и знакопеременному переносу. В механизмах формирования наноконпозиционной структуры фторкомпозитов особая роль принадлежит низкомолекулярным модификаторам, энергетические и кристаллохимические параметры которых вносят определенный вклад в кинетику образования и трансформирования разделительного слоя. При большом количестве исследований, посвященных различным аспектам создания и применения функциональных наноконкомпозитов на полимерных матрицах, отсутствуют единые подходы к определению размерного критерия наноразмерного состояния частицы. Проведено

физическое обоснование аналитического выражения для определения размера наночастиц, в котором в качестве критерия использовано значение температуры Дебая (Θ_D). Для анализа использована модель поведения фононов в условиях адиабатического приближения. Согласно этой модели для сферической изотропной частицы вещества с диаметром d , которая не обменивается энергией с окружающей средой, предложено допущение о флуктуирующем положении границы, которая имеет не фиксированную координату, а рассматривается как барьер с меняющимися размерами. Анализ модели показал, что одной из главных особенностей нанообъектов является обязательный учет строения и размеров граничных слоев с кристаллофизикохимическими, т.е. структурными свойствами, отличными от объемных. Размер этих поверхностных слоев δ определяет границу между макро– и наночастицами и объясняет переход различных уровней энергии в энергетические зоны, которые перекрываясь устраняют влияние размерного фактора. При оценке наноразмерного состояния дисперсных частиц необходимо учитывать изменение энергии межатомного взаимодействия при различных температурах. Температурная зависимость параметров физико–химических характеристик наночастиц будет проявляться в значительно большей мере, чем в макрофазе того же вещества, и это будет обуславливать вероятность протекания в нанокompозите физико–химических превращений, не свойственных для обычных условий. Особенно важным является этот аспект при анализе нанокompозиционных материалов в виде тонких разделительных слоев между компонентами металлополимерной трибосистемы, которые подвержены воздействию температурных, деформационных, окислительных и др. факторов.

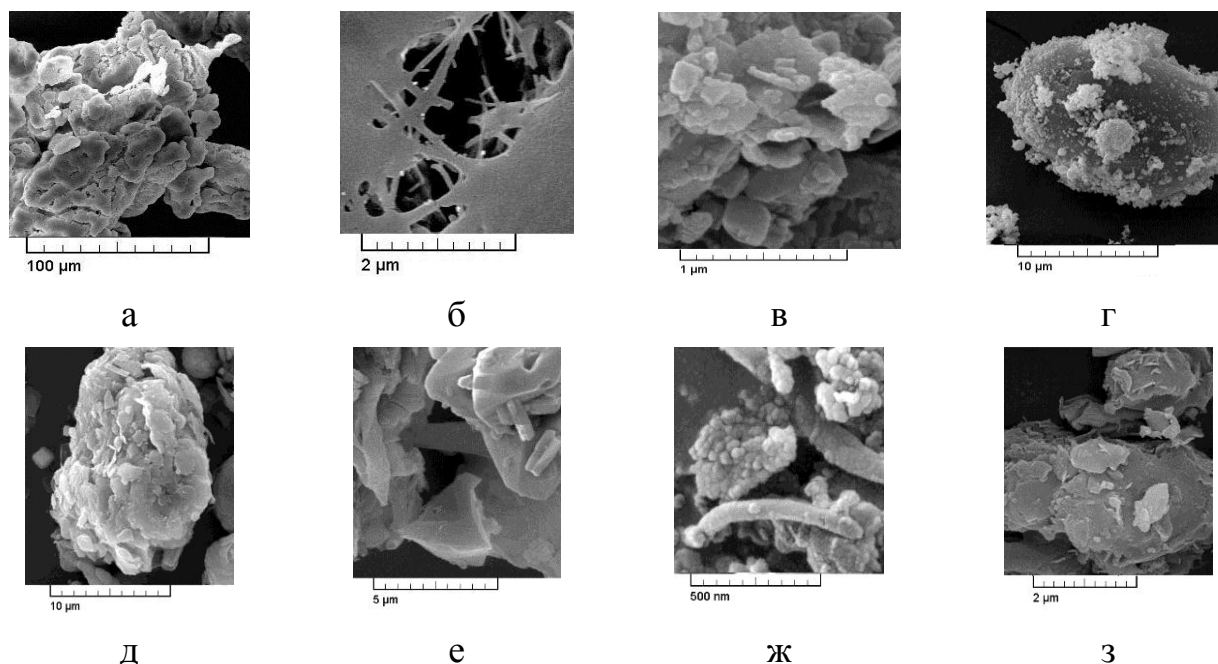
УДК 621.7:621.217

ОСОБЕННОСТИ ВЫБОРА КОМПОНЕНТОВ ДЛЯ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ НАНОКОМПОЗИТОВ.

Н.А. Антонович, Е.В. Овчинников, канд. техн. наук,
Е.И. Эйсымонт, А.В. Струк, В.И. Кравченко
ЗАО «Солигорский институт проблем ресурсосбережения
с опытным производством», г. Солигорск
УМЦ «Промагромаш», ОАО «Белкард», г.Гродно
(Республика Беларусь)

Несмотря на большое число исследований, посвященных анализу механизмов формирования машиностроительных фторкомпозитов и их переработки в изделия, в настоящее время отсутствуют единые методологические подходы к оценке эффективности модифицирующего действия наполнителей различного состава, строения и дисперсности на структуру и триботехнические параметры олигомерных, полимерных и смесевых фторсодержащих матриц. Применение

традиционных методов наполнения, в т.ч. высокоактивными компонентами нанометровой размерности, в ряде случаев не обеспечивает адекватный эффект повышения параметров служебных характеристик триботехнических фторкомпозитов вследствие негативного влияния особенностей структуры и состава матриц на механизмы межфазного взаимодействия компонентов при формировании материалов и эксплуатации изделий из них. С другой стороны, высокие степени наполнения обуславливают гетерогенности структуры композита, которая не позволяет формировать структуру, обеспечивающую оптимальное сочетание деформационно–прочностных и триботехнических характеристик. Для обоснованного выбора компонентов при создании триботехнических материалов, применяемых в виде конструкционных изделий и покрытий, осуществлен анализ морфологических особенностей дисперсных частиц полуфабрикатов–ПТФЭ, оксидов металлов, глин, углеродных нанотрубок, шунгита, силикатных стекол. Анализ морфологии поверхностного слоя частиц полимерной матрицы (ПТФЭ) и нанонаполнителей, осуществленный с использованием данных РЭМ, свидетельствует об их кластерном строении, обуславливающем особое энергетическое состояние, характеризующееся нескомпенсированным зарядом согласно спектрам ТСТ. Единичные макрочастицы ПТФЭ представляют собой конгломераты, состоящие из наночастиц с близким к глобулярному габитусу, соединенных адсорбционными связями и проходными фибриллярными фрагментами. Подобная морфология единичных частиц промышленных марок политетрафторэтилена обусловлена особенностями синтеза в технологической среде с последующим диспергированием полученных полуфабрикатов с применением механических воздействий.



Морфология частиц ПТФЭ (а, б), шунгита (в), оксидов металлов (г), глины (д), стекла (е), углеродных нанотрубок (ж), трепела (з)

Вследствие этого создаются благоприятные возможности для модифицирования матрицы ПТФЭ наноразмерными частицами различного состава и происхождения – геосиликатов (глин, шунгита, терпела), оксидов металлов, углеродных нанотрубок. Необходимо подчеркнуть, что исследованные частицы модификаторов также представляют собой кластерные образования, сформированные единичными фрагментами с глобулярным и пластинчатым габитусом, обусловленным кристаллохимическим строением или технологической предисторией. Порошкообразные модификаторы представляют собой конгломераты единичных наночастиц с относительно небольшой прочностью межчастичных связей. Это обуславливает возможность разрушения кластерных структур при технологическом воздействии на полуфабрикат и образования механических смесей с достаточно высокой гомогенностью распределения компонентов. Особый эффект реализуется при совмещении активированных порошкообразных компонентов или при их совмещении с механохимическим воздействием. Развитая морфология дисперсных частиц полимерной матрицы и функционального модификатора способствует увеличению межфазного взаимодействия при формировании композиционных материалов с использованием механических и тепловых воздействий на полуфабрикат. Дополнительный эффект может быть реализован при высоком энергетическом воздействии на частицы – температурном, лазерном, механическом. Сочетания активного зарядового состояния частиц и характерной морфологии поверхностного слоя позволяет значительно повышать параметры деформационно–прочностных и триботехнических характеристик композиционных материалов на полимерных матрицах.

УДК 621.7:621.217

МАЛОПОЛНЕННЫЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФТОРПОЛИМЕРОВ

Н.А. Антонович, Е.В. Овчинников, канд. техн. наук, В.В. Гаврилова,
Г.Н. Горбачевич, канд. техн. наук, В.В. Воропаев, В.В. Сорокин
ЗАО «Солигорский институт проблем ресурсосбережения с опытным
производством», г. Солигорск
УМЦ «Промагромаш», ОАО «Белкард», г. Гродно
(Республика Беларусь)

Особое место в номенклатуре современных машиностроительных материалов принадлежит композитам на основе фторсодержащих матриц различного строения и молекулярной массы, которые применяют для изготовления элементов металлополимерных систем в виде деталей трения и тонких покрытий, понижающих коэффициент трения и уменьшающих интенсивность коррозионно–механического изнашивания. Перспективным направлением создания триботехнических фторматериалов является использование многоуровневого подхода, который позволяет получать структуру с определенным уровнем упорядочения, определяющего механизмы сопротивления разрушения при деформиро-

вании и трибовзаимодействии. Очевидно, что такие структуры могут быть сформированы в поверхностных слоях изделий из фторкомпозитов в процессе их применения под действием эксплуатационных факторов. В этом аспекте особый научный и практический интерес представляет собой тонкопленочные слои, сформированные на основе фторсодержащих компонентов различного состава, строения и молекулярной массы, которые обладают необходимым уровнем адгезионного взаимодействия и способностью к латеральному и знакопеременному переносу. Разработаны триботехнические композиционные материалы на основе фторсодержащих матриц, содержащие 1–3 мас.% наноразмерных частиц модификаторов различного состава. Введение в матрицу ПТФЭ наночастиц слоистых минералов и трепела, алмазографита (УДАГ) в исходном и термообработанном при температурах 873–1273 К состоянии позволяет существенно повысить показатель прочности при растяжении σ_r (с 18–20 МПа до 19–29,5 МПа), твердости НВ (с 18–27 НВ до 42–52 НВ) и износостойкости. Для узлов трения с повышенными эксплуатационными требованиями разработаны малонаполненные нанокомпозиты с применениями двухуровневого модификатора ультрадисперсного политетрафторэтилена (УПТФЭ) и неорганического наполнителя (УПТФЭ + ТУ, УПТФЭ + трепел, УПТФЭ + глина). При одновременном введении в матрицу ПТФЭ полимер–олигомерных частиц УПТФЭ происходит пластифицирование граничных слоев, что способствует формированию надмолекулярных структур сферолитного типа, центрами кристаллизации которых являются наночастицы ТУ и силикатсодержащих минералов. Это приводит к синергическому повышению показателей деформационно–прочностных и триботехнических характеристик трибокомпозитов.

Прочностные и триботехнические характеристики фторкомпозитов

Материал	Прочность при разрыве, МПа	Плотность, г/см ³	Износ, $J 10^{-7}$, мм ³ /Н·м
Фторопласт–4 ПН	19,29	2147	238,72
Ф–4ПН+2,0% «Форум»+0,1% ТУ П 234	22,47	2356	211,52
Ф–4ПН+2,0% «Форум»+0,5% ТУ П 234	24,30	2292	81,51
Ф–4ПН+2,0% «Форум»+1% ТУ П 234	24,90	2286	54,33
Ф–4ПН+2,0% «Форум»+3% ТУ П 234	23,08	2292	26,70
Ф–4ПН+2,0% «Форум»+5% ТУ П 234	22,47	2508	39,81
Ф–4ПН+2,0% «Форум»+10% ТУ П 234	22,17	2243	30,94
Ф–4ПН+2,0% «Форум»+0,1% ТУ П 803	23,08	2300	187,65
Ф–4ПН+2,0% «Форум»+0,5% П803	21,56	2292	213,52
Ф–4ПН+2,0% «Форум» +1% П 803	24,30	2299	77,14
Ф–4ПН+2,0% «Форум» +3% П 803	19,44	2243	66,66
Ф–4ПН+2,0% «Форум» +5% П 803	26,42	2260	66,79
Ф–4ПН+2,0% «Форум» +10% П 803	26,12	2239	49,52

Характерным признаком малонаполненных фторкомполитов с дфухуровневым модификатором является близкая эффективность действия наночастиц различного состава и технологии получения. Разработанные композиты предназначены для узлов трения с повышенными ресурсными требованиями. Разработана технология фторсодержащих композиционных материалов с различным уровнем структурного упорядочения. Для композитов, применяемых для изготовления конструктивных элементов трибосистем, предложен технологический процесс, включающий стадию активирования компонентов. Триботехнические изделия с лимитированным ресурсом эксплуатации целесообразно изготавливать по ускоренному процессу монолитизации, позволяющему снизить энергозатраты в 3–5 раза. При введении в состав матричного политетрафторэтилена допинговых количеств наномодификаторов (УДАГ, ТУ, кремня, трепела) обеспечивается структурирование на надмолекулярном уровне, достаточное для реализации необходимого эксплуатационного ресурса. Осуществлена апробация триботехнических композитов в виде элементов узлов трения и разделительных покрытий в конструкциях запорной арматуры трубопроводов низкого давления (ПУЧП “Цветлит”), узле привода самоцентрирующихся карданных патронов (ОАО “БелТАПАЗ”), шлицевом соединении карданных валов грузовых автомобилей (ОАО “Белкард”), узлах трения транспортных конвейеров (ЗАО “СИПР с ОП”), а также в технологических процессах изготовления деталей автомобильных агрегатов (ОАО “Белкард”) и специальной техники (ЗАО “СИПР с ОП”).

УДК 535.373 + 539.2 + 541.14 + 541.64+541.141

НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ И ОРГАНИЧЕСКИХ МОЛЕКУЛ: ПРИНЦИПЫ ФОРМИРОВАНИЯ, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ

Э.И. Зенькевич¹, д-р. физ.-мат. наук, проф., К. фон Борцисковски², д-р, проф.

¹Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

²Институт физики, Технический университет Хемнитца
(г. Хемнитц, Германия)

Введение. В соответствии с решениями Европейской академии технологических исследований и Британского Королевской инженерной академии *Нанотехнология* – это совокупность процессов, позволяющих создавать и изучать устройства и материалы на атомарном, молекулярном или макромолекулярном уровне с размерами ≤ 100 нм, свойства которых существенно отличаются от таковых для более крупных структур. Принципиальными свойствами наноструктур являются самоорганизация и специфическая зависимость их физико-химических характеристик от размеров. Кроме того, резкое возрастание отно-

шения поверхность/объем в наноструктурах различного типа (полупроводниковые нанокристаллы, углеродные нанотрубки, наноалмазы, обеспечивает формирование уникальных электрических, магнитных, оптических, физико-химических и механических свойств такого рода объектов. В ближайшие 10 лет мировой рынок нанотехнологий достигнет 1 трлн долл. Доля России оценивается в 1–2 %, т.е. ~10–20 млрд дол. Перед учеными и практиками Беларуси стоит серьезная задача – практически с нуля создать совершенно новую наукоемкую отрасль, включающую наноматериалы, наноэлектронику, нанобиологию, наномедицину и т.д.

В докладе представлен анализ результатов белорусско-немецкого сотрудничества по формированию и исследованию свойств и возможных применений функциональных нанокомпозитов на основе полупроводниковых нанокристаллов CdSe, CdSe/ZnS и SiO_x и органических соединений различных классов [1, 2]. Реализация этой стратегии базируется на: 1) принципах супрамолекулярной химии, т.е. направленной самосборки органических молекул в структурно-организованные ансамбли; 2) методах органо-металлического синтеза полупроводниковых нанокристаллов (НК) различных размеров и структуры; 3) формировании нанокомпозитов «НК–ограничительный лиганд» на принципах управляемой самосборки и распознавания в растворах и на гетерогенных (в том числе и биологических) структурах. Ряд полученных результатов имеет выраженную практическую значимость: 1) Впервые обнаружено свечение биологически активной формы «синглетного кислорода» при фотосенсибилизации его нанокомпозитами «НК CdSe/ZnS–порфирин», что составляет основу создания новых типов препаратов для лечения рака. 2) Разработаны методы формирования нанокомпозитов «НК CdSe/ZnS–аналит» с выраженным люминесцентным откликом, а также слоев НК CdSe/ZnS на поверхности заряженных электролитов и островковых пленках серебра, являющихся перспективными прототипами высокочувствительных селективных наносенсоров. Эти результаты в сочетании с возможностями пространственно-разрешенной спектроскопии (оптический микроскоп) составляют основу развития методов иммуноанализа в биологии и медицине. 3) С применением методов атомно-силовой микроскопии разработана методика нанолитографии, т.е. управляемого распределения на поверхности кремния нанокристаллов SiO_x, активированных люминесцентными метками (родамин 6Ж).

Исследования в области нанокомпозитов в Беларуси ведутся в учреждениях НАН Беларуси, Министерства образования, Министерства здравоохранения в форме разрозненных заданий различных программ и отдельных небольших проектов без систематической координации исследований и до настоящего времени не сформирована целостная система передачи имеющихся научных результатов от науки к промышленности, а также отсутствует система подготовки и переподготовки кадров. Актуальным и экономически оправданным следует признать объединение возможностей НАН Беларуси и ведущих вузов в области нанотехнологий путем создания Учебно-производственного центра по нанотехнологиям при Министерстве образования Республики Беларусь.

Литература

1/T. Blaudeck, E. Zenkevich, F. Cichos, C. von Borczyskowski. Probing Wave Functions at Semiconductor Quantum Dot Surfaces by Non-FRET Luminescence Quenching. / J. Phys. Chem. C. – 2008. – V. 112. – 20251.

2/E. Zenkevich, C. von Borczyskowski. Photoluminescence of «Nanocrystal CdSe/ZnS –Organic Ligand» Composites: Mechanisms of Relaxation Processes and Applications in Nanosensing. – **Сборник тезисов докладов участников Второго Международного форума по нанотехнологиям "Rusnanotech 09"** (Москва, 6–8.10.2009 г.) – 2009, С. 476 (invited talk).

РАЗДЕЛ 2

ТЕХНОЛОГИИ УПРОЧНЕНИЯ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ И СВОЙСТВ БОРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

О.Г. Девойно, д-р техн. наук, проф., А.Ф. Пантелеенко
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. В настоящее время, учитывая тенденции мировой экономики к удорожанию таких материалов как никель, хром, актуальным является проблема создания многофункциональных материалов для восстановления изношенных деталей, нанесения защитных покрытий [1].

В последующие годы разработан класс эффективных порошковых самофлюсующихся материалов (ПСМ) на основе железа, в том числе и из отходов стальной и чугуновой дроби [2, 3].

Однако спектр их применения может быть значительно расширен как для получения различных напыленных и наплавленных покрытий, так и в качестве эффективных абразивных порошков.

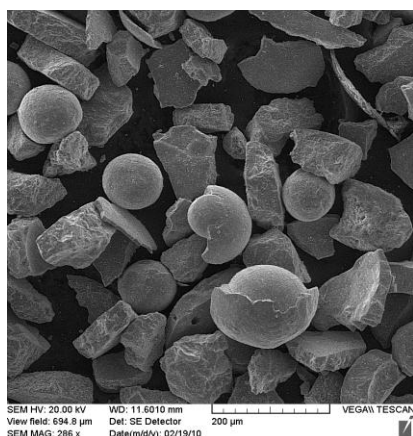
Решение связанных с этим проблем и осуществлялось в данной работе.

Методы проведения исследований. Борирование исходных материалов – порошка стали 40 и аустенитного порошка ПРХ18Н15 дисперсностью 100–160 мкм производились в среде карбида бора в соотношении 1:4, с добавлением активатора AlF_3 (1%) в металлическом контейнере из жаростойкой стали 12Х18Н10Т, применялся плавкий затвор. Химико–термическая обработка порошков производилась в печи SNOL 7,2/ 1100 в интервале температур 900–950°C в течение 1, 3, 5 часов. Также были определены текучесть и насыпная плотность борированных порошков.

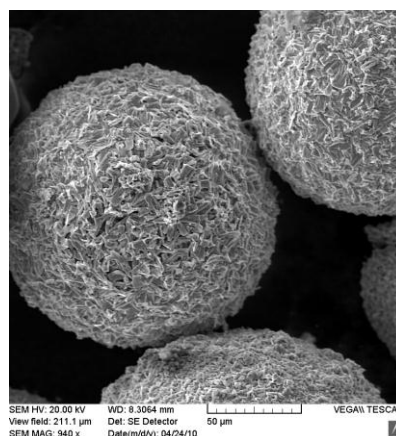
Результаты и их обсуждение. Борированные порошки имеют развитую поверхность, что представлено на рисунке 1. При диффузионном легировании происходит увеличение размера частиц и изменение физико–механических свойств материалов (уменьшение плотности порошка, увеличение твердости и абразивных свойств). Так как бор способствует повышению флюсуемости порошков, то данные материалы применяли для нанесения плазменных, лазерных покрытий с последующей обработкой высококонцентрированными источниками. В настоящее время проводятся исследования свойств этих покрытий.

Важной особенностью ПСМ на основе аустенитной стали является способность аустенита релаксировать при многократных ударных нагрузках энергию удара, что выгодно отличает их от ранее известных ПСМ.

Полученные результаты позволяют говорить о перспективности применения борированных аустенитных и стальных порошков для абразивной обработки материалов, а также для нанесения защитных покрытий различными методами.



а)



б)

Рисунок 1 – Внешний вид порошков: а) исходный порошок Сталь 40; б) стальной порошок борированный при температуре 900°C в течение 5 часов

Литература

1. Новые ресурсосберегающие технологии и композиционные материалы / Ф.Г. Ловшенко, Ф.И. Пантелеенко, В.А. Рогачев и др. – М.: Энергоатомиздат; Гомель: БелГУТ, 2004. – 519 с.
2. Петришин Г.В. Диффузионно–легированный стальной порошок для магнитно-электрического упрочнения / Г.В. Петришин, Е.Ф. Пантелеенко, А.Ф. Пантелеенко// Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 4. – С. 26–31.
3. Пантелеенко А.Ф. (руковод. Девойно О.Г.) Лазерные наплавленные покрытия из борированных отходов чугуна / IX Республиканская студенческая научно–техническая конференция «Новые материалы и технологии их обработки» секция «Порошковые и композиционные материалы, покрытия и сварка» 23–25 апреля 2008 г. с. 136–137.

УДК 621.182.15

ПОЛНОПРОФИЛЬНЫЙ РЕМОНТ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН

Д.Е. Маликов, А.В. Беляков, канд. техн. наук
 ОАО «Всероссийский теплотехнический институт»
 (г. Москва, Российская Федерация)

Рабочие лопатки последних и предпоследних ступеней в процессе эксплуатации подвергаются естественному эрозионному износу, возникающему в результате ударов капель конденсирующейся в турбине влаги. Так же происходит процесс естественного изнашивания паяных соединений стеллитовых пластин. Оголившиеся в процессе этого участки водной кромки эродируют при соударении с каплями воды. Происходят и локальные разрушения входных кромок лопатки от ударов посторонними предметами или от абразивного воздействия присутствующих в паре твердых частиц [1].

Известен способ восстановления лопаток паровых турбин предложенный фирмой «Уралавиаспецтехнология» и защищенный патентом РФ, который предлагает полнопрофильный ремонт лопаток методом сварки с последующей термической обработкой. Суть его заключается в том, что лопатка сначала обрабатывается, срезается поврежденная зона, делается медная подложка для отвода тепла, наваривается часть лопатки, проводится термическая обработка, наплавляются стеллитовые пластины и снова термическая обработка.

ОАО «ВТИ» предлагает усовершенствовать данный метод путем использования импульсной сварки с увеличенным теплоотводом, что позволит избавиться от технологической операции термообработки, а на восстановленные сваркой лопатки наносить собственное покрытие методом электроискрового легирования. Так же данная технология предполагает проведение ремонтных работ без разлопачивания ротора в условиях станционного ремонта.

Кроме того, в качестве технологии нанесения покрытия возможно использование метода, разрабатываемого совместно ОАО «ВТИ» и Белорусским Национальным Техническим Университетом [2]. Его особенность состоит в том, что покрытие на поверхность наносят через слой специального реагента, СВС смеси, формируя, таким образом, покрытие из материала электрода и материала реагента (рисунок 1). Возможно нанесение эрозионностойких материалов, таких как нитрид титана, карбиды титана и пр. в комплексе с металлокерамикой.

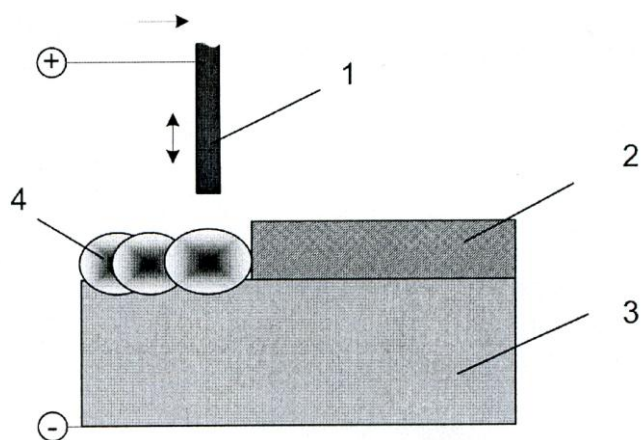


Рисунок 1 – Схема процесса нанесения КП:

1 – электрод, 2 – слой реагентов, 3 – основа, 4 – композиционное покрытие

Литература

1. Людвиницкий С.С. Предупреждение образования трещин на деталях паровых турбин из высокохромистых сталей при ручной аргодуговой сварке // Энергетик. – 2007. – №2 – Ст. 22–23.

2. Саранцев В.В. Технология получения композиционных покрытий электроискровой обработкой обмазок из СВС–реагентов // Ремонт, восстановление, модернизация. – №2. – 2007. – С.13–17.

ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ЭРОЗИОННО–СТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ПРИ УПРОЧНЕНИИ И ВОССТАНОВЛЕНИИ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ПОСЛЕДНИХ СТУПЕНЕЙ ПАРОВЫХ ТУРБИН ТЕПЛОВЫХ И АТОМНЫХ ЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ БЕЗ РАЗЛОПАЧИВАНИЯ РОТОРОВ

А.В. Беляков¹, канд. техн. наук, доц., А.Н. Горбачев¹, М. Дерета²

¹ОАО «Всероссийский теплотехнический институт»

(г. Москва, Российская Федерация)

²ООО «Рума – Дем – Киев» (г. Рума, Республика Сербия)

Эрозия рабочих лопаток (РЛ) последних ступеней ТЭС и АЭС является одной из известных, но, до сих пор, не решенных проблем паротурбостроения.

Актуальность исследований по эффективным методам защиты от эрозионного износа РЛ возрастает в связи с повышением окружных скоростей на периферии РЛ (до 630 – 660 м/с) и ухудшением водного режима на электрических станциях. В этой связи возникает актуальная задача повышения надежности и ресурса РЛ последних ступеней ТЭС и АЭС, изготовленных из коррозионно–стойких сталей и титановых сплавов.

Технико–экономический анализ методов активной (схемно–конструктивной) и пассивной (технологической) защиты от эрозионно–коррозионного изнашивания входных и выходных кромок рабочих лопаток последних ступеней паровых турбин позволил обратить серьезное внимание на возможности метода электроискрового легирования (ЭИЛ) при формировании эрозионно–стойких защитных покрытий на входной и выходной кромках.

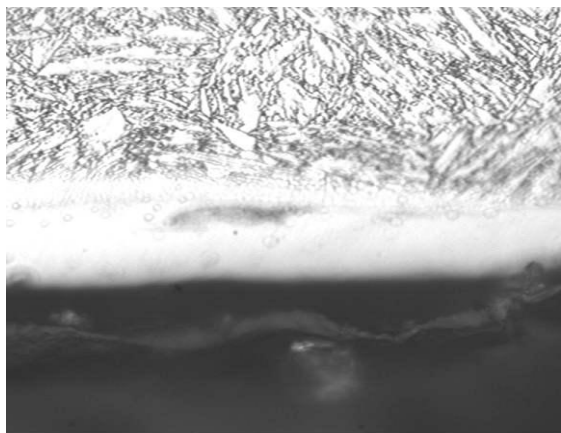
Развитие метода ЭИЛ в части совершенствования технологического оборудования, разработки эрозионностойких электродных материалов является определяющим для создания эффективного технологического процесса упрочнения и восстановления РЛ последних ступеней паровых турбин, а именно, осуществления процесса формирования упрочняющего покрытия без разлопачивания ротора при его нахождении в опорах турбоагрегата (в том числе и без вскрытия крышки цилиндра через конденсатор) или на стапеле ремонтной площадки.

Физико–химические процессы, происходящие при формировании упрочняюще–восстанавливающего покрытия на входной или выходной кромке, обеспечивают комплекс благоприятных свойств, которые обеспечивают технологическое преимущество методу ЭИЛ.

Учитывая комплекс положительных свойств ЭИЛ, были разработаны установки для формирования защитно–упрочняющих покрытий на РЛ марок ГБФ (ГБФ–2, ГБФ–2М) и КГБ (КГБ–1 – КГБ–5), позволяющие производить процесс формирования покрытия без разлопачивания. Для обеспечения стабильных па-

раметров процесса ручного формирования покрытий были разработаны к установкам специальные электромеханические вибраторы.

На рисунке 1 представлены микроструктуры покрытий, сформированных на установке ГБФ–2М. Установки КГБ позволяют формировать покрытия большей толщины до 0,6 мм.



W + стеллит ВЗК (Толщина покрытия 160 мкм)



BK6OM (Толщина покрытия 250 мкм)

Рисунок 1 – Микроструктуры стали 15X11МФ–Ш с различными покрытиями (увеличение – ×500)

Создание новых типов оборудования для процесса электроискрового легирования и вибратора позволило обеспечить осуществление технологического процесса формирования покрытий на лопатках из сталей и титановых сплавов без разлопачивания.

На рисунке 2 представлены промеры осуществления технологического процесса непосредственно на турбоагрегатах.



а – на стапеле



б – через конденсатор

Рисунок 2 – Примеры формирования покрытий

СВС–ЭКСТРУЗИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ ЭЛЕКТРОДОВ С НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРОЙ ДЛЯ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

А.М. Столин д-р техн. наук, проф., П.М. Бажин канд. техн. наук
Учреждение Российской академии наук Институт структурной макрокинетике
и проблем материаловедения
(г. Черноголовка, Российская Федерация)

Проблема защитных покрытий на металлических поверхностях материалов в настоящее время является одной из важнейших народнохозяйственных проблем, успешное решение которой позволит повысить качество и долговечность работы машин и механизмов, сэкономить дефицитные материалы и огромные материальные, энергетические и трудовые ресурсы.

Одним из наиболее экономически выгодных и технологически перспективных методов для локальной обработки является электроискровое легирование (ЭИЛ). Однако, для успешной реализации ЭИЛ, необходимо решить проблему с расходуемыми электродами.

Принципиально новый подход в организации технологического процесса получения электродов для ЭИЛ открывается в связи с применением метода СВС–экструзии. Данный метод сочетает процесс горения экзотермической смеси исходных компонент и сдвиговое деформирование горячих продуктов синтеза. Этот способ обеспечивает синтез материала и получение изделия в одной установке и соединяет в себе достоинства как экструзии (возможность получения изделий нужного профиля с минимальной последующей обработкой), так и СВС–технологий (экономичность, простота оборудования, малое время процесса, отсутствие необходимости высоких усилий при деформировании, отсутствие энергозатрат на внешний нагрев заготовки). Изготовление изделий СВС–экструзией существенно упрощается, т. к. синтез материала и формирование заготовок происходит за несколько секунд (вместо часов) в одном технологическом цикле. Этот метод, позволяет изготавливать электроды без пластифицирующих добавок, необходимых для мундштучного прессования, и не требует высокотемпературного спекания.

Как технологическая операция СВС–экструзия имеет вполне однозначное и четкое назначение – придание синтезированным продуктам горения определенной формы и размера путем продавливания их через формующую матрицу. При этом структурообразование изделия происходит в условиях высокотемпературного деформирования. Именно эта особенность метода привлекает внимание к СВС–экструзии не только как к эффективному способу переработки тугоплавких материалов, но и как к процессу, в котором проявляется их малоизученное свойство – способность к пластическому деформированию в области высоких температур и при сравнительно невысоких давлениях.

В работе предложен следующий состав исходной шихты: $TiO_2+C+V+Al+Zr$. Выбран такой состав из соображений, что в результате СВС–синтеза и протекания последовательных реакций металлотермического восстановления титана алюминием и цирконием и его взаимодействия с сажей и аморфным бором, образуется однородная смесь из TiC , TiB_2 и эвтектики $Al_2O_3-ZrO_2$.

По данным рентгенофазового анализа (рисунок 1а) керамический композит содержит следующие фазы: TiC , TiB_2 , ZrO_2 (две модификации – моноклинная и тетрагональная), Al_2O_3 . Как видно из рентгенограммы, интенсивность пиков не велика, что указывает на мелкодисперсную микроструктуру полученных керамических материалов.

На рисунок 1б представлена микроструктура экструдированного композиционного керамического композита. Светлая фаза – оксид циркония ZrO_2 , темная фаза – Al_2O_3 . Они образуют эвтектику, состоящую из вытянутых жгутиков (ZrO_2) толщиной менее 100 нм и керамической матрицы Al_2O_3 . Эвтектика $Al_2O_3-ZrO_2$ окружена зернами TiC и TiB_2 размерами порядка 1–2 мкм. Встречаются отдельные хлопьевидные зерна ZrO_2 размерами до 5 мкм.

Полученным электродным материалом на установке для ЭИЛ SE–5/01 упрочняли подложки из стали 45. Режим легирования $U = 50$ В, $C = 240$ мкФ. На поверхности подложки образуется многофазное покрытие (рисунок 2) толщиной 5–20 мкм, которое не поддается травлению обычными реактивами, что затрудняет определение размеров структурных составляющих покрытия. По данным микроструктурного анализа на сканирующем (растровом) электронном микроскопе LEO–1450 в комбинации с энергодисперсионным микроанализатором INCA Energy (EDS system) образуется переходная зона размерами 5–10 мкм.

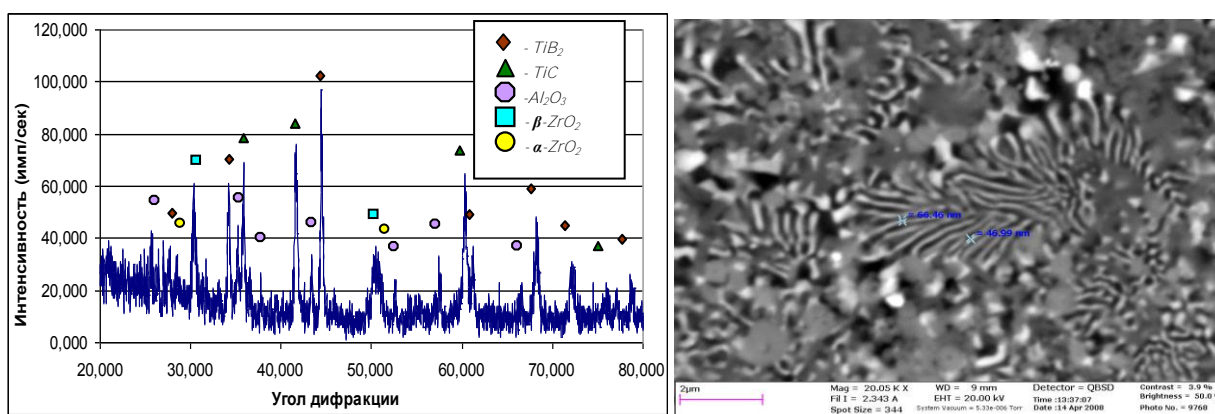


Рисунок 1 – Микроструктура и рентгенограмма электродного материала

Проводились сравнительные испытания по исследованию износостойкости легированных слоев полученными СВС–электродами и стандартными (промышленными) карбидвольфрамовыми группы ВК, ТК в паре покрытие – сталь проводились на универсальной испытательной машине трения Einhell SB 701 с подключенной тензометрической державкой и регистрирующей аппаратурой с программным обеспечением ZetLab. Износ покрытия определялся весовым ме-

тодом через 5 мин работы установки при частоте вращения 1000 об/мин. Испытания показали, что износостойкость покрытий, нанесенных СВС-электродами с наноразмерной структурой, увеличилась в 2,5–4 раза.

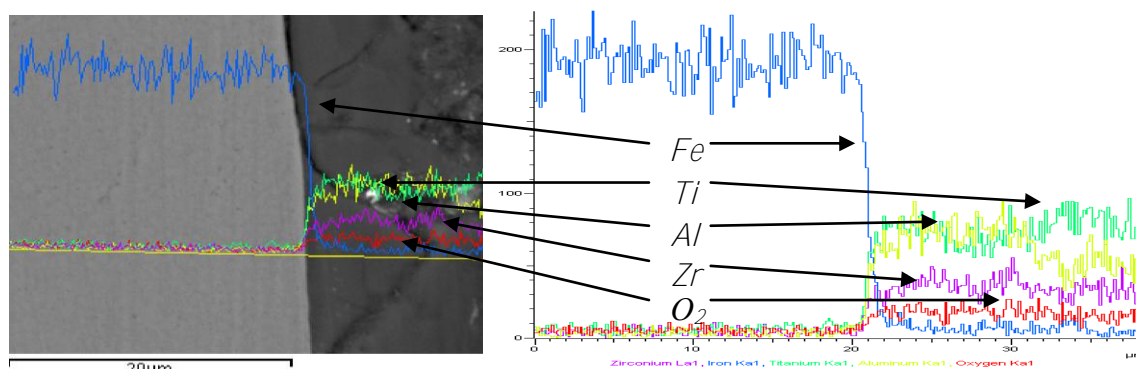


Рисунок 2 – Распределение элементов сталь45 – покрытие

Литература

1. Подлесов В.В., Радугин А.В., Столин А.М., Мержанов А.Г. Технологические основы СВС-экструзии. // ИФЖ., 1992. – Т.63. – №5. – С. 525–537.
2. Стельмах Л.С., Столин А.М., Мержанов А.Г. Математическое моделирование СВС-экструзии. Ч1. Тепловые модели. // ИФЖ, 1993. – Т.64. – №3. – С.83–89.
3. Бажин П.М., Столин А.М., Щербаков В.А., Замяткина Е.В. Композитная нанокерамика, полученная методом СВС-экструзии. // ДАН, Химическая технология. 2010. – Т. 430. – № 5. – С. 650–653.

УДК 621.793

ВЛИЯНИЕ МАТЕРИАЛА ОСНОВЫ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ

Ф.И. Пантелеенко¹ д-р техн. наук, проф., чл.–корр., Б.Б.Хина² д.ф.–м.н.,
В.В.Саранцев³, канд. техн. наук

¹Белорусский национальный технический университет

²Физико–технический институт НАН Беларуси
(Минск, Республика Беларусь)

Введение. Разработка новых энергосберегающих способов восстановления и упрочнения деталей машин за счет нанесения покрытий на их рабочие поверхности является актуальной задачей. Перспективными являются электрофизические методы, основанные на использовании концентрированных потоков энергии. Одним из таких методов является технология нанесения покрытий методом электроискрового легирования (ЭИЛ) [1]. К числу существующих огра-

ничений ЭИЛ следует отнести незначительную толщину слоя при однократном способе нанесения покрытий.

Постановка задач. Для повышения производительности ЭИЛ предложено предварительно на обрабатываемую поверхность наносить слой порошковых реагентов [2]. В качестве реагентов предложено применять СВС–порошки. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) порошков например Ti–C и Ti–B позволяет сформировать композиционные покрытия (КП) на основе TiC и TiB, соответственно. Термодинамические расчеты позволили установить, что с увеличением толщины слоя СВС–реагентов увеличивается количество выделяемой теплоты, которая оплавляет металлическую основу. Увеличение количества расплавленной основы приведет к снижению концентрации твердых зерен карбидов. Оценка влияния материала основы на качество

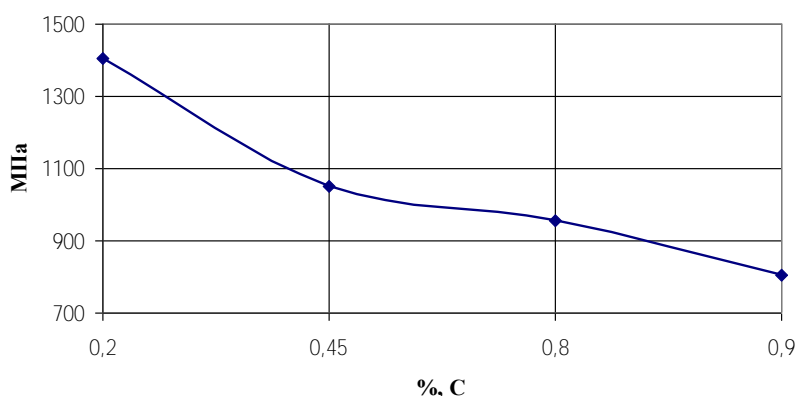


Рисунок 1 – Микротвердость КП в зависимости от содержания углерода в стали

КП является немаловажной задачей.

Решение задач и их обсуждение. Сформированные КП на подложках из сталей с разным содержанием углерода (20, 45, У8, 9ХСА) имеют в среднем толщину слоя от 0,1 до 0,3 мм. Измерения микротвердости КП (рисунок 1) позволили установить, что с увеличением количества углерода в стальной подложке наблюдается снижение твердости. Это может быть связано со снижением температуры плавления основы, т.е. образующаяся упрочняющая фаза (например, карбид титана), масса которой постоянна при данном составе реакционной смеси, распределяется в большем объеме расплава на основе железа, который образуется при электроискровой обработке. Корректность выдвинутой гипотезы была подтверждена термодинамическим расчетом.

Результаты расчетов приведены графически (рисунок 2). На рисунке 2 показано в виде трехмерного графика (номограммы)

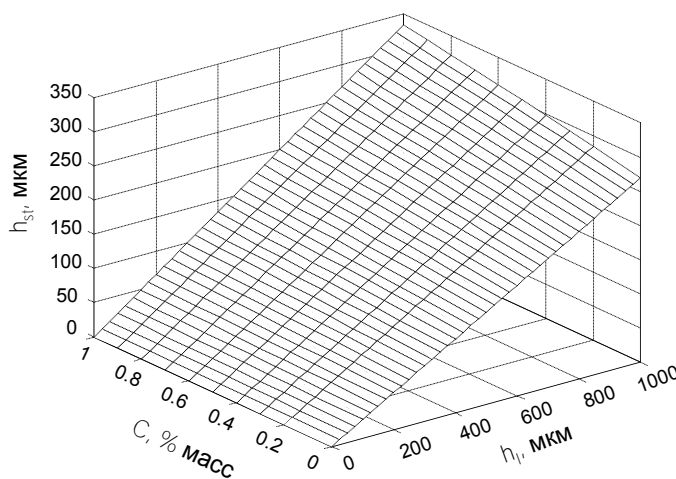


Рисунок 2 – Зависимость толщины слоя стали h_{st} , который может расплавиться в адиабатических условиях, от толщины (h_1) слоя порошковой смеси $(1-x)(Ti+C) + xNi$, $x=0,1$, и содержания углерода в стали

зависимость толщины расплавленного железа в зависимости от толщины слоя реагентов h_1 и содержания углерода в стали. Эта номограмма может быть использована для оценки толщины упрочненного слоя при нанесении защитного покрытия на различные стали методов электроискрового легирования с использованием СВС-реагентов системы $Ti-C-Ni$.

Выводы. На основе термодинамических расчетов и измерений микротвердости было установлено, что с увеличением количества углерода в стальной подложке наблюдается снижение твердости КП, из-за снижения ее температуры плавления.

Литература

1. Саранцев В.В. Достижения и развитие технологии электроискрового легирования (обзор) // Инженерный вестник №2 (22). – 2006. – С. 67–72.

2. Реут О.П., Хина Б.Б., Саранцев В.В., Маркова Л.В. Применение самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и электроискровой обработки для нанесения композиционных покрытий / Упрочняющие технологии и покрытия. – №12. – 2007. – С. 49–56.

УДК 627.357

ПРИМЕНЕНИЕ УСОВЕРШЕНСТВОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С КЕРАМИЧЕСКИМ НАПОЛНИТЕЛЕМ

Д.И. Боровик, аспирант

Белорусский национальный технический университет

г. Минск, Республика Беларусь

Введение. Разработка новых материалов с улучшенными физико-механическими свойствами для восстановления изношенных деталей и технологий с повышенной производительностью является важной задачей производства, особенно в условиях постоянного удорожания импортного сырья. Поэтому гальванические методы нанесения композиционных покрытий (КП) очень широко применяются в настоящее время в различных отраслях народного хозяйства [1]. Наиболее производительным из гальванических методов нанесения является процесс железнения. Скорость осаждения железного покрытия увеличивается при повышении плотности тока. Однако увеличение плотности тока приводит к росту трещин и усиленному образованию дендритов в покрытии [2]. Повысить производительность и эффективность процесса электрохимического осаждения покрытий на основе железа без потери их качества является актуальной задачей.

Для решения поставленной задачи было предложено внести усовершенствования в технологию нанесения электрохимических железных покрытий с

одновременным введением ультрадисперсных алмазов (УДА). Размер частиц УДА – 300 нм.

Методы проведения исследований. Осаждение КП проводили с использованием хлористого электролита на постоянном токе с плотностью $J_k = 20\text{--}80$ А/дм² в течении $\tau = 1$ час при температуре $t = 60\text{--}70^\circ\text{C}$. Особенностью процесса является использование нестандартной анодной подготовки. Анодное травление производилось в хлористом электролите железнения с наложением ультразвукового поля с частотой 22 кГц.

В процессе осаждения для обеспечения равномерной концентрации частиц УДА в электролите производилось постоянное перемешивание.

Были сформированы покрытия при различном содержании УДА в составе электролита: №1 – 1,5 г/л, №2 – 3 г/л, и при плотностях тока 20, 40, 60, 80 А/дм², температуре электролита – 60–70 °С и времени осаждения – 60 минут. После нанесения покрытий, они отжигались в течение часа при температурах 100, 200, 300 °С.

Результаты и их обсуждение. Введение частиц ультрадисперсного алмаза в состав гальванической ванны позволило сформировать КП на основе железа с включениями УДА. Результаты измерения микротвердости КП показали увеличение на микротвердости НV на 50..100 единиц. На основании металлографических исследований, можно говорить о зарастивании трещин при ее встрече с частицей УДА в материале покрытия.

Литература

1. Якименко, Л.М. Электродные материалы в прикладной электрохимии. М.: Химия, 1977. – 264 с.

2. Пантелеенко, Ф.И. Формирование композиционных покрытий на основе железа при электрохимическом осаждении из растворов–электролитов с керамическими наполнителями / Ф.И.Пантелеенко, В.В.Саранцев, Е.Ф.Пантелеенко, Д.И.Боровик, Б.Б.Хина // Упрочняющие технологии и покрытия. – №4 (т.52) – 2009. – С.27–33.

УДК 621.762

ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ НАПЛАВКИ ИЗНОСОСТОЙКИХ И АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ

Ю.Н. Гафо¹, канд. техн. наук, доц., О.О. Кузнечик², И.А. Сосновский¹,
А.В. Сосновский¹, С.Е. Клименко¹

¹Объединенный институт машиностроения,

²Институт порошковой металлургии НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Повышение эффективности процессов получения функциональных (износостойких, антифрикционных и коррозионно–стойких) покрытий на стальных

поверхностях деталей и инструмента является актуальной задачей для сварочного производства, решить которую можно электротермической наплавкой, осуществляемой с использованием установок индукционного нагрева и машин контактной сварки. С учетом этого, в результате совместных исследований, проведенных в Институте порошковой металлургии, Институте сварки и защитных покрытий, а также в Объединенном институте машиностроения, разработаны новые технические решения, включающие в себя:

– технологическое оборудование, в состав которого могут входить источник электротермического нагрева, привод перемещения и средства контроля и регулирования технологических режимов;

– технологические процессы индукционной центробежной наплавки и электроконтактной наплавки порошковых материалов на основе бронзы и самораспространяющихся сплавов на стальные поверхности.

Областями применения разработанных технологий и оборудования для электротермической наплавки порошковых материалов являются изготовление, восстановление и упрочнение покрытиями стальных деталей автотракторной, строительной, сельскохозяйственной, мелиоративной, буровой техники, железнодорожного транспорта, оборудования нефтехимической, перерабатывающей и станкостроительной промышленности.

Разработанные технологии электротермической наплавки порошковых материалов обеспечивают следующие технико-экономические преимущества:

- увеличение срока службы деталей;
- восстановление первоначальной геометрии поверхностей детали и инструмента;
- получение деталей и инструмента с заданными физико-механическими свойствами рабочих поверхностей;
- отсутствие операций предварительной и окончательной термообработки;
- возможность осуществления модернизации имеющихся технологических установок для электротермической наплавки порошковых материалов и обеспечение тем самым высокой окупаемости и низкой себестоимости получаемой продукции;
- экономия высоколегированных и цветных сплавов;
- экологическая чистота в условиях производства при внедрении разработанных технологических процессов.

Основу разработанных технологий электротермической наплавки порошковых материалов составляют индукционная центробежная и электроконтактная наплавка.

Исходным сырьем в разработанных технологиях служат порошки, стружка, гранулы, обрезки, прутки, отходы различных металлов и сплавов на основе меди, железа, никеля, вольфрама, например, БрОФ10–1, БрОЦС5–5–5, БрАЖ9–4, БрОС1–22, ПМС–1, ПР–Х4Г2Р4С2F, ПГ–СР1, ПГ–СР2, ПГ–СР3, ПГ–СР4, ПГ–УС25, ПГ–10Н–01, ПГ–10Н–02 и другие антифрикционные, износостойкие и коррозионностойкие материалы.

Разработанные технологии могут использоваться для получения подшипников скольжения, гильзовых втулок, втулок правильно-отрезных станков для правки арматурной проволоки, вкладышей подшипников скольжения насосов рефрижераторных установок, толкателей клапанов, пальцев, лопаток и скребков бетономешалок, рабочих органов почвообрабатывающих машин, алмазных правильных карандашей и заточных кругов и др.



Рисунок 1 – Детали с функциональными покрытиями, полученные а – индукционной и б – электроконтактной наплавкой

УДК 621.9 (075)

ПРОЦЕССЫ АЛИТИРОВАНИЯ И ДИФФУЗИОННОГО ХРОМИРОВАНИЯ СПЛАВОВ ВЖЛ2 И ВЖЛ16 ДЛЯ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ УЗЛОВ СУХОГО ТРЕНИЯ АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ

А.В. Беляков, канд. техн. наук, доц.
ОАО «Всероссийский теплотехнический институт»
(г. Москва, Российская Федерация)

Экстремальные условия, при которых происходит работа авиационных и космических летательных аппаратов, предъявляют исключительно высокие требования по надежности и ресурсу к деталям тяжело нагруженных узлов трения скольжения, изготавливаемых из сплавов ВЖЛ2 и ВЖЛ16. В настоящее время ресурс таких узлов трения, работающих при 500–700 °С составляет от 500 до 1000 циклов наработки. Действие комплекса многочисленных факторов (широкий диапазон температур (от –130 до 700 °С), работа в условиях воздушной атмосферы и глубокого вакуума, действие статических и динамических нагрузений) предопределяет малый ресурс деталей вследствие их износа.

В этой связи возникает актуальная задача повышения работоспособности тяжело нагруженных узлов трения скольжения. Решение этой задачи возможно при проведении исследований и научного обоснования упрочнения деталей.

Несмотря на наличие многочисленных трудов как отечественных, так и зарубежных специалистов, посвященных настоящей теме, нет полной ясности в оптимальной модели упрочнения. Отчасти, это можно объяснить отсутствием идентичности условий проведения экспериментов различными исследователями и учета всего комплекса многочисленных факторов, влияющих на повреждаемость узлов трения. Предложенные в настоящее время методы повышения эксплуатационных характеристик деталей узлов трения: термическая и химико-термическая обработка, поверхностное пластическое деформирование и др. носят ограниченный характер.

На выбор того или иного метода существенно влияет состав основы деталей трения. Исходя из того, что для тяжелонагруженных узлов сухого трения скольжения авиакосмического назначения наиболее широкое использование получили сплавы на основе никеля типа ВЖЛ, применение насыщения поверхности этих сплавов алюминием или хромом оказывается перспективным, т.к. при насыщении поверхности алюминием или хромом формируются слои, полностью состоящие из тугоплавких соединений или с высоким содержанием тугоплавких фаз.

В процессе проведения работы было установлено, что алитирование и диффузионное хромирование сплавов ВЖЛ2, ВЖЛ2М и ВЖЛ16 существенно увеличивают их износостойкость при температурах от -130 до $+700$ °С как на воздухе, так и в вакууме при нагрузках до 250 МПа. После алитирования сплавов ВЖЛ2 и ВЖЛ16 износостойкость на воздухе в диапазоне указанных температур увеличивается до 10 и более раз, после хромирования – до 8 раз; в условиях вакуума износостойкость сплавов после алитирования увеличивается от 3 до 4 раз, после диффузионного хромирования – от 1.5 до 2.5 раз. Алитирование и диффузионное хромирование сплавов позволяет в условиях воздуха и вакуума существенно уменьшить значения коэффициентов трения. Коррозионные испытания в атмосфере солевого тумана (5 %-й раствор NaCl) в течение трех месяцев показали существенное увеличение коррозионной стойкости у обоих сплавов; алитирование не оказало существенного влияния на коррозионную стойкость сплавов.

Испытания сплавов ВЖЛ2 и ВЖЛ16 на ударную вязкость в диапазоне температур показали повышение ударной вязкости во всем исследуемом диапазоне температур. Наблюдаемое увеличение ударной вязкости объясняется теорией изменения структурно-энергетического состояния поверхности сплавов, прошедших насыщение элементами Al или Cr. В этой связи увеличивается один из параметров ударной вязкости – работа зарождения трещины (a_3). Разработанные технологии алитирования и диффузионного хромирования сплавов ВЖЛ2 и ВЖЛ16 были внедрены при производстве ВКС "Буран", двигателя ПС-90А и его модификаций, а также при ремонте агрегатов вертолета Ми-8.

**ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ АЗОТИРОВАНИЯ, ПЛОТНОСТИ ПРЕССОВОК,
ДИСПЕРСНОСТИ ПОРОШКА КРЕМНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ
АЗОТИРОВАНИЯ НА СОДЕРЖАНИЕ α - Si_3N_4 ФАЗЫ В СТРУКТУРЕ
ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ
РЕАКЦИОННЫМ СПЕКАНИЕМ**

Е.С. Голубцова¹ д-р техн. наук, доц., Н.Б. Каледина²

¹Белорусский национальный технический университет

²Белорусский государственный технологический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Наиболее технологичным методом изготовления изделий сложной формы из нитрида кремния является реакционное спекание, заключающееся в азотировании спрессованных из кремния заготовок, при котором совмещаются процессы образования нитрида кремния и его спекания. Образующийся при азотировании каждой частицы нитрид заполняет объем пор, т.к. его удельный объем существенно превышает удельный объем исходного порошка.

Исследовали влияние времени азотирования (x_1), плотности прессовок (x_2), дисперсности порошка кремния (x_3) и температуры азотирования (x_4) на содержание α - Si_3N_4 фазы в структуре азотированных образцов. Прессовали порошок различной дисперсности (4, 20 и 80 мкм) до плотности (50, 60 и 70 % от теоретической), а затем их азотировали при температурах 1300, 1350, 1400 °С в течение 10, 20 и 50 ч.

Для проведения эксперимента был выбран некомпозиционный четырехфакторный эксперимент Бокса–Бенкина $N=3^4$ [1]. Ошибку воспроизводимости опытов S_y и дисперсию параметров оптимизации S_y^2 определяли по результатам трех параллельных опытов на нулевом уровне факторов. В качестве параметра оптимизации (y) было выбрано содержание в структуре α - Si_3N_4 фазы, определяющей во многом свойства азотированных образцов.

Преимущество этого плана состоит в том, что вместо 81 опытов ($N=3^4$) можно провести лишь 27, чтобы получить четырехфакторную модель. После статистической обработки результатов эксперимента по методике и проверки значимости коэффициентов уравнения получили адекватную модель:

($S_{ад}^2 = 3,99225$, $F_p = \frac{3,99225}{2,25} = 1,77 < F_{кр} = 19,4$ при $\alpha = 0,05$; $f_1 = 14$ и $f_2 = 2$) в виде полинома второго порядка

$$y = 87 + 5,7x_1 + 4,5x_2 - 11x_3 + 2,1x_4 + 2,2x_1x_3 + 5,9x_2x_3 - 4,2x_1^2 - 13,3x_2^2 - 11x_3^2 - 3x_4^2.$$

Это уравнение адекватно даже при $S_4^2 = 0,206$, $S_4 = 0,454$ (0,5 % от среднего 87). Анализ этого уравнения показывает, что наибольшее влияние на параметр оптимизации оказывает дисперсность порошка (x_3). Сильное влияние оказывает также плотность прессовок (x_2). Влияние времени (x_1) и температуры (x_4) азотирования значительно меньше. Максимальная величина $y = 88,5\%$ получена при $x_1 = +1$; $x_2 = 0$; $x_3 = 0$ и $x_4 = 0$, т. е. при времени азотирования 50 ч, плотности 60%, дисперсности 20 мкм и температуре азотирования 1350°C.

Дополнительный анализ полученного уравнения показал, что можно повысить величину содержания $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ фазы до 90,3 %, если установить факторы на следующих уровнях: $x_1 = +0,68$ (время азотирования 43,6 ч), $x_2 = +0,17$ (плотность прессовок 61,7 %), $x_3 = -0,419$ дисперсность 11 мкм) и $x_4 = 0,35$ (температура 1368 °C).

Следовательно, оптимальными величинами факторов будут: время азотирования 43,6 ч, плотность прессовок 61,7 %, дисперсность 11 мкм, температура азотирования 1368 °C.

Литература

1. Вознесенский, В.А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В.А. Вознесенский. — М.: Финансы и статистика, 1981. — 264 с.

УДК 620.179.1

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ОЧАГЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

О.А. Останин, ст. преподаватель
Кузбасский государственный технический университет
(г. Кемерово, Россия)

Состояние поверхностного слоя (ПС) детали формируется и трансформируется на всех стадиях обработки и последующей эксплуатации. Для описания технологического наследования используется феноменологическая теория, основанная на сквозном описании физического состояния ПС детали на этапах ее жизненного цикла в единых терминах и категориях механики деформирования и разрушения сплошных сред. Основу теории составляют представления о непрерывном накоплении деформаций и исчерпании запаса пластичности. Оценка состояния металла проводится с использованием механических параметров ПС. Для их расчета необходимо знать параметры напряженного и деформированного состояния (НДС) ПС в очаге деформации (ОД), где происходит формирова-

ние и накопление механических свойств в условиях смены знака деформации, и пластические свойства металла.

Сложность определения механических параметров состояния ПС ограничивает возможность использования этого подхода на практике. Физический характер наследственной феноменологической теории позволяет, в свою очередь, использовать для получения качественных результатов тонкие физические методы исследований.

Одним из таких методов, реально отражающим характер пластической деформации материалов на микроуровне, является метод акустической эмиссии (АЭ). Известно, что акустическая эмиссия – это процесс излучения материалом механических волн, вызванных локальной динамической перестройкой внутренней структуры материала при его деформировании и локальном разрушении.

Существуют связи различных параметров сигналов АЭ, с одной стороны, и изменением дислокационной структуры материала (скорость дислокаций, изменение плотности дислокаций); степенью пластической деформации (скоростью деформации); технологическими факторами при механической обработке резанием и ППД (скорость обработки, подача инструмента, глубина резания, натяг), с другой стороны.

В работе выдвинута научная гипотеза о существовании взаимосвязей между параметрами сигналов АЭ и механическими параметрами состояния ПС в частности, интенсивностью скоростей деформации сдвига H [1–2].

При разработке модели принято, что распределение параметров сигналов АЭ по очагу деформации идентично распределению интенсивности скоростей деформаций сдвига в виде $H = H(y, z)$. Исходя из этого, по распределению интенсивности скоростей деформаций сдвига H можно определить распределение сигналов АЭ по длине и, что важно, по глубине очага деформации.

Формула распределения интенсивности скоростей деформаций сдвига H в общем виде для каждой линии тока имеет вид [3]:

$$H = a + b \exp\left(-\frac{c}{d^2}\right)$$

Подставляя наследственные коэффициенты a, b, c, d , изменяющиеся по зависимости $k = a_k^h y + b_k^h$, получили:

$$H = z \iint \left(\left(a_a^h y + b_a^h \right) \left(a_b^h y + b_b^h \right) \exp\left(-\frac{c - \left(a_c^h y + b_c^h \right)}{\left(a_d^h y + b_d^h \right)^2}\right) \right) dx dy,$$

где z – толщина образца – постоянная величина; y – ордината; x – длина очага деформации; $a_a^h, b_a^h, a_b^h, b_b^h, a_c^h, b_c^h, a_d^h, b_d^h$ – наследственные коэффициенты, характеризующие распределение свойств по глубине упрочненного поверхностного слоя.

Проведены расчеты и получено распределение акустических характеристик в очаге пластической деформации.

Сопоставление результатов, полученных расчетным путем, и при проведении экспериментов по методу визиопластичности, показало высокую сходимость, что свидетельствует о корректности допущений и модели в целом.

Литература

1. Блюменштейн, В.Ю. Модель состояний поверхностного слоя в категориях механики технологической наследственности и сигналов акустической эмиссии / В.Ю. Блюменштейн, И.В. Мирошин // Инструмент Сибири. – 2000. – №4(7). – С. 5–9.

2. Блюменштейн, В.Ю. Исследование влияния истории нагружения на сигналы акустической эмиссии / В.Ю. Блюменштейн, И.В. Мирошин, А.А. Кречетов, О.А. Останин // Известия ОрелГТУ. Машиностроение. Приборостроение. – 2005. – № 4. – С. 60–63.

3. Блюменштейн В. Ю. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин / В.Ю. Блюменштейн, В.М. Смелянский. – М. : Машиностроение–1, 2007. – 400 с.

УДК 621.793

ФОРМИРОВАНИЕ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ.

В.В. Рубаник¹ д-р техн. наук доц., М.Н. Сарасеко¹ канд. техн. наук,
А.В. Линевич¹, В.В. Яснов¹, Н.Н. Поддубная¹, С.Н. Юркевич²

¹Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск

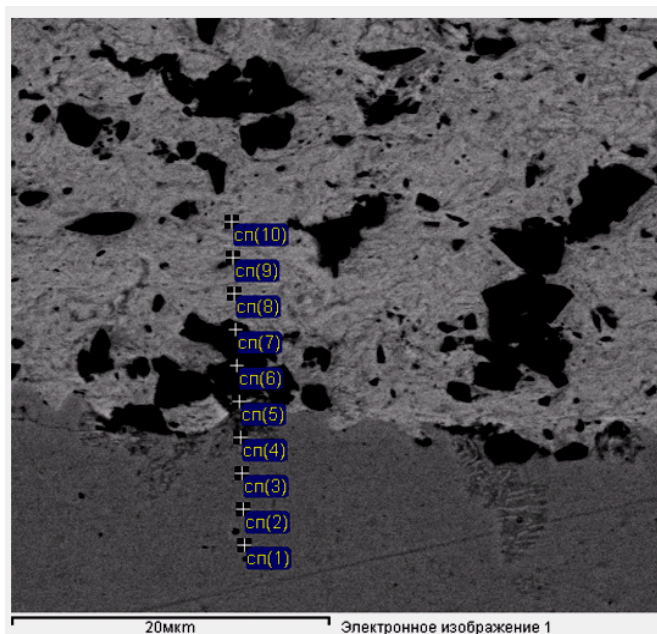
²РУПП «558 Авиационный ремонтный завод», г. Барановичи
(Республика Беларусь)

Введение. Повышение надежности, снижение себестоимости обслуживания, продление ресурса эксплуатации, а также реновация путем применения современных технологий для восстановления работоспособности узлов до уровня новых изделий, являются приоритетными энергосберегающими направлениями при производстве и эксплуатации современной техники. Поскольку эксплуатационные свойства восстановленного изделия определяются как свойствами напыляемого покрытия, так и изменениями в структуре основного материала восстанавливаемой детали при их нанесении, актуальным становится нанесение гетерофазных покрытий газодинамическим напылением, позволяющем минимизировать термическое воздействие на восстанавливаемую деталь. В данной работе представлены результаты исследования покрытий композиционного порошка Al_2O_3-Cu , полученных методом газодинамического напыления на подложку из стали 30ХГСА.

Эксперимент. Для получения композиционных материалов с целью их дальнейшего нанесения на подложки из стали 30ХГСА в качестве основы использовался порошок оксида алюминия с распределением частиц по среднему размеру 0–10 мкм 4.49 %, 10–20 мкм 62.18 %, 20–30 мкм 32,05 %, 30–40 мкм

1,28 %, который плакировали медью методом химического осаждения с использованием стандартных растворов для меднения. Покрытие наносилось при температуре газа носителя 280 °С и давлении 6 атмосфер. В процессе напыления формируется покрытие, в котором в медной матрице с достаточной периодичностью распределяются частицы порошка Al_2O_3 . Микроструктура покрытия и распределение элементов в поперечном шлифе приведены на рисунке и в таблице.

Микротвердость по поперечному шлифу составила: основа 210,3 кгс/мм², переходная зона 266,7 кгс/мм², центральная часть 265,9 кгс/мм².



Спектр	Al	Fe	Cu
сп(1)	0.12	99.42	0.46
сп(2)	0.13	98.52	1.35
сп(3)	0.05	98.54	1.41
сп(4)	0.32	97.87	1.82
сп(5)	11.75	71.73	16.52
сп(6)	70.83	3.35	25.83
сп(7)	41.54	2.05	56.41
сп(8)	0.22	1.47	98.31
сп(9)	1.15	1.26	97.59
сп(10)	0.11	0.99	98.90

Рисунок – Микроструктура КП с МРСА

Выводы. В результате проведенных работ было получено гетерофазное покрытие повышенной твердости на стали 30ХГСА. Исследование покрытия показало, что при использовании метода газодинамического напыления температура композиционного порошка не вызывает структурных изменений в материале подложки, позволяя получать гетерофазные покрытия с достаточно равномерным распределением твердых частиц в металлической матрице. В свою очередь, это расширяет ассортимент деталей, подлежащих восстановлению при проведении ремонтных работ.

Литература

1. А.П. Алхимов, В.Ф. Косарев, Н.И. Нестерович, А.Н. Папырин / Способ получения покрытий // а.с. SU 1618778 А1, МКИ С 23 С 4/00 №4075078/02, заявл. 06.06.86, опубл.07.01.91 бюл.№1.

2. К.И. Аршинов, М.К. Аршинов, Т.Л. Полякова, П.А. Случак, С.Н. Юркевич, В.В. Яснов / Способ получения многослойного покрытия на из-

делии из алюминиевого сплава: патент RU 2377341 С2 №2007126875/02, заявл. 13.07.2007, опубл.27.12.2009, бюл.№36.

3. С.Н.Юркевич, Е.Г.Прищепов, О.Г.Мухачев, С.В.Кунашенко, А.В. Томашевич, В.В.Яснор, К.И.Аршинов, И.В.Фомихина / Исследования возможности применения газодинамического напыления для восстановления деталей авиатехники. // Металлообработка. 2005. – №5(29).– С.24–29.

УДК 546.171.1: 620.193

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМ Al–Bi и Al–Sb В СРЕДЕ 3 % РАСТВОРА NaCl

М.А. Красовский, В.А. Лавренко, д.х.н. проф.,
С.М. Чернега, д-р техн. наук проф.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины
(г. Киев, Украина)

Развитие современного самолетостроения требует создания новых материалов, обладающих помимо высоких физико–механических свойств также хорошей коррозионной стойкостью. Важная роль при этом принадлежит деформируемым сплавам на основе алюминия [1]. Так, на протяжении более полувека используются в данных целях сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu, напр., В93, В95 и др. Однако на сегодняшний день влияние таких легирующих элементов, как висмут (до 4 мас.% Bi) и сурьма (до 20 мас.% Sb), на комплекс физико–химических свойств бинарного сплавов на основе алюминия представляет неугасающий интерес.

В этой связи с помощью метода поляризационных кривых и сканирующего электронного микроскопического анализа изучена стойкость этих сплавов против питтинговой коррозии в среде 3 % раствора NaCl. Так, при концентрациях легирующего элемента до 0,1 мас.% наблюдается уменьшение скорости коррозионного процесса, а при более высоких концентрациях сурьмы и висмута происходит рост тока начала пассивации и уменьшение протяженности активной области на потенциодинамических кривых. Это свидетельствует о снижении коррозионной стойкости сплавов.

Литература

1. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Елагин. – Москва: Металлургия, 1972. – 480 с.
2. М.А. Лавренко, В.А. Красовский. Анодное поведение сплавов систем Al–Bi и Al–Sb в среде 3 % раствора NaCl

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ МАРТЕНСИТНО–СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ТИПА Fe–Co–W, ОБРАБОТАННОЙ ИНТЕНСИВНЫМИ ПОТОКАМИ ИОНОВ АЗОТА

К.И. Чой¹ канд. техн. наук, А.В. Белый² д-р, техн. наук, член–корр.,
В.А. Кукареко³, д-р физ.–мат. наук, доц.

¹Институт технологии металлов НАН Беларуси (г. Могилев, Беларусь)

²Физико–технический институт НАН Беларуси

³Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Современная промышленность все в большей степени базируется на ресурсосберегающих технологиях, основанных на методах поверхностной обработки материалов с применением потоков высокоэнергетических заряженных частиц. Методы высокоэнергетической обработки позволяют существенно повысить прочностные, триботехнические и антикоррозионные свойства поверхностных слоев конструкционных материалов [1]. В связи с этим значительный интерес представляют сведения о триботехнических и антикоррозионных свойствах современных конструкционных материалов подвергнутых ионно–лучевой обработке с использованием концентрированных потоков ионов азота. В частности, перспективными материалами для узлов трения, работающих в экстремальных условиях высоких контактных давлений, являются сплавы системы Fe–Co–W, относящиеся к мартенситно–старееющим сплавам повышенной теплостойкости. В связи с этим задачей данной работы являлось исследование структуры и свойств инструментальной мартенситно–старееющей стали 25B20K20X4Ф2М, обработанной ионами азота при различных температурах.

Методика эксперимента. Исследования проводились на образцах, изготовленных из инструментальной мартенситно–старееющей стали 25B20K20X4Ф2М (C–0,27; W–19,84; Co–18,68; Cr–3,78; V–1,57; Ni–0,14; Si–0,15; Mo–0,15; Mn–0,20 вес.%; Fe–остальное), обработанной ионами азота при температурах 670, 720, 740, 770, 820, 870 и 920 К. Ионно–лучевая обработка азотом проводилась на ускорителе ионов, оснащенный источником с замкнутым дрейфом электронов УВН–2М, разработанном в ФТИ НАН Беларуси. Имплантация проводилась при энергии ионов 3 кэВ и плотности ионного тока 1–2 мА/см². Флюенс легирования составлял $\sim 3 \times 10^{19}$ ион/см². Время обработки составляло 3 ч. Твердость по Виккерсу определялась при нагрузке 295 Н (30 кгс). Микротвердость измерялась при нагрузке 0,49 Н на приборе ПМТ–3. Металлографические исследования образцов проводятся на микроскопе EPITYP2. Травление образцов осуществляется в реактиве Марбле. Исследование фазового состава образцов после различных режимов обработки проводилось на рентгеновском дифрактометре ДРОН–3.0 в монохроматизированном CoK_α излучении. Съемка образцов осуществлялась при ускоряющем напряжении на рентгенов-

ской трубке 30 кВ и анодном токе 10 мА. Запись интенсивности рассеянного рентгеновского излучения проводилась в режиме сканирования (по точкам) с фиксиро–ванным временем счета 15 сек на точку. Шаг сканирования составляет $0,1^\circ$. Для фазового анализа использовалась стандартная картотека PDF. Для коррозионных испытаний в качестве агрессивных сред были выбраны: 10% водный раствор NaCl, а также 2Н водный раствор уксусной (карбоновой) кислоты (CH_3COOH). В качестве основного метода определения коррозионной стойкости исследуемых материалов был выбран весовой метод. Погрешность измерения массы образца составляла 0,05 мг. Триботехнические испытания по схеме возвратно–поступательного перемещения проводили на автоматизированном трибометре АТВП, оснащённом устройством для измерения коэффициента трения. В качестве контртела использовалась пластина из закаленной стали У8 ($\text{HV}=8000$ МПа). Испытания проводили в условиях трения без смазочного материала при номинальном давлении $p=2$ МПа. Средняя скорость перемещения образца относительно контртела составляла $\approx 0,1$ м·с $^{-1}$.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Сталь 25В20К20Х4Ф2М в исходном состоянии (закалка) имеет мартенситную структуру ($\text{HV}=5100$ МПа). Фазовый состав закаленной стали включает в себя: α –фазу (мартенсит), η –фазу ($\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$), а также интерметаллидную θ –фазу Co_7W_6 (рисунок 1).

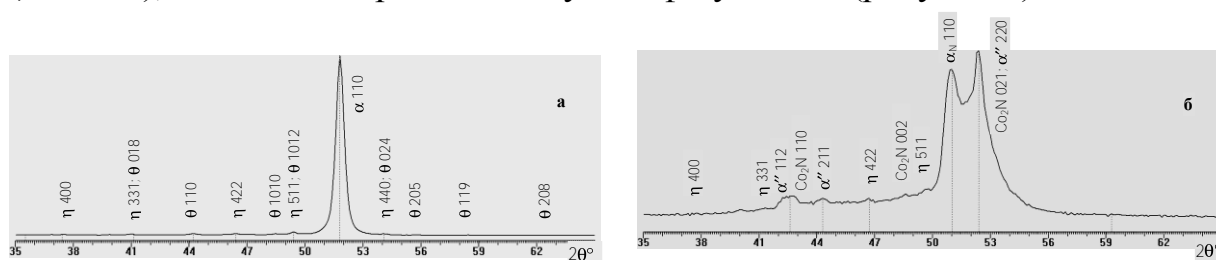


Рисунок 1 – Фрагменты рентгеновских дифрактограмм ($\text{CoK}\alpha$) от поверхностных слоев стали 25В20К20Х4Ф2М в исходном состоянии (а) и обработанной ионами азота при 820 К (б)

Ионно–лучевая обработка стали при 670–740 К приводит к увеличению микротвердости ее поверхностного слоя от $\text{H}_{0,49}=11000$ до $\text{H}_{0,49}=12300$ МПа (рисунок 2). Толщина модифицированного слоя составляет от 10 мкм (после обработки при 670 К) и до 60 мкм (после высокотемпературной обработки при 920 К). В модифицированном ионами азота при 670 К слое регистрируется образование твердого раствора азота в матричной α –фазе (α_{N} –азотистый мартенсит), а также присутствие частиц α'' –фазы $(\text{Fe},\text{Co})_8\text{N}$ с тетрагональной объемно–центрированной решеткой ($I4/mmm$) и параметрами решетки: $a=0,572$ нм и $c=0,6292$ нм. При ионно–лучевой обработке стали в интервале температур 720–820 К в ее поверхностных слоях, наряду с формированием азотистого мартенсита, интенсифицируется образование нитридной фазы α'' – $(\text{Fe},\text{Co})_8\text{N}$ и Co_2N .

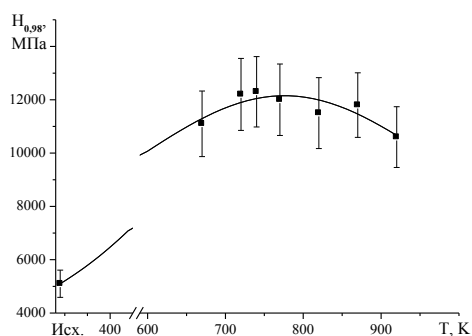


Рисунок 2 – Микротвердость поверхностного слоя стали 25B20K20X4Ф2М после ионно–лучевой обработки при различных температурах

приводит к существенному возрастанию износостойкости поверхностных слоев стали. В частности, интенсивность изнашивания стали после ионной обработки при 820 К снижается в 2,1 раза по сравнению с исходным неимплантированным состоянием и составляет $I_q = 2,7 \cdot 10^{-3}$ мг/м.

Результаты коррозионных испытаний имплантированной ионами азота стали 25B20K20X4Ф2М свидетельствуют о сильном влиянии структурного состояния азотированных слоев на скорость растворения модифицированной стали в нейтральной и кислотной средах (рисунок 4). В частности, установлено, что в нейтральном соляном растворе (10% NaCl) наиболее высокое сопротивление коррозионному растворению достигается на стадиях выделения специальных нитридов, связывающих атомы W в нитридные частицы W_2N (рисунок 4а). При этом скорость коррозии стали снижается на $\approx 20\%$. В случае кислотного раствора CH_3COOH образование азотистого мартенсита (α_N -фаза) и родственной ему фазы $\alpha''-(Fe, Co)_8N$ приводит к существенному снижению коррозионной стойкости сплава. Формирование специальных нитридов и распад азотистого мартенсита после высокотемпературного азотирования стали при температурах 870 и 920 К приводит к восстановлению ее коррозионной стойкости до уровня исходного закаленного состояния (рисунок 4,б).

Микротвердость стали при этом выходит на уровень максимальных значений (рисунок 2). Обработка стали при 870–920К приводит к распаду азотистого мартенсита и выделению в слое специальных нитридов W_2N и VN . Микротвердость модифицированной при 920 К стали снижается до $H_{0,49} = 10500$ МПа.

На рисунке 4 приведены зависимости массового износа от пути трения стали 25B20K20X4Ф2М, обработанной по различным температурным режимам. Можно видеть, что ионно–лучевая обработка азотом

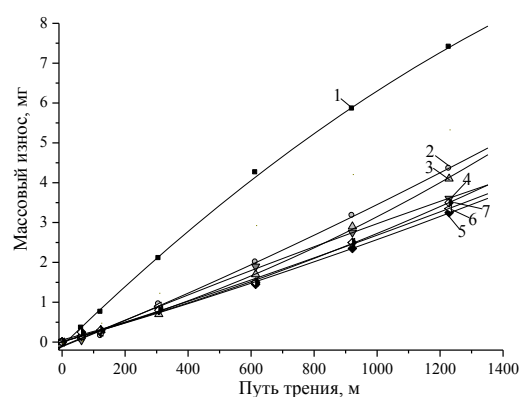
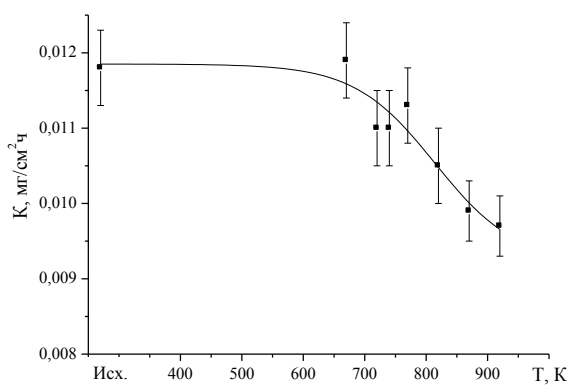
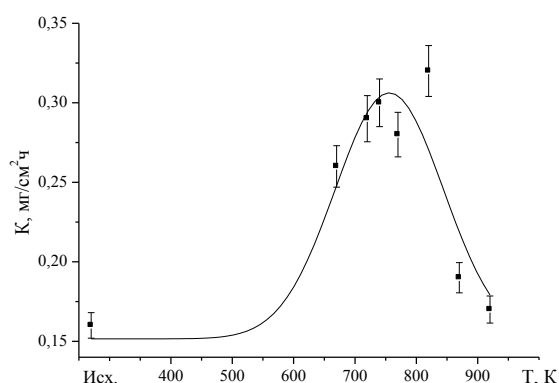


Рисунок 3 – Зависимости массового износа стали 25B20K20X4Ф2М, обработанной по различным режимам: 1–исходное состояние; 2–7 – ионная имплантация N^+ при 670; 720; 740; 770; 820 и 870 К соответственно



(а)



(б)

Рисунок 4 – Зависимости скорости коррозии K в 10% водном растворе NaCl (а) и 2Н водном растворе CH_3COOH (б) стали 25В20К20Х4Ф2М, обработанной ионами азота при различных температурах

Заключение. Исследовано структурное состояние, микротвердость, износостойкость и антикоррозионные свойства имплантированной ионами азота стали 25В20К20Х4Ф2М. Показано, что насыщение поверхностных слоев стали ионами азота приводит к увеличению их микротвердости до $H_{0,49} = 12300$ МПа, износостойкости в 2,1 раза по сравнению с исходным состоянием и снижению скорости коррозии в 10% водном растворе NaCl на 20%.

Литература

1. Белый А.В., Кукареко В.А., Патеюк А. Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота. – Минск: Белорусская наука, – 2007. – 244 с.

УДК 621.793

ПОВЫШЕНИЕ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ НАНЕСЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ГАЗОПЛАМЕННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ ПРОВОЛОК

М.А. Белоцерковский, канд. техн. наук, А.В. Чекулаев
Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Разработка метода нанесения полимерных покрытий газопламенным распылением полимерных проволок (шнуров) показала, что в сравнении с порошковым напылением получаемые слои обладают лучшими антикоррозионными свойствами. Это обусловлено тем, что после формирования покрытий нанесением порошков полимерные слои имеют преимущественно

аморфную структуру, а после распыления проволок – преимущественно кристаллическую. Однако широкое использование метода проволочного напыления полимерных антикоррозионных покрытий осложнялось меньшей производительностью (1,5–2 кг/ч), в сравнении с порошковым напылением (2–3 кг/ч).

Цель исследований. Целью исследований явилось изучение возможности повышения производительности процесса нанесения полимерных покрытий, получаемых газопламенным распылением проволок изготовленных из термопластичных материалов.

Теоретический анализ. Сущность процесса распыления полимерных проволок заключается в том, что одной высокотемпературной струей газа осуществляется плавление проволоки с непрерывным удалением образующегося полимерного расплава и его последующее диспергирование. Полимер в проволоках имеет аморфную структуру, что обусловлено технологией их изготовления. В результате теплового воздействия струи газа, образующийся на поверхности проволоки тонкий слой расплава состоит из сегментов макромолекул полимера, находящихся как в расплаве, так и в твердом состоянии. Одновременное нахождение макромолекул в разных агрегатных состояниях обуславливает развитие процесса удаления расплава только в случае разрыва главных цепей макромолекул, т.е. в результате протекания процесса термомеханической деструкции, происходящей из-за совместного действия теплового потока и межфазных касательных напряжений со стороны струи газа. Разрыв прочных (ковалентных) связей макромолекул обуславливает невысокую скорость удаления расплава с поверхности проволоки, что отрицательно сказывается на скорости подачи проволоки и соответственно на производительности самого процесса распыления. Для повышения производительности процесса распыления проволоки было предложено перед ее использованием переводить структуру полимера в более упорядоченное состояние. Одним из наиболее доступных и легко осуществимых путей изменения взаимного расположения макромолекул в полимере является его отжиг.

Результаты и их обсуждение. Определение изменения структуры полимера в проволоке в результате ее отжига при различных температурно-временных режимах производили косвенно, путем определения изменения плотности полимера. Увеличение плотности материала свидетельствует о повышении упорядоченности его структуры. Анализ полученных результатов для термопластов (полиэтилен, полиэтилентерефталат, полиамид и др.) показал, что при нагреве полимера до температуры, составляющей 0,8–0,9 температуры его плавления с последующей выдержкой при данной температуре, время достижения полимером максимальной плотности, является наименьшим и составляет 4–5 часов. Для оценки влияния плотности полимера в проволоке на процесс ее распыления были проведены экспериментальные исследования, в которых использовалась проволока из полиэтилена низкого давления (ПЭНД) и полиэтилентерефталата (ПЭТФ). Отверждение покрытий (толщина 180–220 мкм) осуществлялось на воздухе при нормальных атмосферных условиях. Напыление

покрытий осуществлялось газопламенным методом с помощью проволочной полимерной термораспылительной установки.

Анализ результатов испытаний показал, что предварительная термообработка полимерной проволоки приводит к увеличению производительности процесса напыления покрытий на 25 – 30 %, а также к нанесению покрытий обладающих лучшей когезией и большей стойкостью к химической деструкции, что свидетельствует о формировании покрытий из полимерных макромолекул с большей молекулярной массой.

УДК 621.793.6:669.35

ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА МЕДНЫХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ СВС

Б.П. Серeda, д-р техн. наук, проф., Д.О. Кругляк, аспирант
Запорожская государственная инженерная академия
(г. Запорожье, Украина)

Введение. Изделия из медных сплавов, обладая высокими механическими, литейными и антикоррозионными свойствами, все больше привлекают внимание разработчиков в области машиностроения для изготовления деталей трения, работающих при высоких нагрузках и больших скоростях. Высокие коррозионные свойства позволяют широкое применение данных сплавов в морском судостроении для изготовления массивных литых деталей ответственного назначения, в том числе гребные винты и их лопасти. В авиастроении используются медные сплавы для изготовления деталей, несущих большую силовую нагрузку, ответственных подшипников и арматуры [1].

С целью повышения вышеуказанных технологических характеристик возникает необходимость в создании защитных покрытий на этих материалах. Существующие методы нанесения защитных покрытий являются энергоемкими и характеризуются большой продолжительностью процесса. В этой связи актуальной является разработка новых технологий получения покрытий, обеспечивающих необходимые эксплуатационные характеристики при минимальном времени их формирования. Такими технологиями могут служить способы получения покрытий в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [2].

Материалы и методы исследований. Исходными материалами для исследования служили сплавы на основе меди: БрАЖМц–10–3–1,5, БрАЖ–9–4, БрАМц–9–2, ЛМцЖ–55–4. В качестве насыщающей среды использовали смесь порошков следующих материалов: оксида хрома (Cr_2O_3), оксида алюминия (Al_2O_3), металлических молибдена и алюминия, хлорида аммония (NH_4Cl) и йода (I_2). Обработку проводили при температурах 800–1000 °С в течение 0,5–1,5 ч.

Результаты исследований и их обсуждение. При взаимной диффузии в многокомпонентной системе возможно образование эвтектической концентрации элементов и плавление при температурах обработки. В случае локализации области эвтектической концентрации в глубине слоя оплавление поверхности не произойдет. Образование такой структуры будет способствовать ускоренному переносу, если поверхностный твердотельный слой не будет лимитировать доставку диффузанта к фронту диффузии.

Для обоснования возможностей применения высокопористых силицированных слоев в узлах трения и разработки практически значимых технологий были проведены триботехнические испытания полученных защитных покрытий. Результаты исследований показали, что интенсивность изнашивания на всех исследуемых материалах ниже для пористых участков слоев по сравнению с беспористыми и необработанными образцами.

На основании проведенного анализа экспериментальных и расчетных данных были сформулированы условия СВС, приводящие к ускоренному формированию покрытий. Значительное увеличение насыщающей способности смеси может приводить к образованию пористости, блокирующей диффузию компонентов [3]. Оптимальное содержание кремнийсодержащего вещества и активатора в смеси, приводящих к формированию пористости, не препятствующей массопереносу, зависит от многих факторов и в каждом случае подбирается экспериментально.

Последнего можно достичь, если плавление произойдет зоной в глубине слоя или расплавленные области образуют вкрапления в окружающей кристаллической матрице. Стабилизация таких структур в двухкомпонентных системах не представляется возможной, поскольку, образовавшиеся расплавленные области в этом случае будут расти в процессе диффузии компонентов. Наличие третьего компонента может стабилизировать рост участков плавления.

Вывод. Исследования указывают на перспективность применения силицирования и никелирования в качестве эффективных триботехнических покрытий. При этом в процессе механической обработки деталей узлов трения необходимо обеспечить припуск на толщину наносимого покрытия.

Литература

1. Поверхневе зміцнення матеріалів: Монографія / Серета Б.П., Калініна Н.Є., Кругляк І.В. – Запоріжжя: Вид-во ЗДІА, 2004. – 230 с.
2. Обробка металів тиском при нестационарних температурних умовах / Серета Б.П., Кругляк І.В., Жеребцов О.А., Белоконь Ю.О. – Запоріжжя: Вид-во ЗДІА, 2009. – 252 с.
3. Создание износостойких слоев на медных изделиях / Титлянов А. Е, Радюк А.Т., Кузнецов В.Е. и др. // Материаловедение. 1998, №12. С. 42–44.

Сущность процесса заключается в том, что в разряженной азотсодержащей атмосфере между катодом (деталью) и анодом (стенки камеры) возбуждается тлеющий разряд, в результате чего ионы газа, бомбардируют поверхность катода, нагревают её до температуры насыщения. Температура процесса 470 – 580 °С, разряжение 1–10 мм.рт.ст., рабочее напряжение 400 – 1100 В [2].

Микроструктура образца стали X12МФ, подвергнутого процессу ионо-плазменного азотирования, представлена на рисунке 2.

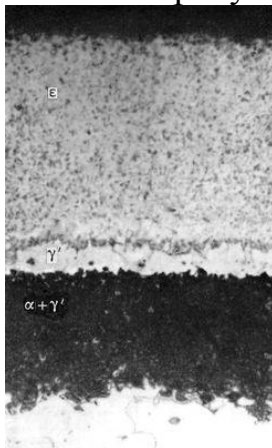


Рисунок 2 – Микроструктура азотированного слоя стали X12МФ

Использование рабочих частей технологической оснастки, подвергнутых процессу ионо-плазменного азотирования, показало, что стойкость увеличилась в 2–3 раза.

Литература

1. Азотирование и карбонитрирование. Чаттерджи–Фишер Р., Эйзелл Ф.В. [и др.] Пер. с нем. / Под ред. Супова А.В. – М. Металлургия, 1990. 280.
2. Лахтин Ю.М., Коган Д.Я., Шпис Г.И. и др. Теория и технология азотирования. – М. Металлургия, 1991. – 320.

УДК 621.914.2:669

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ОБРАБОТКОЙ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ

Г.Ф. Ловшенко¹, д-р техн. наук, доц., В.М. Шеменков²

¹Белорусский национальный технический университет, г. Минск

²ГУ ВПО «Белорусско–российский университет», г. Могилев
(Республика Беларусь)

Твердые сплавы как инструментальные материалы широко и эффективно применяются в металлообработке. Достаточно отметить, что инструментами из этих сплавов снимается до 70 % всей стружки.

Качественные изменения в металлообработке, связанные с появлением новых труднообрабатываемых материалов, применением станков с числовым программным управлением, многоцелевых станков, гибких производственных систем, повышают требования к работоспособности и надежности режущего инструмента. Резервы повышения износостойкости инструмента за счет создания новых материалов в значительной степени уже исчерпаны или связаны со значительными материальными затратами. Поэтому особое значение в настоящее время приобретают вопросы, связанные с внедрением технологических процессов модификации рабочих поверхностей инструментов. Традиционные способы повышения стойкости в ряде случаев не обеспечивают необходимой износостойкости или неприемлемы. Поэтому все большее распространение получают такие способы, как нанесение износостойких покрытий и поверхностное упрочнение изделий из металлов и сплавов методами ионно-плазменной обработки [1].

Одним из перспективных в научном и в прикладном плане является метод обработки твердосплавного инструмента в тлеющем разряде.

Обработка твердых сплавов в тлеющем разряде постоянного тока, возбуждаемом в среде остаточных атмосферных газов давлением 1,33–13,33 Па напряжением горения 1–5 кВ при плотности тока 0,05–0,5 А/м² и частоте импульсов 100 Гц ± 20% обеспечивает формирование уникальных структурно-фазовых состояний в их приповерхностных слоях, а также широкий масштаб модификации структуры [2].

Учитывая то, что в настоящее время наибольшее распространение в мировой практике получили кобальтсодержащие твердые сплавы, наибольший интерес представляет исследование изменений в их структурно-фазовом составе.

Для установления закономерностей и механизмов структурно-фазовых превращений, протекающих в поверхностном слое при обработке в тлеющем разряде, были проведены исследования на пластинах твердого сплава ВК8 (ГОСТ 3882–74) и сплава GIALLOY PACO–CR (EN ISO 6871–1/6871–2) с массовой долей Со 8 и 64% соответственно.

Влияние модифицирующей обработки на структуру отдельных составляющих сплавов изучено методом рентгеноструктурного анализа. Анализу подвергались изменения дифракционных параметров линий кобальта, карбида вольфрама и хрома, возникающие под действием тлеющего разряда с различной удельной мощностью горения.

Характер изменения параметров дифракционных линий (101) и (200) кобальта свидетельствует о протекании в процессе модифицирующей обработке полиморфного превращения α -Со \rightarrow β -Со, а изменение параметров дифракционных линий (101) и (112) – о переориентации кристаллитов α -Со.

Установлено, что с ростом удельной мощности горения тлеющего разряда происходит рост фрагментов кобальтовой связки, что в свою очередь обуславливает повышение ее вязкости и приводит к повышению износостойкости твердого сплава. Также с ростом энергетических параметров разряда происходит снижение плотности дислокаций, как в твердой фазе, так и в связке.

Изменение физического уширения и интенсивности дифракционных линий Co , WC и Cr подтверждает, что воздействие тлеющего разряда приводит к уменьшению искажений как в связующем материале, так и в твердой фазе сплавов.

Проведенные испытания в производственных условиях позволили выявить, что установленные изменения структуры и фазового состава кобальтсодержащих твердых сплавов при обработке их в тлеющем разряде оказывают влияние на повышение эксплуатационных характеристик инструмента в 1,3–2,5 раза в зависимости от назначения и области его использования.

Литература

1. Ходырев, В. И. Прогрессивные электрофизические методы упрочнения твердосплавного инструмента / В. И. Ходырев, А. Ф. Короткевич, В. М. Шеменков // Вестн. МГТУ. Электромеханика, приборостроение и информатика. – 2002. – № 2. – С. 159–163.

2. Шеменков, В. М. Структурные изменения в поверхностных слоях однокарбидных твердых сплавов при их обработке в тлеющем разряде / В. М. Шеменков, Г. Ф. Ловшенко // Вестн. Белорусско–Российского университета, – 2010. – № 1/(26). – С. 121–130.

УДК 661.771

ВЫБОР ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ВАЛКОВ ПЕЧЕЙ ОТЖИГА ЛИСТОПРОКАТНЫХ СТАНОВ

М. А. Леванцевич¹ канд. техн. наук, доц., К. Й. Чой², канд. техн. наук, проф.,
И. А. Солдатенков³ д-р физ.-мат. наук

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск

²Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев
(Республика Беларусь)

³Институт проблем механики им. А. Ю. Ишлинского РАН
(г. Москва, Российская Федерация)

В листопрокатном производстве при прокатке стального листа в печах непрерывного отжига одну из серьезных проблем представляют явления связанные со схватыванием (pick-up) микрообъемов материала с поверхностью прокатных валков. Подобные микрообъемы («навары») имеют высокую адгезию к поверхности валка и в процессе эксплуатации их количество и размеры увеличиваются. В результате на поверхности движущегося листа образуются дефекты в виде вмятин ухудшающих его потребительские свойства по внешнему виду (рисунок 1.).

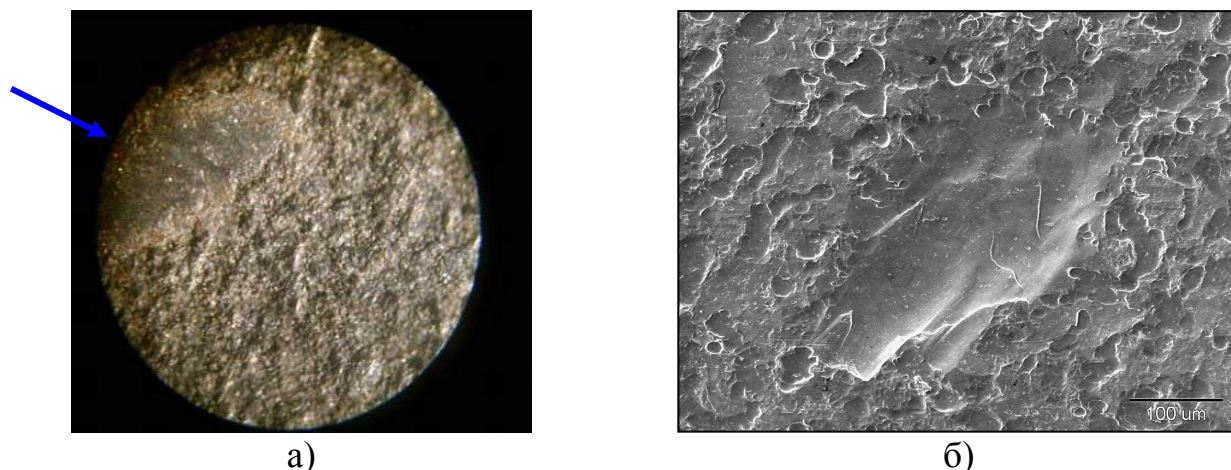


Рисунок 1 – Фрагменты дефектов в виде «навара» (а) и вмятины (б) на поверхности соответственно прокатного валка и стального листа

Наиболее распространенным методом предотвращения явлений схватывания является формирование на рабочих поверхностях прокатных валков защитных инертных покрытий. Однако вопросы выбора рационального состава покрытий и оценки их работоспособности представляют собой весьма сложную задачу. В многом это связано, как с отсутствием необходимого испытательного оборудования, которое позволяло бы воспроизводить условия прокатки стального листа в печах отжига, где интервал варьирования температур составляет 650–1800°C, а в качестве рабочей среды используется аммиак, так и соответствующих методик испытаний. Проводить испытания по выбору составов покрытий в условиях действующего производства достаточно сложно и неэкономично. В этой связи, для решения подобных задач нами предложен испытательный стенд (рисунок 2), который позволяет проводить сравнительные испытания различных покрытий, в условиях приближенных к реальным, с целью выбора и последующего их эффективного применения.

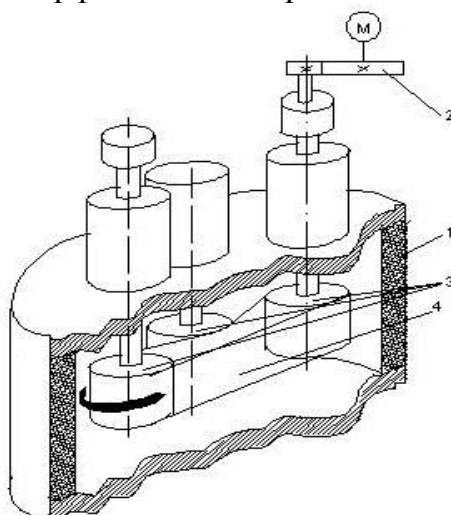


Рисунок 2 – Схема стенда для выбора защитных покрытий для прокатных валков печей отжига листопркатных станав:

1 – нагревательная печь; 2 – привод вращения ленты; 3 – испытываемые ролики с защитным покрытием; 4 – стальная лента

Стенд обеспечивает следующие технические характеристики:

- линейная скорость протяжки стальной ленты, м/с 3–6;
- усилие натяжения ленты, Н 250–1000;
- температура нагрева тепловой камеры, °С 20–1000;
- рабочая среда – аммиак и др. газы.

При необходимости на стенде можно проводить обкатку или ресурсные испытания шестерен зубчатых передач при повышенных температурах.

УДК 674.055

УПРОЧНЕНИЕ НЕПЕРЕТАЧИВАЕМОГО ТВЕРДОСПЛАВНОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПУТЕМ НАНЕСЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

И.Л. Поболь¹ д-р техн. наук, И.В. Мурашова¹, П.В. Рудак²

¹Физико–технический институт НАН Беларуси

²Белорусский государственный технологический университет

(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. В деревообрабатывающем производстве широко используется режущий инструмент из твердых сплавов. Это связано с применением высокоабразивных композиционных материалов (ДСтП, ЛДСтП, МДФ, цементно–стружечных плит, ЦСП), структурные особенности которых (неравномерная плотность по сечению, вероятность попадания в массу для изготовления плит абразивных частиц Si_2O , Al_2O_3 , а также частиц металла) повышают вероятность аварийного разрушения инструмента во время эксплуатации.

По сравнению с обработкой массива древесины при обработке резанием древесных композитов возникают следующие особенности, позволяющие отнести их к труднообрабатываемым материалам:

- 1.повышенные силы резания,
- 2.повышенные температуры в зоне резания,
- 3.наличие абразивного и химического износа,
- 4.более неравномерный по длине лезвия износ режущих элементов инструмента,
- 5.возможность появления сколов хрупкой отделки ДСтП.

Особый интерес для повышения ресурса работы инструмента представляет создание на его поверхности тонкопленочных износостойких композиций с градиентным распределением свойств.

Цель исследований – разработка экспериментальных основ упрочнения твердосплавного инструмента путем нанесения покрытий.

Материалы и методики. В качестве основы для нанесения покрытий используются твердосплавные пластины фирм *Leuco* и *Royce/Ayr* с размерами 30–60x12x1,5 мм, которыми оснащаются концевые фрезы. Твердый сплав марки

SMG02 из материала WC–2,5Co имеет среднюю величину зерна WC 0,5–0,8 мкм.

Составы некоторых исследованных упрочняющих композиций представлены в таблице 1. Нанесение покрытий осуществляется с использованием вакуумно–плазменных технологий и термогидрохимической обработки.

Таблица 1 – Состав композиционных покрытий

№ покрытия	Состав покрытия
1	Al ₂ O ₃ +ZrO ₂
2	Ti+TiN+TiC+TiCN
3	BC (добавка наноалмазов ЗАО «Синта») + ПАВ

Проводятся исследования морфологии, триботехнических, механических и эксплуатационных характеристик упрочненного инструмента. Лабораторные и производственные испытания стойкости инструмента выполняются на обрабатывающих центрах с ЧПУ Rover различных моделей, в т.ч. в ЗАО «Пинскдрев». Материал для резания – ДСтП ЗАО «Пинскдрев» и ЛДСтП *Pfleiderer Grajewo*, Польша.

Результаты исследований. Выявлен сложный характер износа режущих кромок инструмента с покрытиями и без них. Разрушение рабочей кромки лезвия наблюдается как по передней, так и по задней граням инструмента. Предварительными исследованиями (таблица 2) установлено, что ряд наносимых композиций может обеспечить повышение стойкости инструмента по сравнению со стойкостью пластин без покрытий.

Таблица 2 – Результаты испытаний инструмента при обработке ДСтП

Значение параметра	без покрытия	№ покрытия		
		1	2	3
Путь резания до потери стойкости, м	214666	278280	332040	486626
Повышение пути резания по сравнению с резцом без покрытия, м / %	–	63614 / 29,6	117373 / 54,7	271960 / 126,7

Увеличение в 2,27 раза рабочего ресурса наблюдается для пластин с покрытиями, полученными термогидрохимической обработкой, состава BC с добавками наноалмазов. Композиции на основе TiN, TiC и TiCN обеспечивают повышение стойкости инструмента в 1,5 раза, системы на основе оксидов алюминия и циркония – 1,3 раза.

Покрытие на деревообрабатывающем инструменте должно обладать высокими термической и коррозионной стойкостью, механическими свойствами, прочностью сцепления с основой, инертностью к обрабатываемому материалу и, в конечном счете, высокой износостойкостью в сложных условиях. Можно

особо отметить роль низкой величины коэффициента трения. Для покрытия №3 его величина при испытании контртелом из ШХ15 составляет $\sim 0,1$.

УДК 621.793

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВОССТАНОВЛЕННЫХ АВТОТРАКТОРНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Ю.В. Хлопков, канд. физ.–мат. наук
Институт технической акустики НАН Беларуси
(г. Витебск, Республика Беларусь)

Введение. Восстановление поверхности изношенных высоконагруженных изделий является актуальной научно–практической проблемой. Особенностью восстановления является то, что физико–механические свойства восстановленных поверхностей могут отличаться от исходных.

В работе приведены сравнительные исследования триботехнических свойств восстановленных коленвалов дизельных тракторных двигателей. Именно они определяют прогнозируемые надежность и долговечность работы восстановленных деталей.

Восстановление в различных режимах осуществлялось двумя способами: электродуговой наплавкой (ЭДН) и сверхзвуковым газотермическим напылением (СГТН). Оба способа одновременно конкурируют и дополняют друг друга.

Методика. Триботехнические испытания осуществлялись по схеме возвратно–поступательного движения контактирующих тел при средней скорости их взаимного перемещения $\cong 0,1$ м/сек. Контртело в виде пластины изготавливалось из наружного кольца подшипника скольжения с антифрикционным слоем. Испытания проводились при номинальном давлении 10 МПа в среде моторного масла МС–20. Путь трения составлял 2500–4500 м.

Результаты приведены в таблице 1 и рисунке 1. Как следует из измерений характеристики пар трения сильно зависят от параметров восстановления. Первое значение f соответствует пути трения 0, последнее – максимальному износу. По сравнению с основой восстановленный слой изнашивается в 2–10 раз меньше. Однако следует обратить внимание на тот факт, что примерно на ту же величину возрастает износ контртела. Это необходимо учитывать при выборе толщины антифрикционного покрытия.

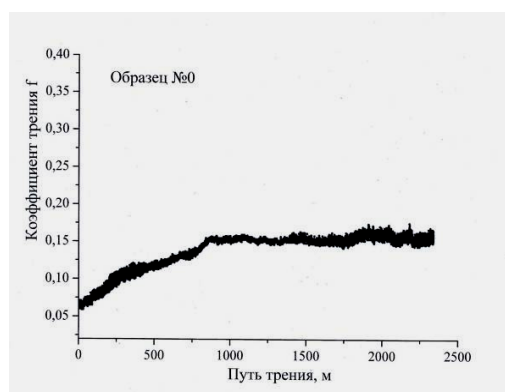
Первоначально, как для основы, так и для восстановленных деталей ЭДН, значения f близки друг другу. При СГТН восстановлении

они примерно в 1,5–2 раза меньше. Это можно объяснить наличием на поверхности восстановленных с помощью СГТН пор–колодцев (отчетливо наблюдаемые на металлографических шлифах), которые заполняются во время работы смазочным маслом. В процессе эксплуатации значения f стабилизируются и увеличиваются на 10–20 %. Для восстановленных покрытий характерны

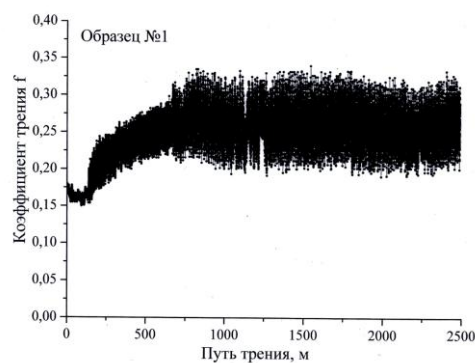
пиковые изменения f (до 1,5 раз). Скачки сил трения вызваны наличием в восстановленном слое отдельных зерен оксидов и карбидов металлов, входящих в состав наносимых материалов.

Таблица 1 – Свойства восстановленных поверхностей

Вид восстановления	Рабочий ток, А	Интенсивность линейного изнашивания, $I_n, 10^{-9}$	Весовое изнашивание контртела, $I_a, 10^{-2}$ мг/м	Коэффициент трения, f
Основа	–	10,4	0,7	0,15–0,17
ЭДН	100	0,80	3,6	0,20–0,35
	140	3,12	9,7	0,12–0,13
	160	3,38	8,3	0,15–0,17
СГТН	150	4,80	1,5	0,11–0,12
	250	1,45	7,9	0,12–0,16
	300	0,83	0,2	0,06–0,08



а



б

Рисунок 1 – Зависимость коэффициента трения от пути трения:
а – основа; б – восстановленный слой

Выводы. 1. Триботехнические характеристики покрытий полученных ЭДН значительно выше материала основы; 2. Триботехнические характеристики существенно зависят от вида и технологических режимов восстановления, причем существуют их оптимальные сочетания; 3. Существуют режимы минимального износа контртела.

UDK 621.793

SOME PROPERTIES OF COMBINED BARRIER COATINGS

T. PIHL, Ph.D. prof., R. PIHL, B.Sc, assistant, V. Vainola, M.Sc, doc.,
University of Applied Sciences (Tallinn, Estonia)

Introduction. Among others the automotive industry is nowadays using ceramics to insulate engine combustion chambers and this for two different reasons: firstly

to reduce the size or to eliminate the cooling system, secondly to improve engine efficiency [1].

The aim of the study is to investigate the properties of barrier- and combined barrier coatings and coating technology.

Experimental procedure. Aluminium alloy (2024– AlCu4Mg1, EN 573) and steel (S235, EN 10025) specimens with dimensions 30X30X4 mm and specimens for tensile test are blasted with Al₂O₃ abrasive and coated with Ni Al up to thickness of **150 µm and yttria stabilized zirconia up to 300 µm by flame spraying. For spraying** in this investigation were used flame spray gun CDS 8000 and spraying distance 100...200 mm.

For comparing the properties and technology were used the solvent based ceramic coatings from NIC Industries Inc. The used coating materials were C–104, V 136 and W207, working at following temperatures: C –104 500K, V136 890K and W–207 1000K. For spraying these materials were used HVLP (gravity feed) spray gun. Composition of sprayed solvent based materials is given in Table 1. In this investigation the most studied material was W–209.

Table 1 – Composition of solvent based ceramic materials [2]

Coating material	Composition	Content [%]
C 104	Tert-butyl acetate	35 ...45
	Benzene	25–30
	Proprietary siloxane	20–40
V 136	Benzene , 1–chloro–4–trifluormethyl	50–60
	Mg ₃ H ₂ (SiO ₃) ₄	2,7–7
	Proprietary Formulation	20–30
W 209	Al powder	30–50
	Phosphor acid	10–35
	Quartz	8–10
	MgO	< 5
	Chromiumtri(VI)oxide	<3
	SiO ₂	1–2
	Al ₂ O ₃	2–3
	Chromium (III) oxide	< 1

Structure of Coatings. The powder sprayed coatings had a thickness of ceramic coatings 0,2 – 0.3 mm and solvent based ceramic coatings of 0.03 to 0,08 mm. In Figure 1, Figure 2 and Figure 3 are shown the micrographs of cross sections of different coatings use.

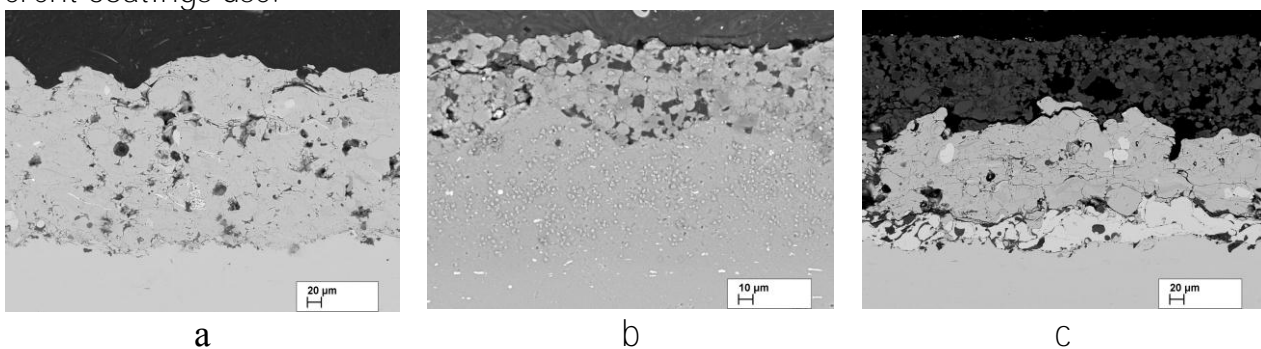


Fig.1. a – Bond coat NiAl15Ti5Si1,5 and ZrO₂/30CaO coating on steel, b – Solvent based coating W209 on aluminium, c – Combined NiAl15Ti5Si1 + ZrO₂/30CaO and W209 coatings on steel

Bond Strength and Hardness of Coatings. The bond strength of coatings is the most important property which determines the field of use of coatings especially for thermal barrier coatings. For measuring the bond strength of coatings were used the special samples. The diameter of centre pin of the specimens was 4 mm.

Table 2 – The bond strength and hardness of sprayed coatings [3]

Specimen material	Material of coating	Hardness [HV]	Bond strength [MPa]
Aluminium	ZrO ₂ / 30CaO	700	9,9
Steel	ZrO ₂ / 30CaO	700	15,4
	ZrO ₂ / 30CaO + W209		37,2

Conclusions. The bond strength was investigated for flame sprayed coatings and it is an important property when using with thermal barrier coatings. The best results when using them are possible to achieve with plasma spraying. According to the results it can be concluded that using thermal barrier coatings with engine elements it is possible to rise highly the efficiency of the engine work and lower the costs.

References

1. Schnaider, K. E, Belashchenko , V, Dratwinski, M. Siegmann, s, Zagorski, A Thermal Spraying for power Generation Components, WILEY–VCH Verlag GmbH & Co. KgaA, Weinheim 2006
2. NIC Industries, INC Material Safety Data Sheet 2008.
3. Pihl, T. ,Vainola, V., Pihl, R.. The Properties of Different Barrier Coatings. Proc.of 6–th International DAAAM Conference, 2008.

УДК 621.923

ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ РАБОЧИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗМЕЛЬЧИТЕЛЕЙ КОРМОУБОРОЧНОЙ ТЕХНИКИ

Г.В. Петришин, канд. техн. наук, доц.,

Е.Н. Демиденко, Е.Ф. Пантелеенко канд. техн. наук

Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»
(г. Гомель, Республика Беларусь)

Измельчающий аппарат современного кормоуборочного комбайна – это сложный, тяжело нагруженный механизм, рабочие элементы которого подвержены коррозионно–механическому изнашиванию. При этом энергопотребление самого комбайна во многом определяется остротой лезвий ножей измельчителя. Так, согласно исследованиям РКУП «ГСКБ по зерноуборочной и кормоуборочной технике» (г. Гомель), увеличение радиуса затупления режущей кромки но-

жа с 0,05 до 0,2 мм ведет к повышению удельной энергии резания с 0,78 Дж/см² до 2,71 Дж/см² [1] при заготовке кукурузы. Вследствие этого важной производственной задачей является повышение срока службы ножей измельчителя с учетом обеспечения минимального радиуса затупления режущей кромки.

Существует ряд способов повышения износостойкости деталей машин: использование высоколегированных материалов для их изготовления, применение дополнительной химико–термической обработки, нанесение на рабочие поверхности защитных покрытий различными методами. Одним из перспективных методов повышения срока службы деталей, работающих в тяжелых условиях изнашивания, является магнитно–электрический метод. Обладая такими достоинствами, как простота технологического оборудования, низкая себестоимость покрытий, высокая производительность процесса, данный метод при этом обеспечивает высокую износостойкость в различных условиях изнашивания, высокую ударную вязкость, а также прочную адгезионную и когезионную связи с подложкой, что в совокупности позволяет его успешно применять для повышения срока службы рабочих органов сельскохозяйственных и дорожно–строительных машин. В качестве наплавочных материалов при магнитно–электрическом нанесении покрытий чаще всего использовался ферробор марок ФБ–10, ФБ–17, а также феррохром бор, ферростлиций и другие наиболее распространенные ферросплавы. В последнее время в магнитно–электрическом методе стали применять самофлюсующиеся порошковые материалы, которые длительное время успешно применялись в других наплавочных технологиях, но не использовались в технологии магнитно–электрического нанесения покрытий.

В работе приведены результаты исследований, показывающие, что магнитно–электрические покрытия из самофлюсующихся порошковых материалов на основе стальной и чугуновой дроби обладают комплексом механических свойств, позволяющих существенно расширить область применения таких покрытий. Так, у таких покрытий улучшились качественные и количественные показатели: внешний вид, шероховатость, сплошность, толщина, твердость, адгезия, износостойкость. Кроме того, микроструктура наплавленного слоя стала структурированной, состоящей из нескольких фаз, что позволило управлять свойствами покрытий путем изменения их фазового состава. В работе приведены результаты дюрOMETрических и металлографических исследований покрытий из самофлюсующихся порошков на основе стали и чугуна. Установлено, что твердость по Виккерсу магнитно–электрических покрытий из стального самофлюсующегося порошка составляет HV 690–695, из чугунного – HV 700–705, твердость подложки при этом составляет HV 230–236. Структура покрытий состоит из металлической матрицы и равномерно распределенных в ней боридов железа, обеспечивающих повышенную износостойкость при высокой пластичности покрытий. Испытания на изнашивание показали, что в условиях абразивного и ударно–абразивного изнашивания более высокую износостойкость показали магнитно–электрические покрытия из самофлюсующихся порошков на основе чугуна, относительная износостойкость при этом составила

2,5..5,5 раз (эталон – сталь 45, подвергнутая закалке и низкому отпуску). Лабораторные испытания ножей измельчителя показали, что относительная износостойкость упрочненных ножей по сравнению с серийно изготавливаемыми деталями составляет 2,5–3, радиус затупления при этом составил 0,05–0,08 мм и не изменялся в процессе испытаний, так как на упрочненных проявился эффект самозатачивания вследствие различной скорости изнашивания по упрочненной и неупрочненной поверхностям ножа.

Литература

1. А.А. Дюжев, Н.Ф. Соловей, О.В. Рехлицкий и др. Технологические аспекты оценки износостойкости режущих элементов кормоуборочных комбайнов. Сборник трудов МНПК // Сельскохозяйственные машины для уборки зерновых культур, кормов и корнеплодов. – Гомель, 2007, С.314

УДК 621.79

ОСОБЕННОСТИ БОРОХРОМОАЛИТИРОВАНИЯ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЬНЫХ ПРОВОЛОК

В.М. Константинов, д-р техн. наук, доц., В.Г. Дашкевич
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Многими авторами отмечается изменение активности порошковой насыщающей среды при однокомпонентном насыщении при введении второго и третьего элемента [1 – 3]. Для борохромирования, например, при введении алюминия более 5 % изменяется характер взаимодействия компонентов. Возможность влияния добавки алюминия на толщину диффузионного слоя, его хрупкость и удельное электрическое сопротивление при борохромировании заслуживает подробного исследования. Уже при введении 5 – 10 % алюминия в борохромирующую смесь гамбитус диффузионного слоя кардинально изменяется. Иголоподобность структуры слоя исчезает, непосредственно к ядру проволоки примыкает зона твердого раствора, алюминидов железа, ближе к поверхности дисперсная смесь боридов железа и боридов хрома, участками или сплошным слоем (рисунок 1).

Необходимо отметить также структурную особенность – наличие в структуре пор размером от 5 до 15 мкм располагающихся между слоем фазы Fe_3Al и дисперсной смесью боридов хрома и железа у поверхности. Вследствие высокой диффузионной подвижности атомов Al и B в решетке $\alpha-Fe$, вакансии скапливаются позади фронта диффундирующего элемента. Включения боридов хрома и железа, обладающие низкой пластичностью способствуют тому, что пористость зарождается вблизи интерметаллида. В дальнейшем это скопление приводит к их коагуляции и образованию пор.

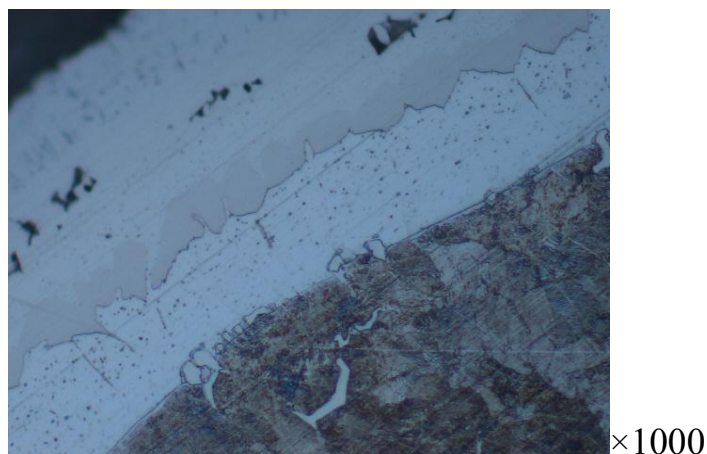


Рисунок 1 – Микроструктура борохромоалитированного слоя (68 % B_4C + 20 % Cr + 10 % Al + 2 % NaF; $T=900$ °С; $\tau=3$ ч)

Проведенными исследованиями обнаружено, что железобористая фаза оттесняет атомы алюминия от поверхности, максимальная концентрация алюминия по данным микрорентгеноспектрального анализа составляет 8,2 % масс. и располагается на глубине порядка 50 мкм.

Общая толщина диффузионного слоя после 3 часов обработки при температуре 900 °С составляет примерно 135 мкм. Микротвердость оболочки изменяется от 16,8 ГПа до 1,5 ГПа. Количество хрупких фаз $(Fe, Cr)_2B$, $(Cr, Fe)_2B$ от общей толщины слоя составляет около 10 – 20 %.

В небольшом количестве на границе раздела «диффузионный слой – основа» присутствуют включения бороцементита, которые в исследуемом диапазоне времени обработки, сплошного слоя не образуют и имеют грубые выделения вытянутой формы, располагающиеся по границам бывших аустенитных зерен.

Анализируя термодинамику процесса насыщения, необходимо отметить, что введение алюминия дополнительно обоснованно снижением окислительных процессов в смеси и на поверхности объекта обработки, особенно на первоначальном этапе, когда идет прогрев насыщающей смеси. В этом случае идет интенсивное связывание алюминием кислорода в окислы, что благоприятно сказывается на кинетике насыщения и качестве диффузионных слоев.

Литература

1. Прогрессивные методы ХТО / Под ред. Г.Н. Дубинина, Я.Д. Когана. – М.: Машиностроение, 1979. – 184 с.
2. Филоненко, Б.А. Комплексные диффузионные покрытия. – М.: Машиностроение, 1981. – 136 с.
3. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник / Г.В. Борисенко, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин; под ред. Л.С. Ляховича – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БОРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ В ТЕХНОЛОГИИ МАГНИТНО–АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ

Ф.И. Пантелеенко, д-р техн. наук, проф., член–корр,
Г.В. Петришин, канд. техн. наук, доц., А.Ф. Пантелеенко
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Технология магнитно–абразивной обработки прочно занимает свою нишу в ряде методов финишной обработки деталей машин. При этом особенности данной технологии позволили ей закрепиться в области обработки точных сложнопрофильных поверхностей, так как при магнитно–абразивной обработке режущий инструмент под воздействием магнитного поля формируется из ферромагнитного порошка, обладающего абразивными свойствами, а, следовательно, формирование геометрии режущего инструмента производится путем изменения формы полюсных наконечников, что позволяет быстро настроить станок на криволинейную поверхность детали. При этом на качество обработки, и, в первую очередь, на шероховатость обработанной поверхности и производительность процесса, оказывает существенное влияние магнитно–абразивный порошок. Выбор магнитно–абразивных порошков для финишной обработки сложнопрофильных поверхностей зависит от многих факторов: заданной шероховатости обработанной поверхности, физико–химических свойств материала (твердости, вязкости, склонности к адгезионному схватыванию и др.), схемы обработки и конструктивных особенностей технологического оборудования. В настоящее время разработана широкая гамма порошков для процесса магнитно–абразивной обработки, однако эти порошки дорогостоящи ввиду сложности их производства, так как они должны отвечать таким взаимоисключающим свойствам, как высокие магнитные свойства и высокая твердость (присуща в основном немагнитным материалам). Такие порошки изготавливают многослойными, состоящими из ферромагнитного ядра (как правило, сталь) и равномерно распределенных по поверхности немагнитных твердых включений (корунд, нитрид бора, карбиды вольфрама, титана и др.), в результате их стоимость резко возрастает, что повышает себестоимость обработки.

В данной работе была исследована возможность применения в магнитно–абразивной обработке диффузионно–легированных борированных порошков на железной основе с частицами неправильной формы. Проведенные сравнительные испытания технологических свойств магнитно–абразивных порошков колотой чугунной дроби, подвергнутой дополнительной химико–термической обработке – диффузионному борированию на глубину 10–15 мкм показали, что предлагаемый материал показал результаты на уровне лучших магнитно–абразивных порошков, и оказался лучше широко применяемых в данной технологии недорогих магнитно–абразивных порошков (см. таблицу).

Как видно из таблицы экспериментальных данных, предлагаемый магнитно–абразивный порошок, обладая хорошими магнитными свойствами, показывает хорошие режущие и полирующие свойства, уступая только порошку Fe–TiC, оказываясь при этом значительно дешевле. Таким образом, предлагаемый магнитно–абразивный порошок, сочетающий в себе высокие магнитные, режущие и полирующие свойства, является эффективным в технологии магнитно–абразивной обработки сложнопрофильных поверхностей. Предварительные результаты исследований таких порошковых материалов показали необходимость дальнейших исследований в данном направлении.

Эффективность магнитно–абразивной обработки при применении различных магнитно–абразивных порошков (обрабатываемый материал – сталь 40X, цикл обработки 30 с)

Магнитно–абразивный порошок	Характеристика порошка	
	Производительность, мг/цикл	Шероховатость поверхности Ra, мкм
Fe–TiB ₂	215	0,10
Fe–WC	52	0,13
Fe–CrB ₂	207	0,09
Fe–TiC	302	0,07
Железо–карбид кремния	162	0,09
ДЧК (дробь чугунная колотая)	45	0,32
Борированный порошок на основе ДЧК	212	0,09

УДК 621.357:621.791.042

БОРИРОВАНИЕ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЦИКЛИЧЕСКОГО ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОГО НАГРЕВА

М.В. Семенченко
УО «Полоцкий государственный университет»
(г. Новополоцк, Республика Беларусь)

При нанесении защитных покрытий хорошо зарекомендовали себя в качестве присадочного материала порошковая и легированная проволока. Однако, присадочный материал одной конкретной марки не может обеспечить защиту от всех видов изнашивания. Закупка широкой номенклатуры легированных материалов в реальных экономических условиях для многих предприятий нашей

страны либо не представляется возможной из-за их высокой стоимости, либо является нецелесообразной из-за малого количества требуемого материала.

Борирование стальной проволоки, обеспечивающее необходимый химический состав наносимого материала и не повышающее столь значительно стоимость, представляется перспективным направлением для получения требуемого химического состава наносимого материала для конкретных потребностей предприятия. Следует отметить, что целью данного процесса является введение требуемого количества бора, следовательно, первостепенное значение имеет химический состав сформированного диффузионного слоя, а сам процесс насыщения является промежуточным.

Борирование проволоки в традиционных порошковых насыщающих смесях в печах трудоемко и энергозатратно, требует применения печей непрерывного действия либо разработки специальных контейнеров. Время насыщения может достигать 5 часов. Альтернативой традиционному насыщению в печи может служить борирование стальной проволоки с применением циклического электроконтактного нагрева. При этом под электроконтактным нагревом понимается технологический процесс сквозного нагрева определенной массы металла за счет тепловой энергии протекающего по металлу электрического тока. Ток пропускается по проволоке с длительностью импульса 0–10 секунд и длительностью паузы 1–3 секунд, время обработки каждого микрообъема проволоки составляет 2–4 минуты [1].

Нами проводилось ДЛ проволоки Св08Г2С ГОСТ 2246–70 диаметром 1–1,2 мм бором из порошка ферробора ФБ 17 (FeV₁₇) ГОСТ (14848–69) на разработанной нами установке.

Были проведены исследования зависимости производительности борирования проволоки от фракционного состава насыщающей среды, измеряемую в г/мм²*мин (количество легирующего элемента, введенного в единицу площади за единицу времени). Для этого порошок ферробора был разделен на четыре группы (рисунок 1). Насыщение осуществляли при прочих равных условиях.

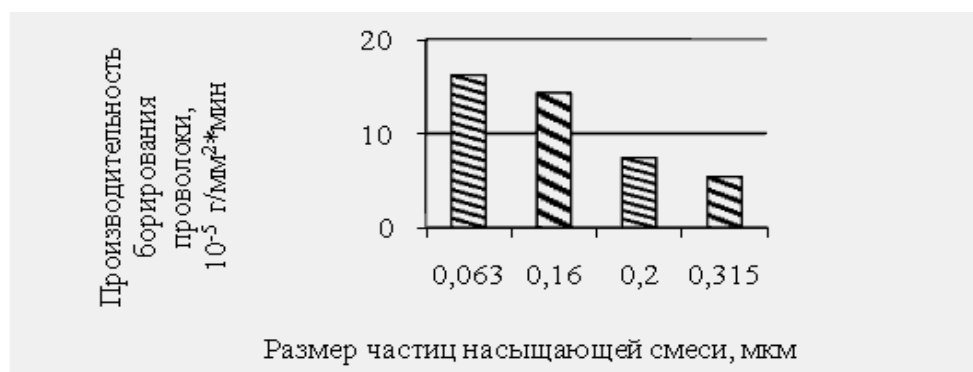


Рисунок 1 – Зависимость производительности борирования проволоки от фракционного состава насыщающей среды

Таким образом, наибольшей производительностью отличается процесс, осуществляемый при размере частиц насыщающей среды 0–0,063 мкм. Однако,

в этом случае местами наблюдается налипание частичек насыщающей среды на поверхность проволоки.

Металлографические исследования проволоки показали, что на поверхности проволоки формирования химического соединения (FeB и FeB_2) не происходит. Микротвердость диффузионного слоя соответствует микротвердости твердого раствора бора в α -железе. Градиент концентрации бора в поперечном сечении проволоки в направлении от поверхности к центру меньше по сравнению с диффузионным легированием в печи.

Таким образом, применение циклического электроконтактного нагрева – один из эффективных способов борирования стальной проволоки, позволяющий сократить общее время обработки каждого микрообъема проволоки до 2–4 минут.

Литература

1.Способ диффузионного насыщения стальных образцов, преимущественно проволоки: С23С8 00 / В.М. Константинов, М.В. Семенченко, В.Г. Дашкевич, А.С. Губанов; заявитель УО «Полоц. гос. ун-т» –№ а 20080742 от 05.06.2008

УДК 621.7

ФОРМИРОВАНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ДИСУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА

В.С. Ивашко¹ д-р техн. наук, проф., В.А. Лойко², канд. техн. наук,
К.В. Буйкус¹, канд. техн. наук

¹Белорусский национальный технический университет

²Белорусский государственный аграрный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Во многих случаях современная техника выходит из строя вследствие поверхностного разрушения нагруженных деталей, прежде всего, узлов трения, которые испытывать в процессе работы комбинированное влияние агрессивных сред, высоких удельных нагрузок, трения, вибраций и других факторов. В подавляющем большинстве случаев разрушается только рабочая поверхность детали, которую можно восстановить нанесением слоя материала со специальными свойствами[1].

Основная часть. При выборе твердосмазывающих материалов для узлов трения учитывались следующие критерии: формирование пленки с малым сопротивлением сдвигу как фактор, обеспечивающий смазочное действие в контакте двух тел, когда сдвиг реализуется в пленке и сопротивление скольжению при этом намного ниже, чем в случае отсутствия пленки на контакте трущихся поверхностей и исключение непосредственного контакта твердая поверхность–

твердая поверхность. При этом снижается вероятность разрыва когезионных связей в контактирующих телах и вероятность контактного изнашивания. Кроме низкого сопротивления сдвигу твердосмазочные материалы должны обладать хорошей адгезией с поверхностью детали. Проведенными исследованиями определены методы повышения прочности сцепление твердосмазочного слоя с поверхностью подложки. Для этой цели применили ультразвуковую очистку, ионную обработку поверхности потоком ионов нейтрального газа и нанесение подслоя толщиной 0,1–0,5 мкм из чистого металла с целью увеличения степени адгезии и залечивания трещин, образовавшихся на поверхности после термической и механической обработки. Необходимость применения данных методов связана с тем, что твердосмазочные пленки не имеют такой подвижности на контакте, как обычные смазочные материалы, и поэтому их антизадирное действие определяется в основном адгезией с поверхностью подложки. Кроме перечисленных выше свойств, твердосмазочные материалы должны быть химически инертными, пластичными, и обладать антикоррозионными защитными свойствами. В качестве материала для твердосмазочных слоев покрытий использовали молибден и его композиции с сульфидами. В результате проведенных исследований установлено, что основной особенностью распыления сплава в вакууме из одного катода является фракционирование, обусловленное различием скоростей распыления компонентов, образующих сплав катода.

Наиболее эффективно использование многокомпонентных катодов, полученных методами порошковой металлургии: статическим, горячим, гидродинамическим и взрывным прессованием. Данный метод позволяет получать изделия с равномерным распределением плотности по объему заготовки, а также направлено регулировать распределение физико–механических свойств в прессовках.

Для получения покрытий из многокомпонентных систем с равномерным распределением фазового состава и структуры, необходимо учитывать ток дуги и скорость распыления каждого из элементов катода в отдельности. Они должны быть близки по своему значению. Установлено, что твердость покрытия HV увеличивается с увеличением толщины до 10 мкм и достигает $HV(0,05) \approx 4300$, дальнейшее увеличение толщины приводит к снижению твердости.

Следовательно, представляется возможным направлено влиять на формирование состава композиционного твердосмазочного слоя. Так, при температурах ниже 150–200 °С скорость осаждения молибдена преобладает, в то время, как при температурах 350–450 °С доминирует конденсация дисульфида молибдена. Толщина наносимых композиционных твердосмазочных слоев составляла 3–5 мкм. По данным рентгенофазового анализа установлено, что в покрытии присутствует три основные фазы – $Mo_{1,5}S_2$ (50–60%), Mo_2S_3 , (7–10%), MoS_2 , (11–16%).

Анализ поверхности покрытия, полученных на сканирующем электронном микроскопе показывает, что покрытие полностью повторяет рельеф подложки. Полосчатая структура говорит о том, что на поверхности подложки присут-

ствали следы прокатки. Вдоль полос прокатки на поверхности покрытия хорошо видны белые округлые включения, размер которых колеблется от 0.5 до 2 мкм.

Покрытие плотное, безпористое и только на границе раздела покрытие – белая фаза имеются небольшие трещины. На большом увеличении видно, что покрытие имеет слабо выраженную зеренную структуру. Это так же подтверждается данными, полученными на атомно–силовом микроскопе. Размер зерен колеблется от 1 до 8 мкм.

Заключение. Проведенные исследования показали перспективность применения вакуумных покрытий из дисульфида молибдена для нанесения покрытий на детали, работающие в узлах трения. Использовать для нанесения слоя материала со специальными свойствами.

Литература

1. Вакуумно–плазменные технологии в ремонтном производстве / В.А. Лойко и др. – Минск: БГАТУ, 2007. 192 с.

УДК 621.7

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ ТОПЛИВНОЙ АППАРАТУРЫ

В.С. Ивашко¹ д-р техн. наук, проф., В.А. Лойко² канд. техн. наук,
Л.Н. Поклад², канд. техн. наук, доц.

¹Белорусский национальный технический университет

²Белорусский государственный аграрный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. В процессе эксплуатации топливной аппаратуры происходит изменение геометрических и физико–механических свойств поверхности деталей, что приводит к ухудшению, а иногда и отказу работы топливной системы.

Основная часть. Топливоподающая система дизеля включает в себя следующие основные элементы: топливный бак, фильтр грубой очистки, фильтр–отстойник, топливный насос, подкачивающий насос, перепускной трубопровод, фильтр грубой очистки, фильтр тонкой очистки, трубопровод высокого давления и форсунку. Наиболее ответственными и менее долговечными деталями топливной аппаратуры являются прецизионные пары: насосный элемент, седло и клапан, игла и распылитель, которые должны обеспечить: 1) периодический впрыск топлива в камеру сгорания в количестве, соответствующем нагрузке двигателя; 2) своевременное начало и продолжительность впрыска, определяющие наилучшие эксплуатационные показатели двигателя; 3) качественное распыливание топлива в объем камеры сгорания; 4) оптимальный (по термодинамическим показателям рабочего процесса дизеля) закон подачи топлива. Измерения размеров и отклонений формы рабочих поверхностей прецизионных пар пар производилось на универсальном измерительном центре UMC–850

фирмы Opton, Германия, методом прямого ощупывания измерительной головкой по заданной программе. Первичный преобразователь (датчик) оснащён рубиновыми наконечниками с дискретностью отсчёта $\pm 0,0005$ мм. Измерительный центр находится в помещении с обеспечением нормальных условий выполнения измерений по ГОСТ 8.050–73. Данные выполненных измерений представлены в таблице 1. Зазоры между рабочими поверхностями прецизионных пар после сборки в таблице 2. Послеремонтный ресурс топливной аппаратуры в нормальных условиях эксплуатации находится в пределах 30–50 % от новой. Это объясняется слабой оснащённостью ремонтных предприятий высокоточным оборудованием для механической обработки, стендами, контрольно-измерительными приборами, квалифицированными кадрами.

Таблица 1 – Шероховатость рабочих поверхностей прецизионных пар после сборки

Прецизионные пары		Высота микронеровностей по сечениям, мкм					
		I–I	II–II	III–III	IV–IV	V–V	VI–VI
Плунжерная пара	Втулка	0,042– 0,063	0,045– 0,061	0,047– 0,062	0,045– 0,065	0,044– 0,066	0,042– 0,063
	Плунжер	0,047– 0,065	0,049– 0,060	0,045– 0,064	0,048– 0,063	0,043– 0,064	0,045– 0,062
Нагнетательный клапан	Седло	0,11– 0,187	0,13– 0,186	0,12– 0,183	0,09– 0,185	0,097– 0,184	0,093– 0,182
	Клапан	0,18– 0,199	0,12– 0,197	0,11– 0,19	0,10– 0,185	0,13– 0,17	0,11– 0,19
Распылитель	Корпус	0,044– 0,062	0,042– 0,058	0,043– 0,054	0,046– 0,057	0,047– 0,053	–
	Игла	0,042– 0,052	0,041– 0,054	0,039– 0,057	0,038– 0,053	0,042– 0,054	–

Таблица 2 – Зазоры между рабочими поверхностями прецизионных пар после сборки

Прецизионные пары	Зазоры по сечениям, мкм					
	I–I	II–II	III–III	IV–IV	V–V	VI–VI
Плунжерная пара	0,002– 0,004	0,001– 0,003	0,001– 0,003	0,002– 0,011	0,001– 0,012	0,003– 0,016
Нагнетательный клапан	0,007– 0,015	0,006– 0,013	0,008– 0,012	0,005– 0,016	0,006– 0,012	0,005– 0,014
Распылитель	0,003– 0,007	0,001– 0,004	0,001– 0,008	0,002– 0,007	0,001– 0,015	–

При таких условиях работы основных элементов насосов высокого давления, для повышения их ресурса, наиболее приемлемым способом восстановления рабочих поверхностей прецизионных пар является вакуумно–плазменное нанесение износостойких покрытий толщиной до 5 мкм при температурах 150–

200°K, без последующей механической обработки. Для реализации технологии получения покрытий используются установки «Булат 3Т», оснащенные тремя вакуумно–дугowymi источниками плазмы. В зависимости от расстояния до источников плазмы и испаряемого материала на рабочих поверхностях деталей осаждают различные слои покрытия.

УДК 621.762

АНАЛИЗ ПУТЕЙ СНИЖЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ ДИФФУЗИОННО–ЛЕГИРОВАННЫХ НАПЛАВОЧНЫХ ПОРОШКОВ

В.Г. Щербаков, аспирант
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Диффузионно–легированные (ДЛ) металлические наплавочные порошки находят широкое применение в различных отраслях промышленности и позволяют получать покрытия с различными эксплуатационными свойствами: износостойкие покрытия для работы с ударными нагрузками, износостойкие покрытия для условий трения скольжения, износостойкие антифрикционные покрытия, износостойкие покрытия для работы в агрессивных технологических средах, износостойкие покрытия для условий интенсивного абразивного изнашивания, антифрикционные плазменные покрытия для подшипников скольжения и т.д. [1].

Ассортимент наплавочных порошков очень велик. Наиболее широко применяются объемно–легированные, распыленные порошки на никелевой основе. Легирующие элементы (Cr, Mo, Cu) обеспечивают высокую жаростойкость, коррозионную стойкость и прочностные свойства, а наличие таких легирующих элементов как Si и B обеспечивает эффект самофлюсования при индукционной наплавке. Однако дороговизна данных материалов приводит к тому, что все больший интерес вызывают диффузионно–легированные наплавочные порошки на железной основе. Данные материалы позволяют получать защитные покрытия с заданным комплексом свойств как мелкосерийных партий так и при промышленном производстве, что в свою очередь обеспечивает существенное снижение себестоимости продукции.

Одним из наиболее важных технологических факторов, определяющих структуру и свойства наплавленных покрытий при индукционной наплавке, является температура плавления диффузионно–легированного наплавочного порошка. Температуры плавления наплавочных порошков для индукционной наплавки составляют более 1200 °С, что весьма существенно влияет на качество получаемого слоя, так как нагрев до такой температуры приводит к интенсивному окислению самого порошка, так и к снижению качества наплавляемого слоя и основы.

Практическая часть данной работы заключалась в анализе путей снижения температуры плавления ДЛ наплавочных порошков. Исследования [2] показали, что предварительное оплавление наплавочного порошка в концентрированном тепловом потоке может являться одним из возможных способов снижения температуры плавления диффузионно–легированных металлических наплавочных порошков. Кроме предварительного оплавления для снижения температуры плавления наплавочных металлических порошков интерес представляют и другие возможности. Например, диффузионное легирование наплавочных металлических порошков элементами, образующими с железом легкоплавкие эвтектики, что позволит снизить температуру плавления диффузионно–легированных наплавочных металлических порошков и приведет к повышению качества наплавляемого покрытия и к повышению его эксплуатационных свойств.

Литература

1.Пантелеенко Ф.И. Самофлюсующиеся диффузионно–легированные порошки на железной основе и защитные покрытия на них. – Минск: УП «Технопринт», 2001. – 300 с.

2.Щербаков В.Г. Анализ возможности уменьшения температуры плавления диффузионно–легированных металлических порошков для индукционной наплавки // Сборник научных работ VІІІ Республиканской студенческой научно–технической конференции «Новые материалы и технологии их обработки» – Мн.: Унитарное предприятие «Научно–производственный парк БНТУ «Метолит», 2007. 218 с.

УДК 621.7

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЧВОРЕЖУЩИХ ДЕТАЛЕЙ

В.М. Константинов д-р техн. наук, доц., Г.А. Ткаченко, аспирант
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Почворежущие детали корпусов плугов относятся к быстроизнашивающемуся сменным элементам. Они являются изделиями массового потребления. Технический уровень производства и ресурс элементов корпусов плугов, выпускаемых отечественными предприятиями ниже, чем европейских производителей. Детали почвообрабатывающей техники отечественного производства имеют ресурс работы, ниже западных аналогов в 1,5 – 2 раза и, как правило, не достигает требований СТБ [1], где для долота оборотного ресурс должен составлять не менее 20 га. Выпускаемые детали имеют низкие значения износостойкости на супесчаных и песчаных почвах, и незначительно превышают по-

казатели на торфяных, суглинистых и глинистых почвах. В настоящее время для изготовления рабочих органов плугов применяется, конструкционная сталь марки 65Г. Для повышения износостойкости применяют термическую обработку на троостит, которая состоит из объемной закалки и среднего отпуска при этом твердость детали находится в пределах 45–50 HRC [1].

Почворезущие детали в процессе эксплуатации подвергаются воздействию абразивной массы, также действию окружающей среды – коррозия, ударным нагрузкам. Следовательно, в процессе упрочнения, учитывая условия эксплуатации данной детали корпуса плуга, необходимо повысить эксплуатационные характеристики, т.е. комплекс прочностных свойств, которые обеспечат длительную и надежную работу материала в условиях эксплуатации. К таким свойствам можно отнести поверхностную твердость долота, а также прочность и ударную вязкость.

Для упрочнения оборотного долота следует учитывать, что деталь представляет собой нож, который имеет рабочую часть в виде лезвий с двух сторон и центральную часть, в которой размещены крепежные отверстия. Эта деталь устанавливается на лемех так, что рабочая часть выступает вперед на 70 мм. Таким образом, долото представляет собой консоль с жестким закреплением, и все возникающие нагрузки воспринимаются именно крепежной частью долота, если нагрузка превышает предел прочности, то происходит излом в этой части. Установлено, что долото состоит из двух частей режущей и крепежной, исходя из нагрузок и условий работы, на данной детали требуется получить следующие структуры: износостойкую, например мартенсит, на режущей части и пластичные, типа троостита, на крепежной.

Для того, чтобы сформировать необходимые микроструктуры на рабочих частях детали, был применен индукционный нагрев. Произведя локальный отпуск крепежной части долота, была получена требуемая пластичная структура троостита. Таким образом, удалось получить готовое изделие, имеющее высокую ударную вязкость средней части и твердость лезвийной, таблица 1.

Таблица 1 – Эксплуатационные характеристики детали

Марка стали	Микроструктура	Твердость HRC	Ударная вязкость Дж/м ²
65Г лезвие	Мартенсит	59–62	8
65Г крепеж	Троостит	45–48	20

Важнейшей эксплуатационной характеристикой любой детали является ее ресурс. Упрочненные детали прошли полевые испытания в период с 03.10.2009 по 01.11.09г. на ГУ «Белорусская машиноиспытательная станция» на базе СПК «Родник Игуменщины» Червенского района и КСУП «Заямновское» Столбцовского района на вспашке стерни зерновых, кукурузы и многолетних трав влажностью не более 25 %. Засоренность почвы камнями со средним диаметром 75–85 мм составила 0,6–1,4 шт./м². По результатам полевых работ был получен акт

испытаний, согласно, которому наработка упрочненных деталей сопоставима с деталями фирмы «Kverneland» наработавших 25 га.

Благодаря тому, что упрочняемую деталь разделили на две части, рабочую со структурой мартенсита, отвечающую за количество пройденных гектаров, крепежную со структурой троостита, отвечающую за прочность, ударную вязкость, было получено изделие с высоким уровнем рабочих характеристик, которые не уступают значениям более дорогих европейских производителей.

Литература

1. СТБ 1388–2003. Плуги тракторные лемешные общего назначения. Общие технические условия. – Минск: Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации (БелГИСС), 2003. – 12 с.

УДК 621.762

АДАПТИВНОЕ УПРАВЛЕНИЕ ПОРОШКОВОЙ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ НАПЛАВКОЙ

О.О. Кузнечик¹, К.Е. Белявин², д-р техн. наук, проф.,
Ю.Н. Сараев³, д-р техн. наук, доц., Д.В. Минько¹ канд. техн. наук

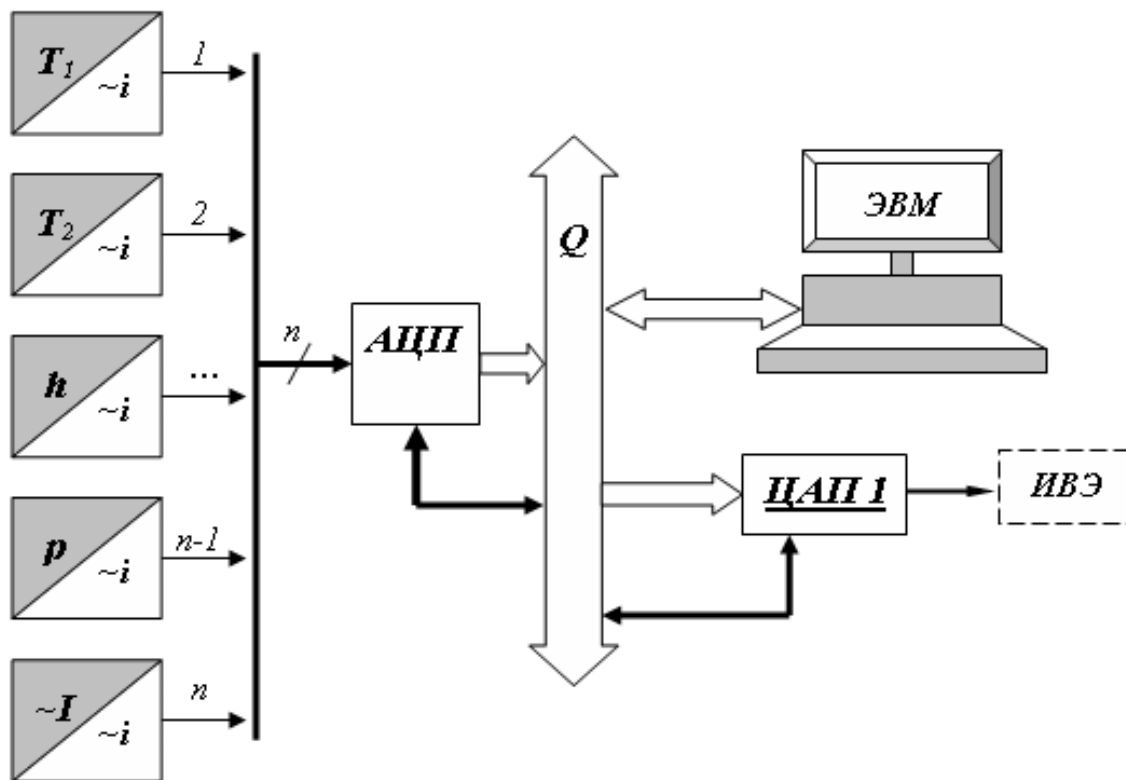
¹Институт порошковой металлургии

²Белорусский национальный технический университет
(Республика Беларусь, г. Минск)

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
(Российская Федерация, г. Томск)

Повышение долговечности и надежности механизмов и агрегатов, работающих в условиях повышенного абразивного износа, является актуальной задачей для машиностроения, которая может решаться порошковой электроконтактной наплавкой износостойких покрытий из самофлюсующихся сплавов. В основе этого метода лежит контактное воздействие импульсного тока с амплитудой импульсов до ~10 кА на упругодеформированный порошок, помещенный между электродом–пуансоном и металлической поверхностью. Используемое при этом технологическое оборудование, кроме вспомогательных устройств по созданию и поддержанию разреженной или защитной атмосферы, в качестве главных включает в себя машины и регуляторы контактной сварки, с помощью которых задаются режимы и длительность электроконтактной наплавки. Однако существующие перепады напряжения в электрической и воздушной сети питания технологического оборудования влияют на длительность процесса и стабилизацию технологических параметров наплавки, ограничивая эффективность ее применения. Эти ограничения могут быть сняты с помощью системы адаптивного управления технологическими процессами, структурная схема которой представлена на рисунок. На основании этой схемы, с использованием управляемого ПЭВМ типа IBM микропроцессорного устройства аналого–цифровой обработки сигналов ADC 16–10 ОДО «Спецприбор», а также унифицированных

датчиков тока, давления, температуры и перемещения ОДО «Холтрон» была реализована система адаптивного управления порошковой электроконтактной наплавкой. Получение экспериментальных образцов порошковых покрытий с использованием этой системы осуществлялось на машине контактной сварки МТ2201. В качестве исходного материала использовались порошки фракции 160–200 мкм самофлюсующихся сплавов ПР – Х4Г2Р4С2Ф и ПГ – СР4.



ЭВМ – электронно–вычислительная машина; *Q* – внешняя шина для обмена цифровыми данными; T_1, T_2 – датчики температур; h – датчик перемещения; p – датчик давления; l – датчик тока; i – унифицированный токовый выход с датчика; *АЦП* – цифро–аналоговый преобразователь с селектором мультиплексором; *ЦАП* – цифро–аналоговый преобразователь; *ИВЭ* – источник внешней энергии

Структурная схема системы адаптивного управления

Сравнительные металлографические исследования экспериментальных образцов показали:

- покрытия, полученные без использования системы адаптивного управления электроконтактной наплавкой, могут содержать повышенную (12–16 %) остаточную пористость (наплавленные с помощью системы адаптивного управления электроконтактной наплавкой покрытия имеют остаточную пористость 6–8 %);

- покрытия, полученные без использования системы адаптивного управления электроконтактной наплавкой при остаточной пористости 6–8 %, могут содержать трещины из-за повышенных термомеханических напряжений.

Сравнительные механические испытания экспериментальных образцов показали, что использование системы адаптивного управления в порошковой

электроконтактной наплавкой может уменьшить в два раза границы отклонения от среднего значения прочности сцепления покрытия с основой и повысить этот показатель на 10–15 %.

УДК 617.089.844.77

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МОДИФИЦИРОВАННОГО СЛОЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТНО–ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

И.В. Фомихина¹, канд. техн. наук, Ю.Г. Алексеев², канд. техн. наук,
В.С. Нисс³, канд. техн. наук, А.Ю. Королев²

¹ГНУ «Институт порошковой металлургии НАН Беларуси»

²ГП «Научно–технологический парк БНТУ «Политехник»

³Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Разработан способ формообразования длинномерных деталей вращения малого диаметра (до 0,5 мм) и большой длины (до 1500 мм) на основе метода электролитно–плазменной обработки (ЭПО), известного в качестве финишной операции. Формообразование достигается избирательным съемом материала только с тех поверхностей детали, которые имеют контакт с электролитом. Нежелательные для обработки поверхности защищаются от контакта с электролитом. Размерный съем материала осуществляется за счет значительного увеличения продолжительности обработки (до 3 ч) по сравнению с обычной финишной обработкой (3–5 мин).

Целью работы является исследование влияния ЭПО большой продолжительности (до 3 ч) при применении её в качестве формообразующей операции на изменение фазового состава, микроструктуры и микротвердости по сечению нагартованного прутка диаметром 2 мм из нержавеющей стали 12Х18Н9.

Материал и методика исследования. Материалом исследования являлись образцы нагартованного прутка из стали 12Х18Н9 диаметром 2 мм после ЭПО продолжительностью 1, 2 и 3 ч. Исследование влияния продолжительности ЭПО проводилось на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) высокого разрешения "Mira" фирмы "Tescan" (Чехия). Металлографические исследования образцов осуществлялись на световом микроскопе "MeF–3" фирмы "Reichert" (Австрия), дюротметрические исследования – на микротвердомере "Micromet II" фирмы "Buehler–Met" (Швейцария) с нагрузкой 25 г. Рентгенофазовый анализ проводился на дифрактометре общего назначения ДРОН–3.0 в CuK_α монохроматизированном излучении с использованием автоматизированной программы "WinDif".

Результаты исследования. Проведенные исследования позволили установить, что на поверхности исходного нагартованного прутка диаметром 2 мм присутствует упрочненный слой толщиной до 0,3 мм с наличием мартенсита

α' -фазы микротвердостью 3000–3500 МПа, при средней микротвердости сердцевины 2400 МПа. ЭПО продолжительностью 3 ч приводит к съему поверхностного слоя материала на глубину до 700 мкм, а также разупрочнению, вызывающему обратное мартенситное превращение $\alpha' \rightarrow \gamma$ с образованием γ -фазы и промежуточной ε -фазы. При этом уменьшается количество мартенситных пластин с появлением на их месте двойников и сдвиговых линий (рисунок 1). Съем поверхностного слоя материала с удалением α - и α' -фазы и обратное мартенситное превращение приводят к увеличению γ -фазы в объеме материала. Фазово-структурный состав в сердцевине не меняется и состоит из γ - и небольшого количества α -фазы.

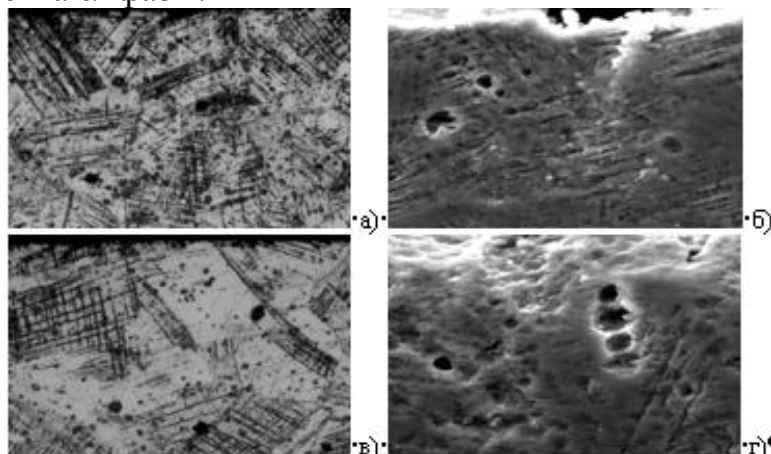


Рисунок 1 – Микроструктура поверхностного слоя нержавеющей стали 12X18N9 в исходном состоянии (а, б) и после 3 часов ЭПО (в, г) в световом и сканирующем электронном микроскопах, x500, x10000

УДК 621.762

СИСТЕМА РЕГИСТРАЦИИ БЫСТРОПРОТЕКАЮЩИХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ СВАРКЕ И НАПЛАВКЕ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

О.О. Кузнечик¹, К.Е. Белявин², д-р техн. наук, проф.,
Д.В. Минько¹, канд. техн. наук, И.А. Сосновский³, А.В. Сосновский³

¹Институт порошковой металлургии

²Белорусский национальный технический университет

³Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси»

(г. Минск, Республика Беларусь)

Электроконтактная сварка металлов и наплавка порошковых материалов, осуществляемая с помощью универсальных машин индукционной, контактной точечной и шовной сварки, широко используется для получения неразъемных соединений и функциональных покрытий. Повысить эффективность применения таких машин в условиях сварочного производства можно путем использования диагностических средств, осуществляющих регистрацию быстротекающих высокотемпературных процессов при индукционной, электроконтакт-

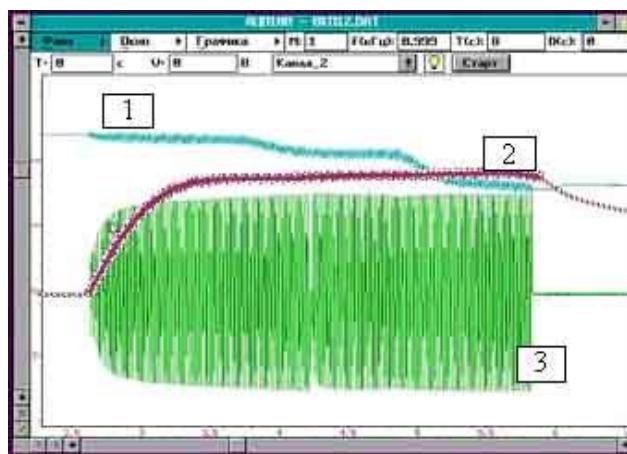
ной сварке и наплавке, длительность которой может изменяться в широком диапазоне от нескольких миллисекунд (при конденсаторной сварке) до нескольких минут (при индукционной наплавке). Эта задача может решаться с помощью измерительных датчиков с характеристиками, приведенными в таблице 1, входящих в микропроцессорную систему регистрации быстропротекающих высокотемпературных процессов, основу которой составляют устройства с характеристиками, приведенными в таблице 2. Результаты регистрации быстропротекающих высокотемпературных процессов при электроконтактной наплавки с помощью такой системы представлены на рисунке.

Таблица 1– Характеристики измерительных датчиков

Тип датчика	Характеристики
ДТХ–25	Диапазон измерения тока 0 – 25 кА; частота измеряемого тока до 300 кГц; точность измерения 1%
ДДХ–600	Диапазон измерения давления воздуха 0 – 600 кПа; время установки – 1 мс; точность измерения 1,5%
ДПХ–005	Диапазон измерения перемещения 0 – 5 мм, точность измерения – 0,5%
LT(DL2, SC)	Диапазон измерения температуры 250 – 1500 К, диапазон волн ИК излучения 8 – 14 мкм.

Таблица 2 – Характеристики устройств системы регистрации

Электронные модули	Характеристики
ADC 100К–12–8	12 разрядов; 8 каналов; время преобразования – 10 мкс; входной диапазон измеряемых напряжений + 5 (+10) В; 4 линии цифрового (ТТЛ) ввода/вывода; ОЗУ 64 К слов (одно слово – 16 бит); шина ISA
ADCS5К–12–8	12 разрядов; 8 каналов; время преобразования – 200 мкс, входной диапазон измеряемых напряжений + 5 В; интерфейс RS 232
AMP–8	8 дифференциальных каналов; коэффициент усиления от 5 до 1000; верхняя полоса пропускания в канале зависит от усиления и составляет от 500 Гц до 200 кГц
AMP–8	8 дифференциальных каналов; коэффициент усиления от 5 до 1000; верхняя полоса пропускания в канале зависит от усиления и составляет от 500 Гц до 200 кГц
PSL–80	Стабилизированные выходные напряжения: + 5 В (ток нагрузки до 0,8 А), + 15 В; 12 В (ток нагрузки до 1,0 А); диапазон регулируемого напряжения 0 – 40 В (ток нагрузки до 0,1 А).
Управляющая ЭВМ (УЭВМ) типа IBM	Операционная система – DOS, Windows 95/98. Процессор PI–166\RAM 128Mb\HDD 4 Gb\GF2 32 Mb



характер изменения: 1 – усадки; 2 – температуры; 3 – импульсного тока

Рисунок – Диаграмма быстропротекающего процесса порошковой электроконтактной наплавки

Для регистрации быстропротекающих высокотемпературных процессов при конденсаторной сварке и наплавке система регистрации может дополняться фотоэмиссионным пирометром, использующим в своей конструкции фотоэмиссионный умножитель ФЭУ–175М, обеспечивающий за счет модуляции фототока временное разрешение порядка 1–2 мкс.

УДК 621.787.4.048.6

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ УДАРНЫМ ИНСТРУМЕНТОМ

В.В. Клубович, д-р техн. наук проф., академик,
В.А. Томило д-р техн. наук, Е.В.Хрущев
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Существует множество способов повышения эксплуатационных характеристик поверхностей и деталей в целом. С целью повышения усталостной прочности и финишной отделки поверхности деталей, они подвергаются поверхностному пластическому деформированию (ППД). ППД с наложением ультразвуковых колебаний достаточно новый и не изученный способ формирования в поверхностном слое сжимающих остаточных напряжений. В настоящей статье рассматривается упругопластическое взаимодействие сферического индентора с плоской поверхностью контртела.

Интенсивность деформации, возникающей в зоне контакта двух тел, характеризует физическое состояние материала в локальном объеме и, в частности, определяет его запас пластичности, а следовательно, и долговечность детали при контактном нагружении. При поверхностном упрочнении деталей методом ППД с ультразвуком интенсивность деформации определяет эффективность процесса упрочнения.

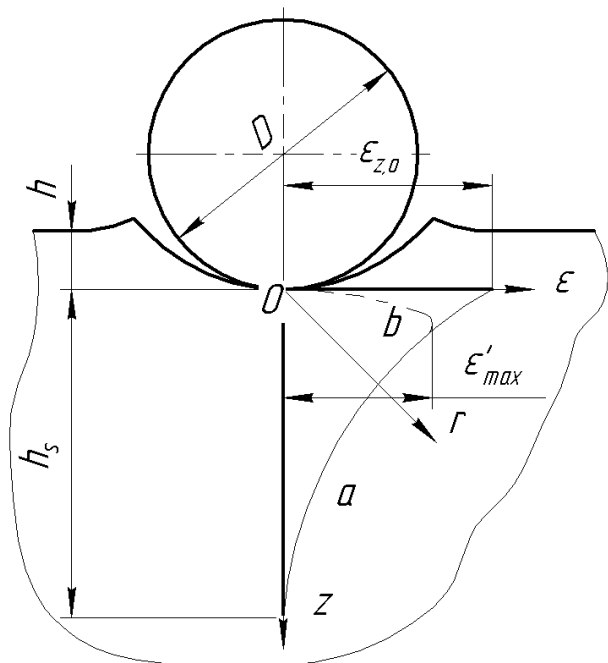


Рисунок 1 – Распределение деформации

Между тем, в литературе сведения о характере распределения интенсивности деформации в районе упругопластического контакта весьма разноречивы. Многие исследователи отмечают, что при отсутствии трения в контакте максимум деформации находится в центре контакта и непрерывно убывает по мере удаления от поверхности в глубь тела (линия *a* рисунок 1) [1,2]. По данным других авторов, например [3] интенсивность деформации в ряде случаев максимальна на некоторой глубине (линия *b* на рисунок 1).

Рассмотрим приближенное аналитическое решение задачи о распределении интенсивности остаточной деформации в точках оси вдавливания *z*, проходящей через центр поверхности контакта упругого сферического индентора с плоской границей упругопластического контртела. Предполагается, что трение в контакте отсутствует, а вне контакта граница среды остается плоской. Имеется в виду такая стадия деформирования, когда отпечаток полностью сформировался на всей поверхности контакта.

В результате работы получена формула для интенсивности контактной деформации

$$\varepsilon_{i,0} = 2,43 \sqrt{\left(\frac{h}{k^2 R_{np}}\right)^2 \left(\frac{B}{A}\right)^{0,2}}. \quad (1)$$

Для круглого отпечатка в случае внедрения сферы диаметром $D=2R$, $R_{np}=R$, $A/B=1$, $k=1$ и

$$\varepsilon_{i,0} = 2,4 \left(\frac{h}{R}\right)^{2/3}. \quad (2)$$

Глубина h при которой $\varepsilon_{i,0}$ равно заданной величине, будет

$$h = 0,27 R \varepsilon_{i,0}^{3/2}. \quad (3)$$

Приведенные выше соотношения дают возможность прогнозировать и программировать физико-механические (глубину h_s и интенсивность ε_i деформации материала) и геометрические (глубину h и радиус R отпечатка) парамет-

ры ультразвукового ударного воздействия сферическим индентором на упрочняемую плоскую поверхность, при ППД.

Литература

1. Кудрявцев, И.В. Внутренние напряжения как резерв прочности в машиностроении / – М.: Машгиз, 1951. – 278 с.

2. Хейфец, С.Г. Аналитическое определение глубины наклепанного слоя при обкатке роликами стальных деталей, Тр. ЦНИИТМАШа № 49, – М.: Машгиз, 1952. – с.7–17.

3. Смирнов, В.А. Аналитическое определение остаточных напряжений и деформаций в процессе обработки деталей. – Изв. вузов. Машиностроение №1, 1977. – с.150–155.

УДК 621.793

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ В ПРОЦЕССЕ ПРИРАБОТКИ И ЭКСПЛУАТАЦИИ

М.А. Белоцерковский¹, канд. техн. наук, А.И. Камко², канд. техн. наук

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

²Гомельский завод литья и нормалей

(¹г. Минск, ²г. Гомель, Республика Беларусь)

Введение. Работа посвящена разработке и исследованию методов, использующих деформационные структурно–фазовые превращения и метастабильные состояния, обеспечивающие комплексное улучшение физико–механических и эксплуатационных свойств покрытий, нанесенных на детали узлов трения скольжения. Основной особенностью технологий является протекание определенных фазовых превращений и структурных изменений в поверхностных слоях не на стадии нанесения покрытий и упрочняющих обработок, а в основном на начальной стадии эксплуатации.

Цель исследований. Целью исследований явилось изучение возможности повышения качества деталей узлов трения, эксплуатирующихся в условиях высоких удельных нагрузок, путем обеспечения в процессе работы сопряжений протекания деформационных фазово–структурных превращений в поверхностных слоях газотермических покрытий.

Материалы и методики исследований. Для формирования покрытий были использованы методы газопламенного проволочного распыления и гиперзвуковой металлизации. Распылялись проволоки из сталей мартенситного (сталь 40X13) и аустенитного (сталь 12X18Н10Т) классов. Для модифицирования покрытий в процессе трибомеханического взаимодействия использовалась смазка ИТМОЛ–150Н с алмазосодержащим пакетом присадок «УДАГ», а также смазка И–20А, наполненная шихтой алмазосодержащей «ША» или алмазо–

графитовой смесью УДА–ГО–СП (1 мас.%). Исследование фазовых и структурных превращений в поверхностных слоях покрытий проводилось с помощью рентгеноструктурного анализа (ДРОН–3,0). Триботехнические испытания покрытий проводились в условиях граничного трения при давлениях 10 – 100 МПа по схеме возвратно–поступательного движения при средней скорости взаимного перемещения 0,1 м/с. Контртело – сталь У8 ($HV = 7800 - 8000$ МПа). Испытания при давлениях 10 – 30 МПа осуществлялись на трибометре АТВП, при давлениях 50 – 100 МПа использовался трибометр МТВП–9М.

Результаты и их обсуждение. Установлено, что для обеспечения формирования в структуре стального напыленного покрытия метастабильного аустенита, имеющего низкую температуру протекания деформационного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, соответствующую температурам эксплуатации узлов трения скольжения (270 – 320 К), необходимо покрытия из проволочных сталей мартенситного класса (40X13) нагревать и распылять струей газо–кислородного факела, то есть использовать метод газопламенного проволочного напыления. Для получения того же эффекта при нанесении покрытий из проволочных сталей аустенитного класса (12X18Н10Т), необходимо использовать плавление в электрической дуге и распылять сверхзвуковым потоком продуктов сгорания пропано–воздушной смеси (метод активированной или гиперзвуковой металлизации).

Триботехнические испытания показали, что добавка 1 мас.% наноразмерного алмазно–графитового модификатора в смазку сопровождалась интенсификацией процесса приработки покрытий из стали 12X18Н10Т. В процессе фрикционного взаимодействия в поверхностных слоях покрытий происходило $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения метастабильного аустенита в мартенсит деформации. По мере увеличения удельной нагрузки при испытаниях наблюдается постепенное увеличение содержания в поверхностном слое газотермического покрытия α –фазы (до 35 – 40 об.%) и соответствующее снижение концентрации аустенита. Микротвердость поверхностного слоя возрастала более, чем в 2 раза. Показано, что скорость скольжения в процессе приработки покрытий из сталей аустенитного класса в модифицированной смазке не должна превышать 1,0 м/с, а удельная нагрузка должна быть не более 40 МПа.

Испытания при высоких контактных давлениях (> 50 МПа) показали, что в не модифицированной смазке И–20А регистрируется задир с переходом в стадию катастрофического изнашивания. При испытаниях в модифицированной смазке покрытие из стали 12X18Н10Т сохраняет работоспособность при давлениях до 100 МПа. В поверхностном слое покрытия при трении в среде смазки с наноразмерными частицами интенсифицируются процессы приработки, сопровождающиеся мартенситным $\gamma - \alpha$ превращением и формированием прослоек с наноразмерной фрагментированной субструктурой, обеспечивающей высокое сопротивление зарождению и распространению микротрещин при фрикционном взаимодействии.

ПОВЕРХНОСТНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ДЕТАЛЕЙ КУЗНЕЧНО–ПРЕССОВОЙ ОСНАСТКИ

М.А. Леванцевич¹, канд. техн. наук, доц.,
Н.Н. Максимченко¹, канд. техн. наук, В.Н. Калач²

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

²МЗАЛ им. П.М. Машерова
(г. Минск, Республика Беларусь)

Высокая стойкость кузнечнопрессовой оснастки – основное условие рентабельной работы цехов горячей и холодной штамповки. В машиностроении повышение стойкости традиционно обеспечивают путем применения методов поверхностного упрочнения (цементация, азотирование, электроискровое и лазерное легирование, плазменная и газопламенная наплавка и др.). В результате упрочнения твердость поверхностного слоя штампового инструмента значительно возрастает, что способствует увеличению его износостойкости и ресурса. Наряду с этим повышение стойкости достигают путем улучшения условий фрикционного взаимодействия пуансона и матрицы с обрабатываемым материалом. Для этого осуществляют подачу СОЖ в зону обработки или формирования на поверхности разделяемого материала антифрикционного покрытия. Подобные методы имеют ряд недостатков, которые отрицательно сказываются на себестоимости разделительных операций холодной штамповки. Есть основания полагать, что некоторых недостатков можно вполне избежать, если антифрикционные покрытия наносить не на обрабатываемый материал, а на рабочие поверхности пуансонов и матриц.

Целью настоящей работы являлась сравнительная оценка стойкости пуансонов с модифицированным поверхностным слоем, сформированным из порошковых материалов методом фрикционно–механического плакирования гибким инструментом, при выполнении операции пробивки отверстия под ключ в секретных шайбах сердцевин замков, выпускаемых ПРУП «Минский завод автоматических линий им. П.М. Машерова».

Испытания проводили в производственных условиях ПРУП «МЗАЛ им. П.М. Машерова» на прессе–автомате холодной штамповки мод. ПА–25, силой 25 кН при числе двойных ходов 95 ход/мин. Пуансон и матрица экспериментального штампа были изготовлены из стали X12M с двусторонним технологическим зазором 0,075 мм и термообработаны до твердости 58–59 HRC и 60–61 HRC соответственно. Толщина модифицированного слоя составляла 2–4 мкм. Секретные шайбы и отверстия под ключ для сердцевин замков штамповали из углеродистой стальной ленты (ст. 08 кп) толщиной 1,5 мм. Величина заглубления пуансона в рабочее окно матрицы была постоянной и составляла $h_b = 1,0$ мм. За критерий завершения эксперимента принималась высота заусенцев на разделяемых контурах более $h_3 = 60$ мкм.

Характер изменения кривой заусенцеобразования (рисунок 1) при штамповке углеродистой стали 08кп экспериментальными пуансонами с модифицированным поверхностным слоем имеет сходство с описанными в известных работах и свидетельствует о различных скоростях роста заусенцев до предельной высоты. При этом число вырубленных деталей в зонах интенсивного (I), относительно замедленного (II) и относительно ускоренного (III) роста заусенца составило соответственно 30, 75 и 92 тыс. штук.

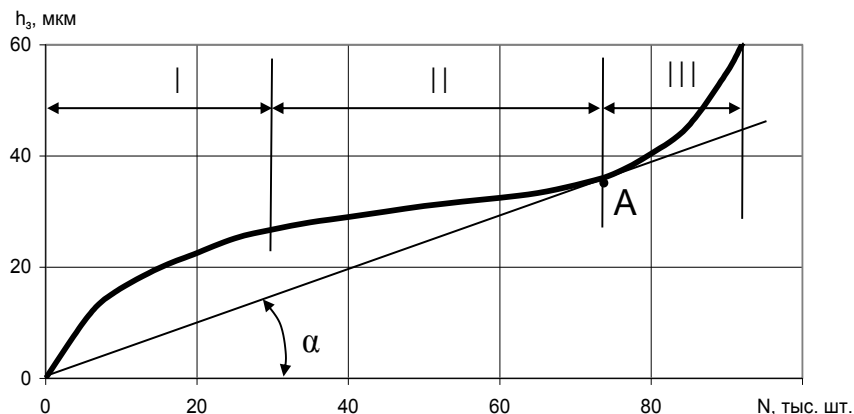


Рисунок 1 – Зависимость изменения высоты заусенцев h_z от числа вырубленных деталей N

По сравнению со среднестатистическим количеством деталей (около 60 тыс. шт.), вырубаемых штатными пуансонами, стойкость экспериментальных пуансонов с модифицированным слоем до переточки в 1,5 раза выше, что, по-видимому, связано с улучшением условий фрикционного взаимодействия пуансонов с обрабатываемым материалом благодаря сформированному антифрикционному покрытию.

УДК 62–761

ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ ЗАДИРОВ В ПОДВИЖНЫХ СОПРЯЖЕНИЯХ СТАНКОВ

М.А. Леванцевич¹, канд. техн. наук, доц.,

В.И. Жорник¹, канд. техн. наук, доц., В.Н. Калач²

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

²МЗАЛ им. П.М. Машерова

(г. Минск, Республика Беларусь)

Многие подвижные узлы металлорежущих станков в процессе эксплуатации, перемещаются с невысокими скоростями и испытывают большие нагрузки при недостаточном смазывании трущихся поверхностей. В таких условиях ра-

ботають, наприклад, клинья, поперечини, планки, салазки, конуси і ряд інших деталей вертикальних токарних полуавтоматів з ЧПУ. Уже на стадії заводської обкатки на сопрягаємих поверхностях виникають дефекти в формі царапин, натирів, задирів і др., що погіршує споживчі властивості станка по зовнішньому виду і обумовлює необхідність проведення додаткових робіт по їх усуненню. Крім того, в процесі експлуатації станків зазначені дефекти негативно впливають на плавність ходу станочних вузлів, що призводить до погіршенню точностних параметрів станків і точності обробки деталей. Одним із способів запобігання подібним дефектам є формування на трущихся поверхностях антифрикційних прироботочних покриттів.

Цілью нинішньої роботи була експериментальна оцінка ефективності застосування антифрикційних прироботочних покриттів для запобігання утворення дефектів (натирів, царапин, задирів) на трущихся поверхностях рухомих деталей станків, випускаємих ПРУП «Мінський завод автоматических ліній ім. П.М. Машерова».

Формування покриттів на поверхності клиньєв, виготовлених із сірого чугуна СЧ–20, здійснювали методом фрикційно–механіческогo плакірування гнучим інструментом. Для цього на шпиндель продольно–шлифовального станка мод. SZ–1250 (фірми HECKERT). замість шлифовального круга встановлювали металіческу щітку з проволочним ворсом діаметром 250 мм, шириною 80 мм і пристрій подачі матеріала покриття. Висота і діаметр ворса щітки становили, відповідно, 47 мм і 0,2 мм. Величина натяга щітки до поверхності клиньєв знаходилася в межах 0,8–1,0 мм. Кількість проходів – 6. Початкова шорхуватість поверхності клиньєв за параметром R_a становила 0,63 мкм, довжина і ширина – відповідно 850 і 80 мм. Після обробки товщина сформованого шару покриття, виміряного за допомогою приладу МТЦ – 3, становила 5–7 мкм, параметр шорхуватості поверхності R_a – 0,4 мкм.

В якості матеріала покриття використовували спеканий порошковий матеріал на основі баббіта Б–83 з легуючою добавкою ультрадисперсної алмазнографітної шихти УДАГ.

Випробування клиньєв з покриттям і без нього показали, що вже за період заводської обкатки станків на клиньях без покриття було більше дефектів в формі (натирів, царапин, задирів), ніж на клиньях з покриттям (рис. 1). При цьому в початковий період обкатки дефекти на клиньях з покриттям повністю відсутні, що, можливо, пов'язано з антифрикційними властивостями шару покриття і його здатністю до розділення контактуючих поверхностей від безпосереднього соприкосновения. Наступне виникнення незначительних дефектів в формі малих рисок на клиньях з покриттям (що цілком допустимо) ймовірно пов'язано з випадковим потраплянням зовнішнього забруднення (пилу, бруду і т.п.) при контрольних оглядах трущихся поверхностей.

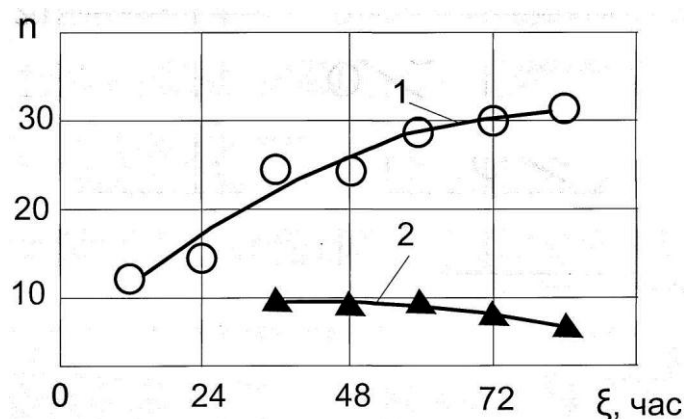


Рисунок 1 – Зависимость совокупного числа дефектов (царапин, натиров, задиров) n на 1 м^2 трущихся поверхностей клиньев без покрытия (кривая 1) и с антифрикционным приработочным покрытием (кривая 2) от времени работы ξ трущегося сопряжения.

Таким образом, антифрикционные приработочные покрытия на основе баббита Б–83 с легирующей добавкой УДАГ можно успешно использовать для предотвращения задиров в подвижных сопряжениях станков.

УДК 621.793

ФРЕТТИНГ–КОРРОЗИЯ ОПОРНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ВАЛОВ

И.О. Соков, канд. техн. наук, Н.В. Спиридонов, д-р техн. наук, проф.
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Повреждение контактирующих поверхностей в условиях фреттинг–коррозии определяется в основном рядом ведущих процессов – коррозионно–усталостными процессами, схватыванием и микрорезанием. Хотя эти процессы развиваются в поверхностном слое одновременно, однако, с учетом свойств контактирующих материалов и условий нагружения один из этих процессов становится ведущим и именно он, в основном, лимитирует ресурс работы контактирующих деталей. Такая дифференциация ведущих процессов позволяет рационально классифицировать методы защиты от того или иного ведущего процесса. Все способы защиты поверхностей условно подразделены на четыре основных направления [1]: конструктивно–технологические приемы; защита от схватывания; защита от усталостно–окислительного разрушения; защита от абразивного разрушения.

К первой группе относятся такие конструктивные и технологические решения, которые исключают микросмещение поверхностей (увеличение натяга для прессовых посадок, использование демпфирующих устройств для гашения

вибраций, улучшение подвода смазочного материала, усовершенствование конструкций и т.д.).

Третья группа методов защиты – упрочнение контактирующих поверхностей механической, термической и химико-термической обработкой. Методы этой группы эффективны, когда в качестве ведущего фактора выступают усталостно – окислительные процессы. К ней относятся методы, уменьшающие коэффициент трения и исключают окислительную среду в зоне контакта (применение смазок, металлических мыл, нанесение пленок и покрытий и др.).

На основе проведенного анализа составлена классификация методов защиты поверхности от разрушения при фреттинг-коррозии. Опираясь на данную классификацию, учитывая условия работы и характер повреждения поверхностей, определив предварительно ведущий процесс, можно наметить оптимальный метод защиты от фреттинг-коррозии.

Внешними признаками, указывающими на приоритет процессов схватывания при развитии фреттинг-коррозии, являются образование вырыва на одной поверхности и налипание частиц в виде наростов на другой. При дальнейшем перемещении наросты могут, подобно абразиву, диспергировать и деформировать сопряженную поверхность, а также способствовать образованию и развитию новых узлов схватывания.

Выявить ведущий процесс можно с достаточной степенью точности в результате микроскопического исследования поверхностей трения. При этом следы пластического течения металла, вырывы и налипание частиц металла, следы оплавления и размазывания, надрывы металла, следы окисления и хрупкого разрушения поверхностей и т.д. – характерные изменения внешнего вида контактных поверхностей в процессе эксплуатации в условиях фреттинг-коррозии.

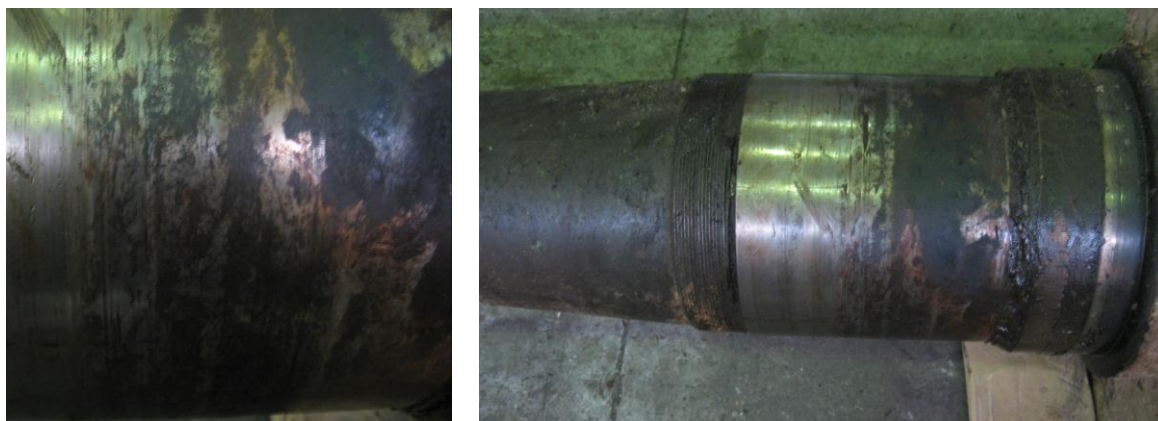


Рисунок 1 – Примеры повреждения опорных поверхностей тяжело нагруженных валов при фреттинг-коррозии

Проанализировав условия работы крупногабаритных тяжело нагруженных валов бумагоделательных машин, характер повреждений их опорных поверхностей, которые являются лимитирующими срок службы данных деталей, было сделано предположение, что ведущую роль при их разрушении играет фреттинг-коррозия.

На основе проведенного анализа литературных данных по исследованию фреттинг–коррозии, влияния различных факторов (механического воздействия, химической активности окружающей среды, природы контактирующих материалов) на интенсивность изнашивания при фреттинг–коррозии, а также методов защиты от нее можно сделать вывод о том, что для обеспечения долговечности деталей, работающих в условиях фреттинг–коррозии и высоких удельных нагрузок наиболее рациональным является нанесение на их рабочие поверхности покрытий с требуемыми физико–механическими и эксплуатационными свойствами.

Учитывая специфику таких деталей, как крупногабаритные тяжело нагруженные валы для нанесения покрытий на их рабочие поверхности применимы методы газотермического напыления покрытий.

Литература

1. Уотерхауз, Р.Б. Контактная коррозия // Усталость металлов. – М.: Ил, 1961. – С.109–141.

УДК 621.787

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ВАЛОВ ПОВЕРХНОСТНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

Т.В. Вигерина

Полоцкий государственный университет
(г. Новополоцк, Беларусь)

Основными причинами, выхода из строя машин, являются изнашивание и усталостное разрушение деталей, работающих в условиях воздействия периодических нагрузок. К типичным высоконагруженным деталям, требующим увеличения износостойкости и усталостной прочности, относятся коленчатые валы двигателей внутреннего сгорания. При потере работоспособности коленчатых валов возникает необходимость их восстановления, так как они относятся к металлоемким и дорогостоящим деталям, замена которых новыми изделиями экономически нецелесообразна. Для восстановления коленчатых валов широко используются различные способы наплавки. Наплавка износостойких наплавочных материалов позволяет восстановить геометрические параметры и получить покрытия, характеризующиеся высокой износостойкостью, но при этом усталостная прочность восстановленных валов снижается на 25–30 %.

Отрицательное влияние наплавки на усталостную прочность этих деталей можно значительно снизить, применяя в технологии ремонта методы упрочняющей поверхностной пластической обработки – поверхностное пластическое деформирование (ППД) [1].

Цель работы – повышение эксплуатационных свойств валов восстановленных наплавкой введением в технологию ремонта ППД.

В качестве материала для изготовления образцов использовали изношенные коленчатые валы, изготовленные из стали 45 [2]. Усталостные испытания проводились на машине УКИ–10М на образцах, изготовленных в соответствии с ГОСТ 25.502–79. Испытания проводились до полного разрушения образцов. Интенсивность изнашивания определяли по схеме «диск–колодка» (материал вкладышей подшипников скольжения АО20–1) на машине трения СМЦ–2 путем определения массовой интенсивности изнашивания, в $\text{кг}\cdot\text{см}^{-2}$ за 1000 м пути трения ГОСТ 17364. В качестве наплавочного материала применяли проволоку 1,6 Св–08Х13, ППД осуществлялось обкаточным диском.

Использование проволоки 1,6 Св–08Х13 позволяет предупреждать образование трещин из–за минимизации переходной зоны.

Твердость покрытия, полученного наплавкой проволоки Св–08Х13, – НРС 30–33. Одним из показателей свойств наплавленного металла является твердость, с которой иногда отождествляют износостойкость, но при оценке износостойкости необходимо учитывать и структуру получаемых покрытий: твердость матрицы, наличие карбидов и их размеры, закрепление карбидов в матрице. Микроструктура покрытия, полученная наплавкой проволоки Св08Х13, представляет собой твердый раствор железа с карбидами хрома. Сплавы с подобной структурой, с низким содержанием углерода имеют способность к значительным увеличениям твердости, прочности и износостойкости в результате наклепа (при пластическом деформировании со значительной степенью деформации). В результате ППД в поверхностном слое наплавленного покрытия образуется текстура с повышенной концентрацией дефектов кристаллической решетки, которые тормозят плоскости скольжения, затрудняя их дальнейшее распространение. Так же после ППД в покрытии возникают внутренние остаточные напряжения сжатия, которые блокируют раскрытие усталостных трещин, превращая их в широком интервале напряжений в нераспространяющиеся.

Введение в технологию ремонта при восстановлении валов наплавкой проволокой 1,6 Св–08Х13 операции поверхностного пластического деформирования повышает предел выносливости восстановленных валов на 25–30 %, а интенсивность изнашивания снижается на 15–20 %.

Литература

1. Пшибыльский, В.В. Технология поверхностной пластической обработки / В.В. Пшибыльский. – М.: Металлургия, 1991. – 479 с.
2. Лившиц, Л.С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений / Л.С. Ливший, А.Н. Хакимов. – 2–е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.

РАЗРАБОТКА СМАЗОЧНО–ОХЛАЖДАЮЩИХ СРЕД НА ОСНОВЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ НИЗКОМОЛЕКУЛЯРНЫХ УГЛЕВОДОРОДОВ И ВОДЫ

А.С. Неверов, д-р техн. наук, проф.,
Ж.Н. Громыко, аспирант, И.В. Приходько, аспирант
Белорусский государственный университет транспорта
(г. Гомель, Республика Беларусь)

Комплексный характер требований, предъявляемых к смазочно–охлаждающим жидкостям (СОЖ), предопределяет сложность задачи при создании композиционного материала с необходимыми свойствами. Этот материал должен обеспечивать смазывание поверхности детали, уменьшая трение, эффективно отводить теплоту, защищать поверхность детали от коррозии, смывать стружку, пыль и другие загрязнения.

Для создания СОЖ с высокими антифрикционными, антикоррозионными и теплоотводящими свойствами была использована коллоидная система на основе ПЭ, предельных низкомолекулярных углеводородов, воды и стабилизирующих такую систему добавок. При этом совместимость компонентов может быть достигнута с помощью полярных молекул, содержащихся в составе такого материала [1]. Ранее нам удалось совмещать полиэтилен в виде полимерного порошка с отработанным минеральным маслом и водой [2]. Содержащиеся в масле полярные продукты, образующиеся при трении, выполняли функцию поверхностно–активных веществ, позволяя получить своеобразную коллоидную систему [3]. Однако отработанное масло содержит частицы металла и другие загрязнения и его нельзя использовать в узлах трения, поэтому была исследована возможность замены отработанного минерального масла нефтью, учитывая, что в ее составе содержится много полярных веществ. При смешивании в равных объемах нефти, чистого масла и воды, после добавки полимерного порошка образовывалась их смесь, которая не расслаивалась при недолговременном стоянии.

Вязкость смеси существенно возростала при перемешивании. Оптико–микроскопические исследования показали, что причиной этого является поглощение смесью пузырьков воздуха. То есть смесь взбивается, однако при стоянии вязкость возвращается к исходному значению. Было установлено, что смешать с водой остальные ингредиенты этой смеси в отсутствие какого либо компонента не удается.

Триботехнические исследования такого композиционного материала показали, что его применение приводит к повышенному износу трущихся поверхностей, причиной которого являются частицы полимера. Поэтому было решено заменить полиэтилен порошкообразным графитом. Механизм взаимодействия графита с остальными компонентами композиционного материала подобен полиэтилену, так как и тот и другой материалы гидрофобные и неполярные. По-

лученный материал по физико–механическим свойствам напоминал композит на основе полиэтилена, но значительно превосходил его по антифрикционным свойствам. В качестве контрольных использовали смазки на основе коллоидных растворов полиэтилена в минеральном масле МС–20.

Испытания выполнялись по схеме вал вкладыш. Время каждого испытания составляло 40 мин. Полученные результаты свидетельствуют о том, что применение смазки на основе коллоидных растворов полиэтилена позволяет уменьшить износ трущихся деталей приблизительно в 1,5–2 раза по сравнению с чистым маслом и более чем в пять раз по сравнению с трением в отсутствие смазки.

Результаты исследований свидетельствуют, что наименьший износ при трении алюминия по алюминию в одинаковых условиях нагружения наблюдается при использовании в качестве смазки коллоидных растворов с содержанием полимера более 1,5 %. При этом максимальное содержание полимера в коллоидном растворе определяется условиями его формирования и не может превышать 4–5 %, так как такой раствор обладает высокой вязкостью. Оптимальная концентрация полимера в коллоидном растворе составляет 1,5–3 %. Приблизительно такие же результаты дает применение смазки на основе минерального масла МС–20, нефти, графита и воды, взятых в равных объемных отношениях. Смесь характеризуется хорошими антифрикционными свойствами, низкой величиной износа, низким тепловыделением при трении.

Литература

1. Гольдаде, В.А. Низкомодульные композиционные полимерные материалы на основе термопластов. / В.А. Гольдаде, А.С. Неверов, Л.С. Пинчук, – Минск: Наука и техника, 1984 – 215 с.
2. А.с. СССР 768225. Полимерная композиция. С08L, 1980.
3. Папков, С.П. Студнеобразное состояние полимеров / С.П. Папков, – М.: Химия, 1974. – 256 с.

УДК 621.7.043:621.785

ФОРМИРОВАНИЕ СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ГРАВЮР ВЫСАДОЧНОГО И ЧЕКАНОЧНОГО ИНСТРУМЕНТА С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ УПРОЧЕНИЕМ ПОВЕРХНОСТИ

И.Н. Степанкин, канд. техн. наук доц.,
В.М. Кенько, канд. техн. наук доц. И.А. Панкратов, ассистент
Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого
(г. Гомель, Беларусь)

Введение. Традиционным способом получения сложнопрофильных гравюр чеканочного и высадочного инструмента является электроэрозионная об-

работка. Эта технология обеспечивая высокую точность формируемой поверхности снижает локальную прочность материала, за счет формирования специфического профиля обрабатываемой поверхности. В наибольшей степени это проявляется при обработке инструментальных сталей ледебуритного класса в местах выхода карбидных частиц на поверхность гравюры [1]. Одним из действенных способов, позволяющих повысить локальную прочность металла, является горячее выдавливание профиля инструмента, которое изменяет текстуру металла [2]. Однако данная технология предполагает длительный контакт нагретой заготовки с кислородом воздуха, что приводит к окислению металла и искажению профиля гравюры в области наиболее тонких элементов рисунка поковки. Точное воссоздание профиля гравюры особенно актуально при производстве государственных наград и других элементов символики. В этом случае изготовление штампов предполагает применение холодного выдавливания полости инструмента [3]. Однако технология последующего упрочнения рабочей поверхности в её традиционном применении – длительное термическое воздействие на рабочую поверхность приводит к искажению полученного профиля гравюры.

В работе исследована технология формирования гравюры чеканочных и высадочных штампов по предварительно упрочненному слою.

Объекты и методики исследования. В качестве объектов исследований использовали чеканочную и высадочную оснастку. Наиболее сложную гравюру имеет чеканочный инструмент для производства государственных наград.

В процессе работы инструмента даже при небольшом количестве сложно-профильных элементов гравюры интенсивное течение металла заготовки по поверхности инструмента вызывает износ и искажение профиля гравюры.

Результаты исследований и их обсуждение. В качестве упрочняющей технологии использовали науглероживание. Эта обработка в отношении высоколегированных быстрорежущих сталей является эффективной в части формирования рабочего слоя с большим количеством карбидных частиц. Достигается высокая износостойкость поверхности и сохраняется прочность свойственная быстрорежущим сталям. В упрочненном слое сформированы специальные карбиды типа $(Fe, Cr)_7C_3$, MoC , VC и WC [4, 5]. Размеры карбидных частиц при науглероживании в течении 4–х часов при температуре 950 °С составляют 4–9 мкм и имеют вид глобул. Общая толщина карбидного слоя в этом случае достигает 0,5–0,6 мм. Наиболее крупные частицы формируются в зонах скопления первичных ледебуритных карбидных строчек. Объемная доля карбидной фазы в науглероженном слое быстрорежущей стали Р6М5 достигает 75–78 %, при содержании углерода порядка 2 % [5].

Оценка технологической пластичности упрочненных образцов показала, что максимальная деформация составляет 20%. Превышение этой величины приводит к зарождению микротрещин, которые при последующей термообработке приводят к разрушению материала. Величина внешнего напряжения, необходимого для протекания пластической деформации составляет порядка 2000 МПа.

Учитывая низкую величину технологической пластичности, полученную в результате изотермического науглероживания, с целью увеличения порогового значения предельной деформации, операцию науглероживания совместили с процессом циклического отжига. В результате величина технологической пластичности до момента образования первых микродефектов возросла до значения 45–47 %, а рабочее напряжение, необходимое для пластического деформирования материала с науглероженным слоем, уменьшено до 1200 МПа. Структура науглероженного слоя, сформированного в процессе многократных фазовых превращений, отличается равномерным распределением карбидных частиц, размеры которых не превышают 3 мкм. Благодаря пластичности металлической матрицы – зернистого перлита и более равномерному распределению напряжений в окрестности включений, более чем двух кратное превышение порогового значения деформации обеспечивает получение однородного, бездефектного рабочего слоя металла.

Заключение. Рассмотрено влияние режимов формирования науглероженных слоев быстрорежущих сталей на морфологию и технологическую пластичность металла в холодном состоянии. Показана возможность увеличения технологической пластичности быстрорежущей стали Р6М5 с науглероженным слоем с 20 до 47%. Рабочее напряжение при деформировании образцов снижено с 2000 до 1200 МПа.

Литература

1. Кенько В.М., Степанкин И.Н. Влияние микроструктуры штамповой холодновысадочной оснастки на её износостойкость // Трение и износ.– 2000.– Т.21. – С. 323–328.
2. Кенько В.М., Пинчук В.В., Степанкин И.Н. Оптимизация технологии изготовления холодновысадочных матриц // Кузнечно–штамповочное производство.– 1998.– № 11.– С. 22–24.
3. Бунатян Г.В. и др. Холодное выдавливание деталей формующей технологической оснастки / Г.В. Бунатян, В.А. Скуднов, А.И. Хыбемяги. – М.: Машиностроение, 1998. – 182 с.: ил.
4. Геллер Ю.А. Инструментальные стали: Справочник.– М.: Металлургия, 1984.– 584 с.
5. Тарасов А.Н. Структура и свойства диффузионных слоев, формирующихся на легированных сталях при цементации в активированных древесно–угольных смесях // Металловедение и термообработка металлов.– 2007.– № 2(620).– С. 17–22.

**ПОДХОДЫ К ПРОБЛЕМЕ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕОРИИ
ДЕФОРМИРОВАНИЯ С ТОЧКИ ЗРЕНИЯ СИНЕРГЕТИКИ
И МЕХАНИКИ ВЫНУЖДЕННОЙ САМООРГАНИЗАЦИИ
ДЕФОРМАЦИОННОГО ДВИЖЕНИЯ**

Е.М. Макушок², д-р техн. наук, профессор,

Е.Е. Петюшик¹, д-р техн. наук, профессор

²Белорусский национальный технический университет

¹Государственное научно–производственное

объединение порошковой металлургии

(г. Минск, Республика Беларусь)

В последние 30 лет, наряду с другими путями анализа, развивается новое направление – синергетика [1], методология которой носит междисциплинарный характер. В качестве главной структурной составляющей изучается такое совместное действие отдельных частей некоторой неупорядоченной системы, в результате которого происходит ее самоорганизация. Рассматриваются как детерминированные, так и стохастические процессы. Изучается и обратный переход – от упорядоченного строения к хаосу.

В нашем исследовании в области механики деформационных процессов ставится задача повышения разрешающей способности теории за счет развития расчетного аппарата, построенного на физико–математической основе, и за счет перехода от однопараметрического построения задач к многопараметрическому в рамках «теории вынужденной самоорганизации деформационного движения».

Результат достигается за счет введения перехода к многопараметрическому анализу по методу усложняющейся модели за счет последовательного введения дополнительных параметров, отображающих изменение реологического поведения системы. Сложившаяся система расчета напряженно – деформированного состояния, прежде всего, на основе модели идеально пластичного тела, оперирует понятием постоянства максимального сдвигающего напряжения, что переводит любую задачу на уровень однопараметрической, а значит – сугубо приближенной. В силу этого в решении уже содержится ряд допущений из–за ее сильной формализации, следующей за этой моделью.

Введение в систему расчета «сдвигающего напряжения» по закону Губкина [2] ($\tau_{\max} \neq k$ или $\tau_{\max} \leq k$) позволяет перейти на уровень усложняющейся модели – представить единое поле линий скольжения совокупностью пластичного поля ($\tau_k = k$) и переходных областей, где $\tau_{\max} \leq k$. Это условие как раз и обеспечивает переход от идеальной пластичности к решению в условиях упруго–пластической задачи. Нами показано [3] значение закона Губкина, который в общем виде утверждает, что пластическая деформация происходит только под действием сдвигающего напряжения, величина которого зависит от природных свойств тела и условий деформирования. Учитывается изменение свойств ма-

териала в процессе подготовки к деформированию и при деформировании, чем изменяются условия деформирования и т.д.

Очерченный способ анализа напряженно–деформированного состояния восприимчив к трансформации структур строения. Изобретенное в свое время понятие дислокации, снижающее абсолютные значения сдвигающих напряжений на 3 – 4 порядка и более, сохраняет порядок зависимости этого параметра от уровня нано–элемента с введением соответствующего масштаба. По нашему мнению в процессе обтекания при потере симметрии напряженно–деформированного состояния (симметрии девиаторов напряжений и скоростей) образуются барьеры, приводящие к турбулизации (росту сопротивления движению твердого тела, реализуемого не на уровне нового поля линий скольжения, а на уровне роста гидростатического давления при потере симметрии). Потеря симметрии поля линий скольжения приводит к дополнительному повороту поверхности сдвига, что в твердом теле сопровождается не дополнительным поворотом частицы, а поворотом поля, которое передает сдвиг с одного направления на другое в рамках ортогонального поля линий скольжения. Такое решение проблемы появилось в нашей работе впервые, поскольку выявлена закономерность, заменяющая поворот физического поля линий скольжения, обеспечивающего физическую переориентацию частицы, компенсирующим изменением гидростатического давления. В этом состоит решение проблемы турбулентности в твердом теле, в частности, кристаллического строения. В приближении континуальной среды действует та же закономерность, в приближении анизотропии – та же закономерность, которая возникает уже вследствие изменения ориентации структуры строения относительно направления приложения нагрузки, обеспечивающего минимум сопротивления.

Литература

1. Хакен, Г. Синергетика / Г. Хакен. М.: Мир, 1980. – 406 с.
2. Губкин, С.И. Теория обработки металлов давлением / С.И. Губкин. М.: Металлургиздат, 1947. – 532 с.
3. Макушок, Е.М. Роль структуры напряженно–деформированного состояния в формировании турбулентности деформационного движения / Е.М. Макушок, Е.Е. Петюшик, О.П. Реут // Вестник БНТУ. – 2008. – № 6. – С. 9–17.

УДК 621.436.004.67

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

А.П. Кастрюк, канд. техн. наук, доц, В.П. Иванов, д-р техн. наук, проф.
Полоцкий государственный университет
(г. Новополоцк, Республика Беларусь)

Введение. Стремление повысить мобильность и эффективность производства с обеспечением нормативного качества ремонта машин требует разработки

новых форм его организации. Нормативное качество ремонта машин обусловлено обеспечением в заданных пределах всех показателей технической документации [1]. Действующая организация ремонта машин направлена в основном на обеспечение нормативных значений геометрических параметров и недостаточно учитывает необходимость обеспечения эксплуатационных свойств элементов деталей (износостойкости, усталостной прочности и жесткости). Большинство элементов деталей участвуют в трении, поэтому восстанавливать износостойкость приходится у 60–70 % геометрических элементов. Циклическим нагрузкам подвержены 20–25 % элементов деталей. Жесткость восстанавливают у 3–5 % элементов.

Основная часть. У деталей восстанавливают как геометрические параметры (взаимное расположение и форму элементов, размеры и шероховатость рабочих поверхностей), так и эксплуатационные свойства. Износостойкость и усталостная прочность не регламентированы технической документацией, поэтому они не всегда обеспечиваются при восстановлении деталей. Множество операций, необходимых для восстановления одного параметра или свойства геометрического элемента, составляет технологический модуль восстановления элемента детали.

Восстановление износостойкости поверхностей включает выбор состава материала покрытия, определение видов и режимов его нанесения, термической и механической обработки. При этом обеспечивают низкое сопротивление сдвигу на границе раздела трущихся тел с упругим деформированием выступов шероховатости. Высокой износостойкостью обладают покрытия, структура которых состоит из частиц твердой фазы, удерживаемых в прочной стальной, никелевой или кобальтовой матрице. Наиболее часто роль матричной фазы играют твердые растворы металлов. В качестве упрочняющей фазы применяют высокотвердые химические соединения: карбиды, бориды, нитриды, оксиды и интерметаллиды.

Усталостные повреждения развиваются с поверхности детали. Поэтому предел выносливости в отличие от других прочностных характеристик материалов (пределов упругости, текучести и др.) во многом зависит от состояния этой поверхности. Повреждения в шейках валов накапливаются при нагрузках, превышающих расчетные, неравномерного износа шеек и несоосности опор корпусной детали. Повреждения возникают в виде микротрещин, которые, развиваясь, превращаются в макротрещины. Усталостная прочность деталей зависит от их размеров, свойств материала, шероховатости поверхности, наличия в поверхностных слоях концентраторов напряжений, вида и значения остаточных напряжений.

Способы повышения усталостной прочности включают локализацию опасных трещин, уменьшение шероховатости поверхности и создание наклепа в поверхностном слое (обкатыванием, дробеструйной обработкой, центробежной обработкой, чеканкой, алмазным выглаживанием). В ходе поверхностного пластического деформирования значительное количество трещин, находящихся в поверхностном слое, исчезает.

Сущность восстановления жесткости заключается в повышении модуля упругости материала путем его объемного пластического деформирования. Деформированию подвергают элемент детали, в котором действуют основные рабочие напряжения (нормальные и касательные) при работе детали. С этой целью применяют механическую (дробеструйную, обкатывание и ультразвуковую), химико–термическую и термомеханическую обработку. Тепловые и химические воздействия способствуют распространению структурных превращений вглубь материала восстанавливаемого элемента.

Заключение. Классификация конструктивных элементов восстанавливаемых деталей и разработка технологических модулей их восстановления сокращает объем подготовки производства, выраженный количеством технологических документов и исполнительных агрегатов технологических машин. Системный эффект от применения предлагаемой организации выражается в уменьшении трудоемкости технологической подготовки ремонтного производства. Основной методологический принцип в организации работ заключается в применении ограниченного числа технологических модулей к восстановлению неограниченного количества деталей.

Литература

1. Восстановление деталей машин: Справочник / Ф.И. Пантелеенко [и др.]; под ред. В.П. Иванова, – М.: Машиностроение, 2003. – 672 с.

УДК 621:681.5

ВЫБОР КОНСТРУКТОРСКО–ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ

М.Л. Хейфец, д-р техн. наук, проф., В.А. Гайко, канд. техн. наук,
В.И. Бородавко, А.М. Пынькин
Президиум НАН Беларуси
ГНПО «Центр» (г. Минск, Беларусь)

Введение. Перспективным направлением в машиностроении является создание и внедрение в производство новых методов обработки (МО), основанных на сочетании в одном процессе различных видов энергии или различных способов воздействия на обрабатываемый материал. В общем виде системная модель технологии представляется в виде трех входных потоков: материи, энергии, информации.

Метод обработки целесообразно рассматривать в виде подсистем – энергетической и информационной. Энергетическая подсистема доставляет и преобразует энергию, необходимую для электрофизического и термомеханического воздействия на заготовку с целью изменения ее физико–механических свойств, отделения или нанесения материала. Эта подсистема определяется видом про-

цесса обработки (ПО). Информационная подсистема управляет потоками энергии и материалов, обеспечивая их доставку в необходимом виде и количестве в заданное место рабочего пространства с целью создания определенной формы, размеров и качества поверхности детали.

Выбор конструкторско–технологических решений. Под методом обработки понимается совокупность энергетических и информационных процессов, направленных на изменение формы, размеров, качества поверхности и физико–механических свойств. Процесс целесообразно рассматривать как некоторую энергетическую систему, доставляющую энергию, необходимую для формирования поверхности или обрабатываемого объекта в целом, и преобразующую ее из одного состояния заготовки в другое, соответствующее новому качеству.

Все МО подразделяются, во–первых, на три класса: без съема и со съемом материала, с нанесением материала; во–вторых, для каждого выделяются подклассы, характеризующие виды используемой при обработке энергии; в–третьих, МО характеризуются физико–механическим механизмом ПО; в–четвертых, разновидность методов определяется видом используемого инструмента и кинематикой обработки.

При обосновании выбора конструкторско–технологических решений и синтезе комбинированных методов, совмещая электрофизические и термомеханические воздействия, необходимо учитывать стабильность формирования параметров качества обработки и рассматривать механизмы управления устойчивостью технологического процесса путем применения обратных связей между механизмами воздействия. Поэтому в качестве целевой функции вместо конкретных значений совокупности критериев выбора предлагается использовать критерии процессов совместного действия конструкторско–технологических факторов.

Условия, обеспечивающие самоорганизацию технологических воздействий и стабилизацию формирования параметров качества обработки, являются следствием избыточности по структурному составу рассматриваемой технологической системы и требуют рационального выбора определяющих факторов.

Соотношение надежности – устойчивости и адаптивности – эволюции может служить критерием, позволяющим принять решение о рациональной структуре стационарного технологического комплекса.

В самоорганизующихся системах можно управлять адаптивностью и надежностью, изменяя число подсистем или их параметров, так как каждая подсистема производства с фиксированным числом характеристик имеет выходы: строго определенный, детерминированный и флуктуирующий с рассеянными характеристиками.

Полный выход, согласно предельной центральной теореме, растет пропорционально числу подсистем или их параметров n , в то время как величина рассеяния растет пропорционально \sqrt{n} . Эти оценки основаны на анализе линейных соотношений, на самом же деле обратная связь, присущая технологическим системам комбинированной обработки, в которых процессы движения информа-

ционных и энергетических потоков носят кооперативный характер, приводит к еще более значительному подавлению рассеяния характеристик.

Заключение. Таким образом, управление надежностью и адаптивностью гибкой системы комбинированной обработки на этапе проектирования оборудования в виде замкнутых технологических комплексов должно осуществляться путем ограничения номенклатуры универсальных производственных модулей и средств их технологического оснащения с последующей унификацией номенклатуры объектов и процессов производства.

УДК 621.048.6.06

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ОБРАБОТКЕ В ГРАНУЛИРОВАННЫХ РАБОЧИХ СРЕДАХ

М.А. Тамаркин, д-р техн. наук, проф., Э.Э. Тищенко, канд. техн. наук, доц.
Донской государственной технической университет
(г. Ростов–на–Дону, Россия)

В современном машиностроении все более широкое применение находят методы обработки деталей в гранулированных рабочих средах. Хорошая производительность, высокое качество обработки деталей сложной конфигурации из различных материалов, широкие технологические возможности позволяют успешно использовать их на операциях шлифования, полирования, поверхностного упрочнения, скругления острых кромок, удаления заусенцев и облоя и т.п. Однако сложность явлений, происходящих в зоне обработки, большое число факторов, влияющих на результаты процесса (характеристики рабочих сред, режимы обработки, конструктивные параметры оборудования, механические свойства обрабатываемых материалов), затрудняют проектирование технологических процессов, гарантированно обеспечивающих заданное качество поверхностного слоя обработанных деталей.

Среди методов обработки в гранулированных рабочих средах выделяют как отделочно–зачистные в абразивных частицах (виброабразивная обработка, центробежно–ротационная абразивная обработка, струйно–абразивная обработка, турбоабразивная обработка), так и отделочно–упрочняющие в металлических шариках (вибрационная отделочно–упрочняющая обработка, центробежно–ротационная отделочно–упрочняющая обработка).

Для описания механизма формирования свойств поверхностного слоя при использовании любого из используемых методов можно применить общий подход, заключающийся в определении количественных параметров единичного взаимодействия гранул с поверхностью детали и оценке с использованием вероятностных методов числа таких взаимодействий в единицу времени на

единице площади детали [1]. В соответствии с этим определена максимальная глубина внедрения частицы:
при абразивной обработке

$$h_{\max a} = 2 \cdot V_{y\phi} \cdot R \cdot \sin \beta \sqrt{\frac{\rho_{\phi}}{3 \cdot K_R \cdot c \sigma_s}} \quad (1)$$

и при обработке в стальных шариках

$$h_{\max u} = 2 \cdot V_{\phi} \cdot R \cdot \sin \beta \sqrt{\frac{\rho_{\phi}}{3 \cdot K_s \cdot c \sigma_s}} \quad (2)$$

где $V_{y\phi}$ – эффективная скорость движения частицы; R – радиус частицы; ρ_{ϕ} – плотность материала частицы; K_R – коэффициент, учитывающий влияние зернистости абразивной частицы на фактическую площадь контакта; K_s – коэффициент, учитывающий влияние шероховатости поверхности детали на площадь фактического контакта, σ_s – предел текучести материала детали, c – коэффициент, оценивающий несущую способность контактной поверхности, β – угол встречи частицы с поверхностью детали,

След единичного взаимодействия представляет собой эллипс с полуосями:

$$b = \sqrt{R^2 - (R - h_{\max})^2}, \quad a = \frac{\pi}{2} \operatorname{ctg} \beta - f \cdot h_{\max} + b \quad (3)$$

где f – коэффициент пропорциональности.

При обработке в гранулированных рабочих средах шероховатость поверхности детали изменяется по экспоненциальной кривой, достигая установившегося значения.

При абразивной обработке

$$R_{a_{\text{уем}}} = 0,09 \sqrt{\frac{h_{\max} \cdot l_{\text{ед}}}{z_0}} \quad (4)$$

где $l_{\text{ед}}$ – единичная длина; z_0 – номинальное число вершин зерен над единицей поверхности связки.

При отделочно–упрочняющей обработке

$$R_{a_{\text{уем}}} = 0,006 \sqrt{\frac{h_{\max} \cdot a \cdot b \cdot l_{\text{ед}}}{R^2}} \quad (5)$$

Представленные теоретические зависимости прошли комплексную экспериментальную проверку при обработке деталей из различных материалов, в различных рабочих средах при различных методах обработки.

На основе полученных обобщенных моделей можно рассчитывать режимы обработки в гранулированных рабочих средах для обеспечения заданной шероховатости поверхности детали.

Литература

1. Королёв А.В. Исследование процессов образования поверхностей инструмента и детали при абразивной обработке. – Саратов: Из-во Саратов. ун-та, 1975. – 191 с.

УДК 620.892.09

ПРИЧИНЫ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ ВХОДНЫХ КРОМОК РАБОЧИХ И ВЫХОДНЫХ КРОМОК НАПРАВЛЯЮЩИХ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН И ЗАДАЧИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

А.А. Фокин, А.В. Беляков канд. техн. наук, доц.
ОАО «Всероссийский теплотехнический институт»
(г. Москва, Российская Федерация)

В процессе эксплуатации входных кромок рабочих лопаток и выходных кромок направляющих лопаток цилиндра высокого давления (ЦВД) и цилиндра среднего давления (ЦСД) подвергаются абразивному изнашиванию, что резко снижает их ресурс и приводит к преждевременной их замене. Нарушение геометрических параметров и изменение шероховатости приводит к снижению их экономичности и надежности, что, в свою очередь, может привести к аварийной ситуации и разрушению элементов проточной части турбины.

Так, на турбинах К-160-130 ХТГЗ имеет место интенсивное изнашивание рабочих лопаток (РЛ) 2,4,8-11 ступеней ЦВД и ЦСД.

Причинами абразивного износа РЛ и направляющих лопаток (НЛ) являются:

- некачественная химическая водоподготовка питательной воды;
- химический состав материалов элементов нагрева и лопатки;
- химический состав лопатки.

Для решения проблемы абразивной стойкости лопаток проточной части ЦВД и ЦСД необходимо определить область задач, необходимыми из которых на наш взгляд являются:

- определение метода защиты входных кромок РЛ и выходных кромок НЛ;
- уточнить механизм воздействия абразивных частиц на материал поверхностных зон лопаток;
- определить технические и технологические возможности осуществления процесса организации защиты в условиях ремонта турбин (без разлопачивания);
- определить оптимальные параметры технологии;
- провести исследования материалов лопаток с противозерозионной защитой;
- провести сравнительные испытания абразивного изнашивания.

Одним из методов борьбы с эрозионным износом является электроискровое легирование. Данный метод успешно применяется сотрудниками ОАО «ВТИ» в условиях станционного ремонта на ТЭС.

УДК 621.793

ВЛИЯНИЕ ПОР НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПОКРЫТИЯ

В.Э. Завистовский, канд. техн. наук, доц.
Полоцкий государственный университет
(г. Новополоцк, Республика Беларусь)

Введение. Характер пористости в значительной степени зависит от температуры процесса создания покрытия. Последующая механическая обработка покрытия приводит к изменению характера распределения пор в приповерхностной области металла.

Механизм взаимодействия. Известно [1], что вблизи поры радиуса R концентрация микропор $C(R)$ выше, чем концентрация в объеме тела C_0

$$C = C_0 \left(1 + \frac{2\alpha\Omega}{kTR}\right). \quad (1)$$

В равновесных условиях градиент концентрации обеспечивает поток микропор в веществе и пора залечивается. Под действием сжимающих напряжений процесс залечивания ускоряется, так как действие механического давления понижает равновесное давление вблизи поры. При действии же растягивающих напряжений концентрация пор повышается. Используя обобщенное уравнение Бесселя и заданные граничные условия, можно получить выражение [2], определяющее поток микропор f на поверхность единицы длины поры:

$$f = \frac{\gamma \cdot n_1}{R} \sqrt{\frac{D_{ef}}{n_2}} \cdot \frac{K_1\left(R \sqrt{\frac{n_2}{D_{ef}}}\right)}{K_0\left(R \sqrt{\frac{n_2}{D_{ef}}}\right)}, \quad (2)$$

где n_1 и n_2 – константы; D_{ef} – эффективный коэффициент диффузии; K_0 и K_1 – цилиндрическая функция Макдональда соответствующего порядка;

$\gamma = \frac{2\alpha\Omega}{kT}$, α – удельная поверхностная энергия;

Ω – характерный объем одной микропоры; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура.

Полученное распределение пор близко к нормальному, некоторая асимметрия обусловлена тем, что концентрации вакансий вблизи больших пор, а значит, и скорости роста, различны для разных размеров.

Изменение плотности и структуры поверхностного слоя покрытия ПГ–СР4 при нагреве и временной выдержке приведены на рисунок 1.

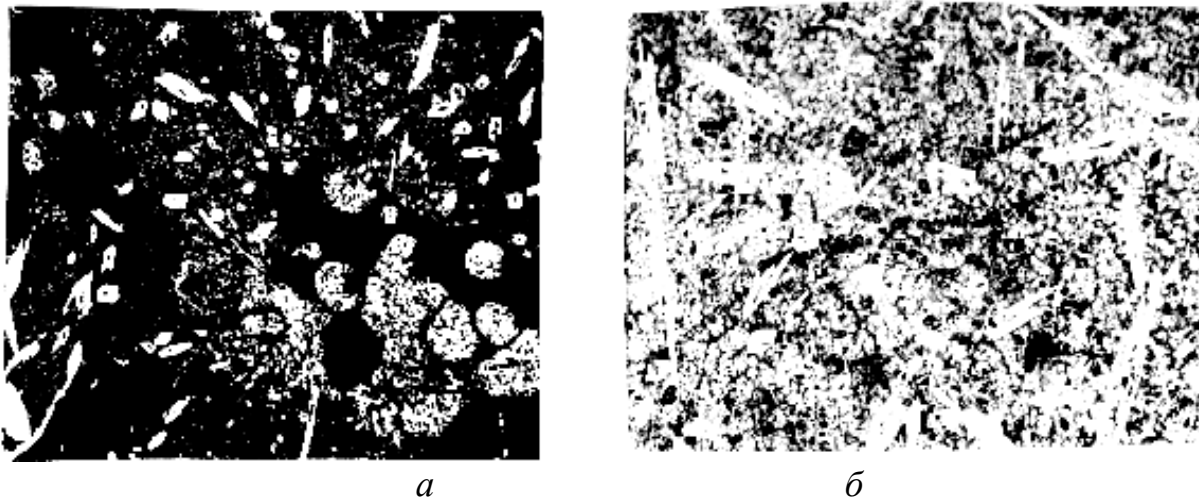


Рисунок 1 – Изменение плотности и структуры покрытия при нагреве:
a – $T = 1150^{\circ}\text{C}$, $\tau = 5$ мин; *б* – $T = 1150^{\circ}\text{C}$, $\tau = 20$ мин

Размеры пор, радиусом ≈ 1 мкм, имеют порядок размеров блоков, поэтому можно считать, что они расположены по границам блоков, где дислокаций существенно больше, чем в объеме, и они краевые. Дальнейшее развитие пористости связано с движением дислокаций. Для пор больших размеров (радиус ≈ 10 мкм) роль объемной диффузии вакансий в изменении радиуса невелика и решающее значение имеют поверхностная диффузия по границам зерен и пластическая деформация. Скорость роста поры за счет проскальзывания дислокационных петель прямо пропорциональна объему пор. Поэтому развитие трещин в результате укрупнения и слияния пор наиболее вероятно по границам зерен.

Заключение. В равновесных условиях пора залечивается со скоростью, зависящей от ее радиуса, температуры и структурных особенностей материала. Структурная неоднородность и пористость металлов с покрытиями определяют механизмы разрушения, однако, современные исследования в механике разрушения позволяют влиять на характер распространения трещины.

Литература

1. Гегузин Я.Е. Диффузионная зона. – М.: Наука, 1979. – 344 с.
2. Завистовский В.Э. Механика разрушения и прочность материалов с покрытиями. – Новополоцк : ПГУ, 1999. – 144 с.
3. Бетехгин В.И. Кинетические закономерности разрушения кристаллических тел. Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора физико–математических наук. – Л.: ФТИ, 1984. – 48 с.

КОМБИНИРОВАННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРЕДЕЛЬНО ИЗНОШЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ С ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ И НАПЛАВКОЙ ПРОВОЛОКОЙ

М.Л. Хейфец¹, д-р техн. наук, проф., Н.Л. Грецкий², С.В. Семенов³

¹Президиум НАН Беларуси (г. Минск, Беларусь)

²Полоцкий государственный университет (г. Новополоцк, Беларусь)

³ОАО Полоцкий завод «Проммашремонт» (г. Полоцк, Беларусь)

Введение. Различные методы восстановления, упрочнения и обработки деталей машин имеют свои рациональные области применения и не всегда решают комплексные задачи повышения долговечности изделий в конкретных условиях эксплуатации. Так например, при высоких параметрах качества упрочнения не обеспечиваются экономное восстановление до заданного размера предельно изношенной поверхности детали.

Поэтому рациональным представляется сочетание в технологическом процессе ремонтного производства различных методов упрочнения, восстановления и обработки, а в рамках самих методов комбинации разнообразных технологических воздействий.

Сочетание комбинированных методов обработки. Одними из основных причин потери работоспособности двигателя внутреннего сгорания являются изнашивание рабочих поверхностей и усталостные поломки его деталей. Для восстановления изношенных цилиндрических поверхностей пар трения используют различные способы нанесения покрытий, позволяющие получать поверхность с требуемым химическим составом, высокой твердостью и износостойкостью. Наиболее перспективными являются электрофизические методы, основанные на использовании концентрированных потоков энергии.

Для снижения затрат на восстановление физико–механических и геометрических характеристик изношенных поверхностей деталей двигателя внутреннего сгорания целесообразно применять комбинации этих методов. Одной из таких комбинаций является послойное восстановление изношенных поверхностей легированными ферромагнитными порошками и углеродистыми проволоками. В рассматриваемом методе физико–механические характеристики повышает в основном электромагнитная наплавка порошком ферробора, а геометрические характеристики восстанавливает наплавка углеродистой проволоки. Для улучшения комплекса параметров качества восстановления предельно изношенных поверхностей деталей с минимальными затратами предложено упрочнение производить в процессе электромагнитной наплавки легированных ферропорошков, совмещенном с поверхностным пластическим деформированием, а восстановление и обработку в процессе наплавки проволоки, совмещенном с упрочняюще–размерным ротационным резанием.

Электромагнитная наплавка с поверхностным пластическим деформированием обеспечивает не только упрочнение поверхностного слоя, но и повышение его физико–химических характеристик.

Высокое качество формирования покрытий ферромагнитными порошками в электромагнитном поле достигается установками, позволяющими реализовать импульсное механическое воздействие полюсного наконечника на формируемый участок покрытия. Дополнительное вращение полюсного наконечника способствует лучшей очистке рабочего зазора, что повышает стабильность образования токопроводящих цепочек, перенос капель расплава порошка на поверхность детали, стойкость полюсного наконечника.

После нанесения ферромагнитного порошка осуществляют наплавку углеродистой проволоки. Для восстановления сильно изношенных поверхностей деталей наибольшее распространение получила наплавка проволоки в защитной среде. При такой наплавке хорошо формируется шов большой толщины, а наплавленный металл получается плотным.

В виду того, что режимы наплавки определяются заранее и для ротационного упрочняющего резания выбираются резцы известных конструкций, а глубина резания назначается в соответствии с необходимостью обеспечить заданную толщину наносимого покрытия, то для совмещенного процесса в качестве регулируемого фактора принимается расстояние от наплавочной проволоки до режущей кромки инструмента. Окончательное формирование восстановленной поверхности детали осуществляется снятием ротационным инструментом слоя комбинированного покрытия на глубину до 1,5 мм (определяемой максимальной твердостью достигаемой за счет обратной диффузии ферробора).

Заключение. Таким образом, сочетание в одном технологическом процессе операций комбинированного упрочнения, восстановления и обработки поверхностей деталей, дает возможность не только обеспечить нужные геометрические характеристики поверхности при восстановлении, но и повысить физико–механические свойства материала поверхностного слоя при упрочнении.

УДК 621.74.047+62–82+62–85

ВЛИЯНИЕ ПРИВОДА МЕХАНИЗМА КАЧЕНИЯ КРИСТАЛЛИЗАТОРА МАШИНЫ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК (МНЛЗ) НА КАЧЕСТВО НЕПРЕРЫВНО–ЛИТОГО СЛИТКА

И.Н. Головки, аспирант, Д.Н. Андрианов, канд. техн. наук
Гомельский государственный технический университет им. П.О. Сухого
(г. Гомель, Республика Беларусь)

При разливке на МНЛЗ кристаллизатором совершается возвратно–поступательное движение вдоль оси разливки [1] с целью предотвращения прилипания корки слитка к стенкам гильзы, снижения сил трения между ними и

снижение вероятности появления прорыва металла внутри кристаллизатора и под ним.

Известно, что возвратно–поступательный закон качания кристаллизатора влияет на качество поверхности слитка, а именно на появление поперечных и сетчатых трещин. При качании гильзы кристаллизатора относительно слитка происходит многократное растяжение и сжатие корки, что приводит к появлению глиссажных меток (следов качания) на поверхности. Глиссажные метки могут становиться концентраторами напряжений и вызывать появление дефектов поверхности. Существует ряд теорий появления следов качания. Известно, что на форму, величину, размеры и количество глиссажных меток влияет амплитуда и время опережения движения кристаллизатором слитка в прямом направлении (направление движения в сторону вытягивания слитка – вниз) и в обратном (в противоположном направлении вытягиванию слитка – вверх), а также точность поддержания этих параметров независимо от статических и инерционных нагрузок, которые возникают при возвратно–поступательном движении кристаллизатора.

В последние годы в состав новых и при модернизации существующих МНЛЗ устанавливают гидравлические следящие приводы вместо электромеханических (кулачковых, эксцентриковых и т.д.). Электромеханические имеют ряд недостатков:

- невозможность создания регулируемого закона качания в процессе разливки. Возможно только в момент остановки разливки на МНЛЗ путём замены кулачка, эксцентрика и т.д.;

- невысокий срок эксплуатации механики привода и механизма качания из-за появления зазоров и люфтов в соединениях;

- малый промежуток времени между ремонтно–профилактическими мероприятиями по обслуживанию привода и механизма качания;

- появление дрожаний (вибраций) кристаллизатора, обычно возникает при работе электромеханического привода из-за наличия и увеличения зазоров в редукторе привода и шарнирных соединениях;

- невозможность работы в зоне малых амплитуд и высоких частот качания, из-за наличия люфтов в соединениях;

- появление отклонений от заданной кривой качания в процессе эксплуатации из-за износа поверхности кулачка, кривошипа и т.д.;

Большинство этих недостатков существенным образом влияют на условия образования тонкого газового зазора и контакта между тонкой вновь образовавшейся корочкой слитка и подвижной стенкой гильзы кристаллизатора, а именно на величину времени равных скоростей движения слитка и гильзы кристаллизатора. Чем больше промежуток времени равных скоростей, тем выше вероятность появления неравномерности газового зазора по поверхности контакта, что может привести к прилипанию корки слитка к стенкам кристаллизатора. Неравномерность величины газошлакового зазора между стенками кристаллизатора приводит к неравномерности отвода теплового потока от расплавленного металла и образования твёрдой корки. Это приводит к появлению зон с

малой толщиной корки и может вызвать её разрыв внутри и под кристаллизатором (создание аварийной ситуации).

В связи с вышеизложенным, актуальной задачей является исследование конструкций и гидродинамических процессов, протекающих в качающем гидроприводе и погрешности закона [2] качания при работе. Результаты исследований позволят выбрать наиболее оптимальную конструкцию и обеспечить сопровождение опытно–конструкторских работ при разработке электрогидравлического привода и системы управления, отвечающей необходимым требованиям, предъявляемые к аналогичным приводам зарубежного производства входящим в состав МНЛЗ.

Литература

1. Дюдкин Д.А. Качество непрерывнолитой стальной заготовки. К.: Техника, – 1988. – 253 с.

2. Попов Д.Н. Динамика и регулирование гидро–и пневмосистем. М.: Машиностроение, 1976. – 424 с.

УДК 678.027.3

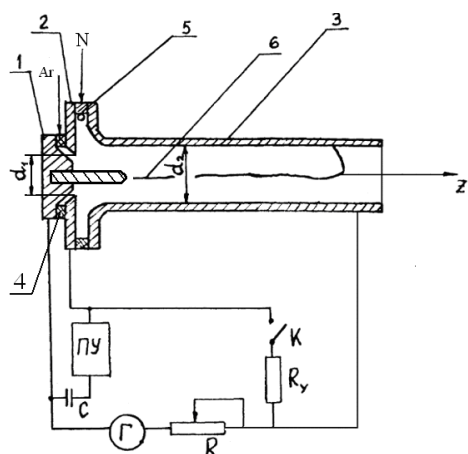
ПЛАЗМОТРОН ДЛЯ ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ

А.И. Веремейчик¹, М.И. Сазонов¹, д-р техн. наук, проф.,
В.М. Хвисевич¹, канд. техн. наук, доц., С. Якушевич², канд. техн. наук

¹Брестский государственный технический университет
(г. Брест, Республика Беларусь)

²Высшая Государственная профессиональная школа
(г. Сувалки, Польша)

Плазменные потоки используются в различных практических приложениях: при сварке, резке и упрочнении металлов, нанесении износостойких тонких пленок на детали машин, в металлургии, химической промышленности и многих других процессах. Одним из промышленных способов получения плазмы является применение плазмотронов постоянного тока, в которых горит электрическая дуга в потоке рабочего газа. Для получения азотной плазмы разработан плазмотрон с высоким ресурсом работы. Данный плазмотрон применяется для плазменного азотирования изнашиваемых участков деталей. Мощность плазмотрона составляет 30 кВт, ток дуги 30–100 А, расход азота составляет 3–4 г/с, тепловой к.п.д. равен 0,7. Ресурс анода разработанного плазмотрона составляет 400 часов, катода – 200 часов. Схема разработанного плазмотрона и электропитания приведена на рисунке 1.



- 1 – катод
- 2 – поджигающий электрод
- 3 – анод
- 4 и 5 – изоляторы
- 6 – дуга

Рисунок 1 – Схема плазмотрона и электропитания

Основными деталями разработанного плазмотрона являются вольфрамовый стержневой катод 1, поджигающий электрод 2 и цилиндрический медный анод 3. Катод, поджигающий электрод и анод интенсивно охлаждаются химически очищенной водой. Азот в плазмотрон подается с закруткой для стабилизации дуги на оси цилиндрической разрядной камеры. Электропитание плазмотрона может осуществляться от стандартного источника питания Г с номинальным током 200 А и напряжением 600 В. Так как его внешняя электрическая характеристика является жесткой, а вольт–амперная характеристика дуги – падающая, в силовую цепь последовательно с дугой с целью обеспечения устойчивого ее горения включено ступенчато изменяющееся балластное сопротивление R.

Поджиг плазмотрона осуществляется при помощи высоковольтного высокочастотного генератора ПУ с подачей напряжения на поджигающий электрод 2. Между поджигающим электродом и анодом через контактор К включено сопротивление $R_y = 10\text{--}20$ Ом. Такая схема включения осциллятора в электрическую цепь питания плазмотрона позволяет исключить попадание ВЧ – напряжения в силовую цепь питания и обеспечивает тем самым надежную защиту силового выпрямителя от перенапряжения. Соленоид 7 включен в цепь электропитания последовательно с дугой.

$H_{V0,1}$

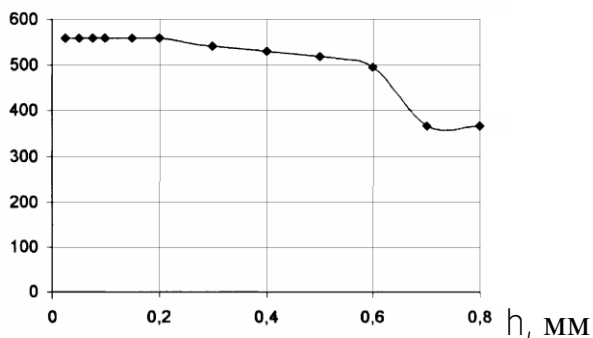


Рисунок 2 – Распределение микротвердости упрочненного слоя по глубине при токе дуги $I=16$ А и скорости движения плазмотрона $V=11$ мм/с

Проведены исследования ресурса работы катода, оптимизированы его параметры и установлено, что эрозия катода не превышает $4 \cdot 10^9$ г/К. Исследованы микротвердость поверхностного слоя в зависимости от расхода азота, тока ду-

ги, скорости перемещения плазмотрона. На рисунке 2 приведена типичная зависимость распределения микротвердости упрочненного слоя по глубине.

Достигнуто увеличение микротвердости в 2–3 раза по сравнению с исходной микротвердостью, причем толщина упрочненного слоя может изменяться в зависимости от скорости упрочнения от 0,4 до 0,7 мм. Варьируя технологическими параметрами процесса, можно получить различную шероховатость поверхности с соответствующими характеристиками поверхностного слоя.

УДК 621.529

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ И ИНСТРУМЕНТА ППД С УЛУЧШЕНИЕМ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ

В.А. Горохов, д-р техн. наук, проф.
Белорусский национальный технических университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Регуляризация микрогеометрии технических поверхностей по ГОСТ 24773–81 технологически обеспечивает не только требуемые несущую площадь и маслостойкость поверхностных слоев изделий, но в соответствии с результатами исследований автора может восстанавливать исходные размеры изношенных прецизионных деталей, например, пальцев компрессоров, плунжеров автоматов глубины проходных калибров (пробок) из закаленных сталей с твердостью 62 – 65 HRC.

Разработанным технологическим регламентом восстановления указанных выше изделий и других прецизионных деталей и инструментов с цилиндрической рабочей поверхностью предусмотрены 4 этапа.

На первом этапе изношенные изделия шлифуются для восстановления цилиндричности поверхностей до размера нижнего уровня износа с обеспечением отклонений формы по чертежу деталей и инструмента.

На втором этапе прошлифованные поверхности подвергаются алмазному выглаживанию сферическим наконечником из естественного алмаза с радиусом сферы $r_c = 2,5 - 3$ мм. При этом сила поджима P выглаживателя к обрабатываемой поверхности рассчитывается по приведенным в регламенте зависимостям и принимает значение $P = 160 - 250$ Н, продольная подача принимается $S = 0,05$ мм/об; частота вращения шпинделя токарно–винторезного станка 1Е61МТ обеспечивается $n = 450 - 600$ мин⁻¹, высота неровностей R полученного полностью регулярного микрорельефа (ПРМР) достигается $R = 0,1 - 0,05$ мкм. Необходимо иметь в виду, что исходная шлифованная поверхность при вибровыглаживании несколько уменьшит свой размер на величину $z = k (Rz_{исх.} - R)$, здесь k – коэффициент, зависящий от свойств материала (для сталей $k = 1,2 - 1,25$); $Rz_{исх.}$ – средняя высота неровностей исходной поверхности, мкм; R – высота элемента ПРМР, мкм. Для исключения завалов кромок деталей алмазное

выглаживание следует производить с прецизионной настройкой. Это достигается выставлением алмазного наконечника относительно обрабатываемой поверхности с подачей на нее после касания на величину $Z = 0,75 Rz_{исх.} + \Delta + t_{\phi} + P/j$, мкм; где Δ – остаточное биение поверхности, мкм; t_{ϕ} – толщина фольги для определения касания инструмента к поверхности, мкм; P , Н; j – жесткость технологической системы, принимается $j = 180$ Н/мкм.

Третий этап посвящен замерам размеров, разделению восстанавливаемых деталей на размерные группы и определению параметров режима алмазного вибровыглаживания, обеспечивающих образование частично регулярных микрорельефов (ЧРМР) с синусоидальными канавками и восстановление исходных размеров изделий. Обычно принимается радиус сферы инструмента $r_c = 1 - 1,5$ мм; глубина h канавки принимается из расчета, чтобы значение $1,012h = 2h_{\pi}$ (h_{π} – превышение регулярных приканавочных наплывов – РПН над уровнем R) обеспечивало восстановление исходного размера детали или инструмента. Глубина канавки $h = CP^z/2 r_c \cdot D_3^y$, где C, z, x, y – коэффициенты, для стали 45:

$C = 7,498$; $z = 0,663$; $x = 0,7$; $y = 0,192$; D_3 – размер заготовки, мм (для других сталей значение h изменяется обратно пропорционально изменению твердости относительно стали 45). Установлено, что высота РПН $h_{\pi} = 0,506 h$. Значит увеличение диаметра рабочей поверхности изделий будет иметь значение $1,012 h$. Из описанных условий определяется значение силы P прижима алмазного наконечника к восстанавливаемой поверхности. Обычно $P = 200 - 300$ Н. Подача S для обеспечения слияния рядом находящихся РПН принимается равной $2b$, где b – ширина канавок, $b = 2,2\sqrt{h \cdot 2r_c}$, мкм. Расчетная глубина внедрения инструмента при вибровыглаживании h_b принимается равной $1,1Z + h$.

Четвертый этап предусматривает алмазное вибровыглаживание восстанавливаемых поверхностей принятым наконечником на токарно–винторезном станке мод. 1Е61МТ, оснащенный виброголовкой механического действия с приведенными выше параметрами режима обработки. При этом обеспечивается несущая (опорная) поверхность $F_{оп} = 30 - 34$ %, а площадь, занятая канавками, $F_{н} = 35 - 40$ %, что обеспечивает необходимую маслостойкость восстановленных поверхностей.

Обеспечение указанных характеристик восстановленных поверхностей приводит к увеличению износостойкости и ресурса эксплуатации деталей и инструмента в 2,6 – 3,2 раза, что подтверждено внедрением описанной технологии на С–Петербургском ОМО, Алтайском приборостроительном заводе «Ротор», ряде инструментальных заводов СНГ. Кроме того, при этом отсутствуют затраты на материалы, не требуется снятия РПН или их оставление в первоначальном виде, а обеспечивается новый выпукло–вогнутый регулярный микрорельеф.

РЕМОНТНАЯ НАПЛАВКА ОБОРУДОВАНИЯ ВО ВНЕЦЕХОВЫХ УСЛОВИЯХ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКИ В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ

Ф.И. Пантелеенко, д-р техн. наук, проф., чл.-корр.,
В.А. Писарев, С.Н. Жизняков, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

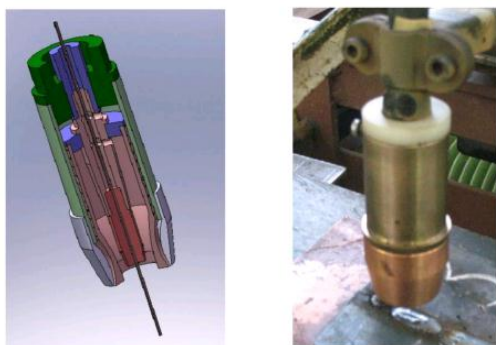
Введение. Ремонт оборудования с восстановлением специальных механических свойств рабочих поверхностей наиболее эффективен при применении механизированной наплавки в защитных газах.

Постановка задач. Существует ряд крупногабаритных деталей, демонтаж которых затруднен по причине габаритов или невозможности разборки на более мелкие узлы, что требует проведение наплавочных работ в месте установки объекта, т.е. на открытых площадках. Проведение наплавки в защитных газах объектов, находящихся в условиях воздействия возмущающих воздушных потоков (ветер, сквозняк и т.п.) сдувающих защитную газовую струю, требует применение дополнительных мер защиты. Решение основной проблемы по обеспечению защиты зоны сварки от негативного влияния в первую очередь азота следует рассматривать совместно с газодинамическими и металлургическими процессами.

Оценку качества наплавленного металла проводили аппаратом для рентгенографической дефектоскопии марки МИРА–2Д.

Моделирование задач нестационарной аэродинамики протекающей в сварочных горелках проводили в пакете Ansys CFX с использованием суперкомпьютера СКИФ К–1000.

Полученные результаты и их обсуждение. Результаты моделирования процессов истечения газов позволили провести оптимизацию конструкции сварочной горелки.



а

б

Рисунок 2 – Сопло горелки двухпоточного типа: а – компьютерная модель, б – изготовленное по модели сопло

Моделирование позволило установить, что лучшими результатами обладает двухпоточное сопло. По чертежам модели было изготовлено двухпоточное сопло горелки (рисунок 1).

Особенностью горелки является то, что газ подается в сопло по одному каналу и разделяется внутри сопла на два потока, расход между которыми регулируется изменением диаметра входных отверстий. Конструкция горелки позволяет отключать внешний канал и использовать в ее в тра-

диционном режиме при отсутствии ветра.

Проведены исследования при формировании наплавленных слоев в условиях ветровых потоков скоростью 6 м/сек и 8 м/сек бокового направления, при распределении расхода газового потока между каналами в соотношении л/мин: а) 20:40; б) 30:30; в) 40:20 в нижнем положении наплавочной ванны.

Анализ рентгенограмм (рисунок 2) валиков наплавки показывает, что наиболее эффективным является распределение расходов газовых потоков по каналам 30 л/мин : 30 л/мин; и 40 л/мин : 20 л/мин. При этом при скорости ветра 8 м/сек содержание азота превышает установленные максимальные значения 0,24 %.

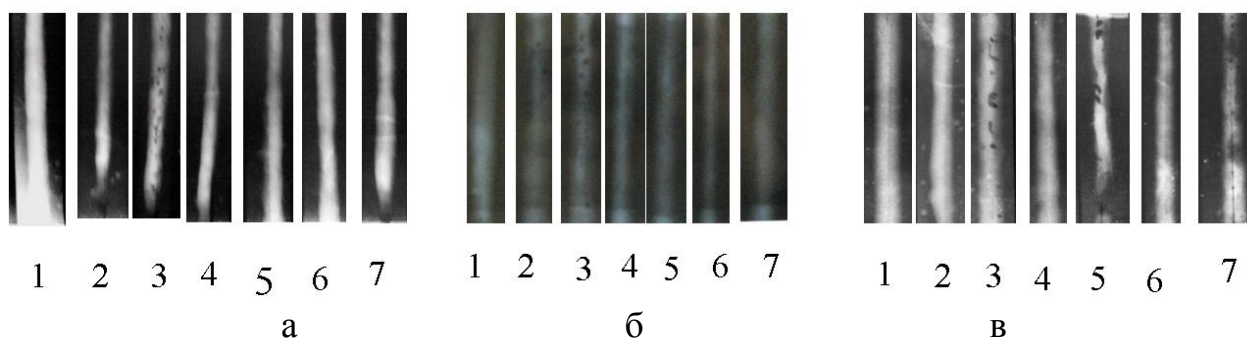


Рисунок 2 – Рентгенограммы наплавленных швов
номера образцов: 1 – без ветра; 2; 4; 6 – скорость ветра 6м/с; 3; 5; 7 – скорость ветра 8 м/с, расход газа 20:40; 30:30; 40:20 л/мин соответственно

Выводы. Для обеспечения эффективной защиты сварочной ванны от воздействия ветра является применение двухпоточной конструкции сопла сварочной горелки с тангенциальным вводом газа в наружный канал и распределении потоков по каналам в соотношении 1:1 и 2:1

УДК 539.23; 539.216.1

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

М.В.Пимонов, аспирант

Кузбасский государственный технический университет
(г. Кемерово, Российская Федерация)

На сегодняшний день общепринятым является представление о трансформации структуры металла в наноразмерное состояние как об одном из эффективных способов существенного повышения эксплуатационных свойств изделий. Использование интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет повысить микротвердость, предел текучести металла при сохранении удовле-

творительной пластичности. Данные изменения свойств обусловлены наноразмерами зёрен и большим углом их разориентировки [1].

В настоящее время активно развиваются различные методы деформационного наноструктурирования: равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, всесторонняя изотермическая ковка и др. Проводится изучение влияния режимов обработки на показатели структурного состояния и механические свойства материала, исследуются возможности совершенствования методов деформационного наноструктурирования с позиций расширения их технологических возможностей.

Однако вопросы, связанные со стабильностью полученных структур, а значит и сохранения полученных механических свойств, в процессах эксплуатации остаются практически неизученными. Обеспечение эксплуатационных свойств требует выявления закономерностей влияния параметров технологии изготовления на эволюцию структурного состояния, как при обработке, так и при эксплуатации. Одним из возможных подходов для описания закономерностей и создания методики проектирования технологических процессов является аппарат механики технологического наследования[2].

Рассмотрение процесса упрочняющей обработки интенсивной пластической деформацией с точки зрения механики технологического наследования подразумевает решение двух задач:

1. Определение влияния режимов обработки на конечную микроструктуру, а также разработка методов проектирования технологических процессов для получения заданной структуры, а вследствие этого определённых механических свойств материала;

2. Определение трансформаций полученной структуры на стадии эксплуатации.

В рамках настоящей работы выполняется определение влияния режимов обработки на конечную структуру материала. Проводится моделирование процессов деформационного наноструктурирования с различными режимами обработки. Обработка интенсивной пластической деформацией при данном подходе рассматривается как непрерывный процесс накопления и трансформации структурных свойств материала в очаге деформации происходящих под действием программы нагружения.

Программа нагружения описывает накопление степени деформации сдвига Λ в условиях изменяющегося показателя напряженного состояния Π при движении материальной частицы вдоль линии тока в очаге деформации. Программа нагружения является универсальным инструментом, так как позволяет независимо от параметров очага деформации (форма, привязка к осям) описывать закономерности пластического течения, которые и определяют формирование структурного состояния металла. Для определения вида программы нагружения производится конечно–элементное моделирование, характеризующее распределение напряжённо–деформированного состояния в ОД, по полученным результатам моделирования производится определение координат точек линий тока. Вдоль линий тока производится расчёт накопленной степени деформации

сдвига и показателя напряженного состояния, производится построение программы нагружения $\Lambda(T)$. Далее в зависимости от параметров полученной программы нагружения производится описание структурного состояния металла.

Полученные результаты могут быть положены в основу методики проектирования технологических процессов деформационного наноструктурирования и разработки новых технологических методов интенсивного пластического деформирования.

Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. – М.: Наука, 2007. – 397 с.

2. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В. М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. – М.: Машиностроение–1, 2007. – 400 с.

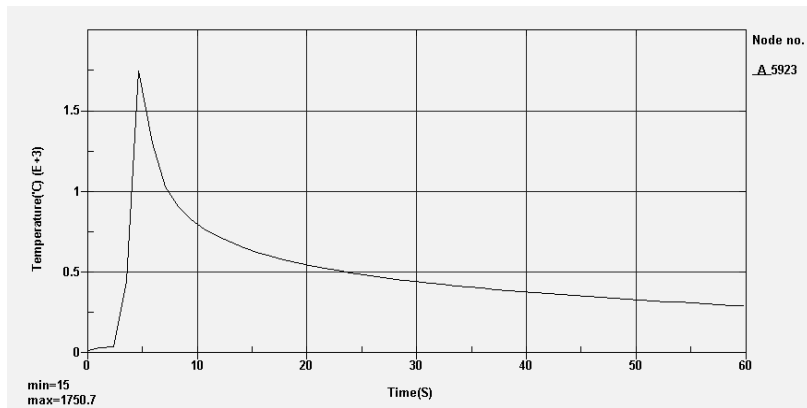
UDK 621.793

NUMERICAL SIMULATION OF WELDING DISTORTION IN THIN PLATES

Panteleenko Fedor Ivanovich, Afshin Heidari Monfared
Belarusian national technical university
(Minsk, Republic of Belarus)

Abstract. This work describes a three-dimensional thermo-mechanical finite element analysis of a single weld bead-on-plate of austenitic stainless steel. The overall aim is to validate the use of finite element (FEM) weld simulations to accurately predict distortion states for use in the assessment of welded components [1, 2, 4, 6].

The study uses the example of butt welding thin rectangular plates, the results of main interest being the out-of plane distortion and longitudinal residual stresses. Melten puddle motion (speed of welding) is modeled by using time dependent birth and death element method [3, 7]. Three dimensional nonlinear-transient heat flow analysis has been used to obtain the temperature distribution, and then by applying thermal results, stress and deformation distributions are obtained during welding and after cooling. The FEM model results are compared to experimental data and control of welding distortion in thin welded structures.



Temperature histories in the fusion zone

Thermal physical properties and mechanical properties of SUS304

Temperature (°C)	Specific heat(J/Kg°C)	Conductivity (J/MCS)	Yield Stress (MPa)	Thermal expansion coefficient (C ⁻¹)	Young's modulus (GPa)	Poisson's ratio
0	462	14.6	265	1.70E-05	198.5	0.294
100	496	15.1	218	1.74E-05	193	0.295
200	512	16.1	186	1.80E-05	185	0.301
300	525	17.9	170	1.86E-05	176	0.31
400	540	18	155	1.91E-05	167	0.318
600	577	20.8	149	1.96E-05	159	0.326
800	604	23.9	91	2.02E-05	151	0.333
1200	676	32.2	25	2.07E-05	60	0.339
1300	692	33.7	21	2.11E-05	20	0.342
1500	700	120	10	2.16E-05	10	0.388

References

- 1.Simplifying methods for analysis of transient and residual stresses and deformations due to multipass welding: Y. Ueda, K. Nakacho.–Osaka: Trans. JWRI 11 (1),1982.– 95c.
- 2.Combined 3–D and shell element modelling of welding: M. Nasstrom, L. Wikander, L. Karlsson, L.E. Lindgren, J. Goldak.– Lulea: Symposium on the Mechanical Effects of Welding, 1991.–c10,c197.
- 3.Numerical simulation of temperature and residual stress in multi–pass welds in stainless steel pipe and comparison with experimental measurement: D. Deng, H. Murakawa. Journal of computational material science37, 2006.c269.
- 4.Effects of welding speed, energy input and heat source distribution on temperature variations in butt joint welding: D. Gery, H. Long.Journal of Materials Processing 167,2005.c393.
- 5.A study on the influence of clamping on welding distortion: T. Schenk, I.M. Richardson. Journal of Computational Materials Science,2009. www.elsevier.com/locate/commatsci.
- 6.Welding process simulation under varying temperatures and constraints: P. Zeng,Y. Cao. Journal of Materials Science and Engineering A 499,2009.c287.

УДК 621.791

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ И ЭЛЕКТРОННО–ЛУЧЕВОЙ ТЕХНОЛОГИЙ СВАРКИ

И.Л. Поболь¹, д-р техн. наук, Д.В. Юшкевич¹, А.Е. Колесникова²

¹Физико-технический институт НАН Беларуси,

²Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Основным видом сварки в настоящее время является электродуговая (ЭДС). Структурные превращения, проходящие при ЭДС в шве и околошовной зоне, зачастую оказывают негативное влияние на показатели конструктивной прочности соединений. Перспективный способ получения неразъемных соединений – электронно-лучевая сварка (ЭЛС), при которой нагрев осуществляется энергией пучка ускоренных электронов, крайне недостаточно применяется в Беларуси. ЭЛС вследствие локализованного воздействия сопровождается менее интенсивным разогревом околошовной зоны. В работе проведены сравнительные исследования механических свойств сварных соединений, полученных методами ЭДС и ЭЛС.

Методики исследований. Объект исследования – деталь «поворотный кулак–суппорт», применяемая в автобусном производстве на Минском автомобильном заводе, выполнена из сталей 10ХСНД и 40Х. Размеры экспериментальных образцов 120x120 мм, толщина 8 мм. ЭДС проводилась в среде аргона с использованием сварочного полуавтомата VarioStar L50 за несколько проходов. ЭЛС выполняли на аппаратуре ЭЛА–15 со сквозным проплавлением за проход по двум схемам: на холодных заготовках (ЭЛС–ХЗ), а также с предварительным нагревом зоны соединения расфокусированным лучом (ЭЛС–ПН).

Испытания на растяжение образцов проводились на испытательной гидравлической машине INSTRON Sattec 300LX. Твердость материала измерялась методом Виккерса. Напряжения в сварных узлах определялись методом рентгеновской тензометрии с использованием наклонной съемки.

Результаты исследований. Результаты проведенных исследований свойств сварных соединений, выполненных по различным технологиям, свидетельствуют о существенном их различии. Из распределения микротвердости по сечению сварного соединения видно, что в узле, полученном ЭЛС–ПН, по сравнению с остальными образцами, практически отсутствует повышение твердости со стороны стали 40Х.

По результатам испытаний соединений на растяжение лучшие прочностные и пластические характеристики выявлены у образцов, полученных методами ЭДС и ЭЛС–ПН (рисунок). На диаграмме растяжения $\sigma - \epsilon$ для них имеется значительный участок пластической деформации, протекающей непосредственно в зоне сварного шва и проявившейся в виде «зуба» текучести. Пределы текучести образцов ЭДС и ЭЛС–ПН имеют близкие значения, однако образец ЭЛС–ПН имеет более высокие пластичность и предел прочности.

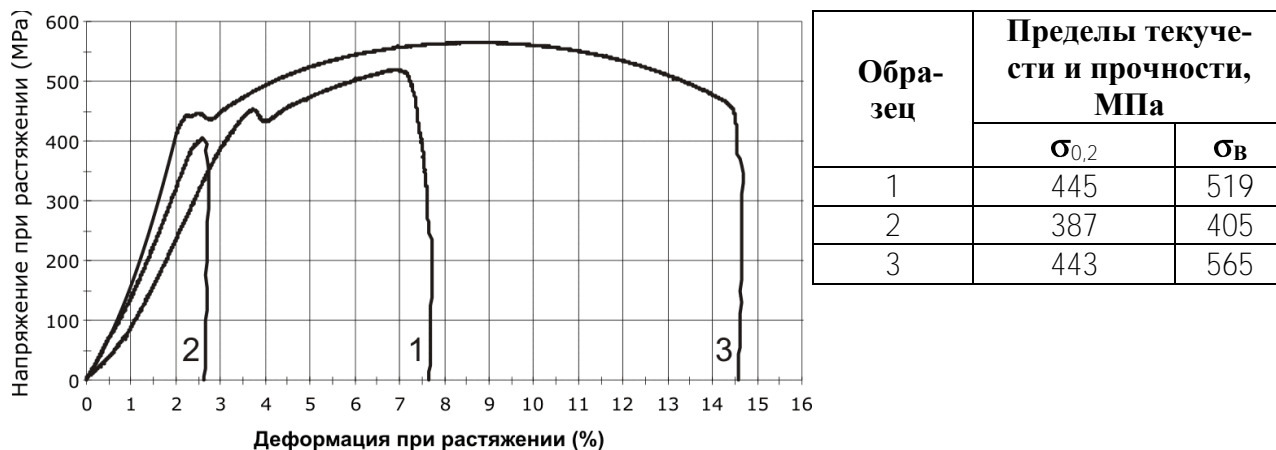


Рисунок – Диаграммы растяжения и значения механических характеристик сварных соединений сталей 10ХСНД и 40Х:
1 – ЭДС; 2 – ЭЛС–ХЗ; 3 – ЭЛС-ПН

В случае сварного шва, выполненного ЭДС, микротвердость материала шва относительно низкая (2,4–2,5 ГПа, при этом в стали 40Х образуются закалочные структуры с микротвердостью до 4,5 ГПа), в зоне шва формируются сжимающие напряжения, что обеспечивает умеренные значения пластичности и предела прочности сварного соединения. Сварной шов, выполненный методом ЭЛС на холодных заготовках, характеризуется высокими растягивающими напряжениями и повышенным уровнем микротвердости стали (3,9–4,1 ГПа), что приводит к хрупкости и сравнительно низкой прочности сварного шва. Материал сварного шва, выполненного методом ЭЛС с предварительным нагревом, имеет микротвердость 2,8–3,0 ГПа и повышенные характеристики пластичности и предела прочности.

Заключение. Метод ЭЛС обеспечивает значительное энерго– и материалосбережение. В реальных эксплуатационных условиях материал детали, изготовленной из различных сталей, в том числе условно свариваемых (40Х и других) с применением ЭЛС–ПН, будет иметь более высокие характеристики прочности и циклической долговечности, чем детали, полученной с использованием традиционной ЭДС.

ФОРМИРОВАНИЕ И ТРАНСФОРМАЦИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА НА СТАДИЯХ ЖИЗНЕННОГО ЦИКЛА ИЗДЕЛИЙ

А.А. Кречетов, канд. техн. наук, доц.
Кузбасский государственный технический университет
(г. Кемерово, Российская Федерация)

Деформационное наноструктурирование является эффективным методом повышения эксплуатационных свойств металлических материалов. Повышение прочности металла в наноструктурированном состоянии связывают с подавлением процесса активации источников дислокаций, что обусловлено малым размером кристаллитов. Однако за счет высокой зернограничной диффузии и реализации процессов зернограничной диффузионной ползучести пластичность наноструктурированных материалов остается удовлетворительной, а в ряде случаев и повышается относительно исходных значений.

В настоящее время разработаны и активно развиваются технологические методы деформационного наноструктурирования. Проводятся исследования влияния режимов и условий обработки на изменение механических свойств материалов, получены результаты, которые свидетельствуют о повышении эксплуатационных свойств наноструктурированных материалов – усталостной прочности, износостойкости и др.

В других работах показано, что при эксплуатационном нагружении происходит деградация структурного состояния, в результате чего эффективность наноструктурирования для повышения эксплуатационных свойств снижается. При этом вопросы трансформации структурного состояния в процессах эксплуатационного нагружения до настоящего времени не получили должного развития. Проблема прогнозирования стабильности сформированного на стадиях механической обработки структурного состояния металла осложняется тем, что на трансформацию структуры существенное значение оказывает не только режимы эксплуатационного нагружения, но и история нагружения материала на предшествующих стадиях жизненного цикла изделия.

Описание закономерностей формирования и трансформации структурного состояния металла на стадиях обработки и эксплуатации с учетом влияния истории нагружения возможно на основе развития механики технологического наследования.

В соответствии с основными положениями механики технологического наследования формирование и трансформация состояния материала рассматривается как непрерывный процесс на всех стадиях жизненного цикла изделия.

Изменение состояния материала при движении материальной частицы вдоль линий тока в процессах обработки и эксплуатации обуславливается пластическим течением в очаге деформации. В механике технологического наследования для описания процесса пластического течения используется программа

нагрузки – зависимость накопленной степени деформации сдвига от изменения показателя напряженного состояния. Описание программы нагружения возможно на основе анализа напряженно–деформированного состояния в очаге деформации.

Формирование и трансформация состояния материала рассматривается как результат действия программы нагружения. При этом использование для описания программы нагружения аппарата механики деформируемого тела позволяет распространить разработанные положения на любые процессы, сопровождающиеся возникновением очага деформации в процессах обработки, в том числе и на технологические методы интенсивной пластической деформации.

Путем анализа напряженно–деформированного состояния материала в традиционных процессах интенсивной пластической деформации возможно получение обобщенной программы нагружения деформационного наноструктурирования.

В соответствии с предлагаемым подходом любой процесс, реализующий такую обобщенную программу нагружения, приводит к наноструктурированию материала. Полученные ранее результаты в области закономерностей формирования и трансформации программ нагружения на стадиях механической обработки позволяют проектировать технологические методы обработки, реализующие заданные программы нагружения. Проектирование технологических схем обработки, реализующих обобщенную программу нагружения, создает предпосылки для разработки новых методов деформационного наноструктурирования.

УДК 621.7.015

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ НА ОБЩИЙ УРОВЕНЬ ВИБРАЦИИ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ

Р.А. Понкрашкин, ст. преп.

Филиал Кузбасского государственного технического университета
в г. Прокопьевске (г. Прокопьевск, Россия)

Одним из ключевых показателей качества подшипника качения является общий уровень вибрации (ОУВ). ОУВ – это величина виброускорения, виброскорости в радиальном направлении точки по наружной образующей поверхности невращающегося наружного кольца при вращении внутреннего, измеренная при установленных условиях и режимах.

В рамках данной работы задача технологического обеспечения требуемых вибропараметров подшипника решается с использованием основных положений механики технологического наследования, что вызвало необходимость проведения экспериментальных исследований с целью формирования начальных и граничных условий, а также установления влияния ряда операций обработки на конечные свойства поверхностного слоя деталей подшипников [1].

Анализ результатов экспериментальных исследований с использованием аппаратов корреляционного, регрессионного, кластерного, факторного и других видов анализа, не позволил установить определенные стабильные наследственные закономерности влияния технологических режимов на общий уровень вибрации. Характеристики экспериментов отличались сильной неоднородностью; режимы резания широко варьировались в различных опытах; имелся широкий диапазон параметров опытов различной физической природы и размерности. Анализ позволил выявить, что все исследуемые факторы в большей или меньшей степени влияют на ОУВ.

Большое количество варьируемых факторов, влияющих на эксплуатационные свойства подшипника качения, и обуславливает невозможность построения общих моделей методами традиционного регрессионного анализа.

В связи с этим для интерпретации имеющегося опытного материала был применен метод энтропийного анализа, позволяющий оценивать комплексное влияние факторов, имеющих различную размерность и физический смысл.

Многочисленные результаты экспериментальных исследований систематизируются и подвергаются энтропийному анализу по методу проф. А.Б. Логова [2]. Эмпирические данные экспериментов составляют массив данных для анализа, представленный в виде сводной таблицы условий и результатов экспериментов.

В настоящее время выполняются следующие процедуры метода энтропийного анализа (МЭА): вычисление логарифма всех показателей; нахождение дисперсии и математического ожидания по столбцам таблицы логарифмов показателей; проведение нормирования и центрирования таблицы по столбцам с использованием найденных ранее математического ожидания и дисперсии; нахождение дисперсии и математического ожидания по строкам таблицы логарифмов показателей; проведение нормирования и центрирования таблицы по строкам, с использованием найденных ранее математического ожидания и дисперсии.

Затем, опираясь на полученные характеристики, рассчитываются параметры составляющих элементов фазового портрета, строится сама картина распределения элементов таблиц окончательно обработанных данных на фазовой плоскости.

Для изучения степени влияния каждого параметра эксперимента на результат реализуется численное представление степени зависимости результата от параметра. Наиболее рациональным решением этой задачи стало применение модельного вида представления параметров эксперимента.

Литература

1. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В. М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. – М.: Машиностроение–1, 2007. – 400 с.

2. Логов А.Б. Анализ состояния уникальных объектов. Учебное пособие/А.Б. Логов, Р.Ю. Замараев, А.А. Логов; ГОУ ВПО «Кемеровский государственный университет». – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2009. – 199 с.

УДК 338.2

ПРИНЦИПЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ УСТОЙЧИВОСТИ РАЗВИТИЯ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ

В.В.Слизников, аспирант
Кузбасский государственный технический университет
(г. Кемерово, Россия)

Принятие мировым сообществом парадигмы устойчивого развития привело к необходимости разработки методики, позволяющей оценить ее уровень у различных социально–экономических систем. Анализ отечественной и зарубежной литературы по данной проблеме показал, что методические подходы, предлагаемые различными авторами, имеют ряд ограничений, не позволяющих использовать их при оценке устойчивого развития машиностроительного предприятия.

1. Необходимость расчета большого количества показателей. Так, методика, предложенная в [3–4], насчитывает более ста показателей, Семенова Т.Ю. в [2] предлагает отслеживать сто двадцать показателей, а методика, описанная в [1], содержит девяносто показателей.

2. Большая трудоемкость и стоимость работ.

3. Наличие специфических индикаторов, которые неприменимы для предприятий машиностроения.

4. Ряд рассмотренных методических подходов не содержат обоснования выбора того или иного показателя оценки устойчивого развития, т.е. фактически отсутствуют критерии отбора этих показателей.

5. Выбор показателей с ориентацией на экономические системы более высоких уровней иерархии, что не позволяет провести оценку таких систем, как предприятие.

Перечисленные выше недостатки обусловили необходимость разработки универсальной трехуровневой методики для целей оценки устойчивости развития машиностроительных предприятий, машиностроительного комплекса и промышленности в целом.

Учитывая особенности промышленных предприятий, создание методики должно осуществляться исходя из ряда принципов.

1. Разработка системы показателей – для более низких уровней промышленного комплекса, и интегральных, обобщающих, показателей – для систем более высокого уровня. По нашему мнению, такие подсистемы промышленности, как предприятия, нуждаются в разработке целостных систем показателей, при этом их количество, с одной стороны, должно быть достаточным для всемерного описания объекта, с другой стороны – минимальным.

2. Доступность необходимой информации. Данный принцип выражается в относительной легкости получения и расчета выбранных показателей.

3. Практическая применимость, т.е. показатели следует подбирать таким образом, чтобы их можно было рассчитать в условиях конкретного социально-экономического объекта, учитывая его специфику и внешнее окружение.

4. Прозрачность показателей. Методику расчета индикаторов и конкретные значения каждого необходимо делать доступными для всех заинтересованных сторон.

5. Перечень показателей должен гарантировать надежность и полноту информации относительно степени удовлетворения базовых ориентиров основных подсистем.

6. Контекст устойчивого развития, то есть выбранные показатели должны отражать, какой вклад исследуемая система вносит в улучшение или ухудшение экономической, экологической и социальной ситуации на различных уровнях иерархии.

Только учет всех вышеперечисленных принципов позволит сформировать целостную методику оценки устойчивого развития предприятий машиностроения, что в свою очередь значительно повысит эффективность управленческих решений при формировании стратегии предприятия.

Литература

1. Комплексные программы социально-экономического развития муниципальных образований: опыт, проблемы, рекомендации / И.С. Головкин, Т.В. Псарева, Е.В. Репина-Гаврикова, И.А. Назаренко. Под общ. ред. Т.В. Псаревой. – Новосибирск, 2006. – 544 с.

2. Семенова Т.Ю. Формирование системы показателей устойчивого развития крупного города // Проблемы современной экономики, 2007, №2 (22).

3. Indicators of Sustainable Development: Framework and Methodology. N.Y.: United Nations, 1996, 428 p.

4. Indicators of Sustainable Development: Guidelines and Methodologies. N.Y.: United Nations, 2001, 393 p.

УДК 622.2

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ КУЗБАССКОГО УГОЛЬНОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ

А.В. Гребенников, нач. отдела машиностроения
Администрации Кемеровской области
(г. Кемерово, Российская Федерация)

Стратегия развития Кемеровской области предусматривает рост добычи угля к 2015 году до 200 млн. тонн. Достичь таких объемов производства угольная отрасль в состоянии только при наличии современного горно-шахтного

оборудования (ГШО). Главная задача машиностроения – стать основным звеном в цепи технологической модернизации угледобывающих предприятий. Растущие рынки угля в Западной Европе и Китае создают определенную конкуренцию производителям угольного машиностроения Кузбасса. Машиностроители таких стран, как Польша, Англия, Германия давно присутствуют на рынке ГШО Западной Сибири. Активность проявляют китайские компании; открыто представительство в г. Новокузнецке отделения ведущего производителя – Всекитайской компании угольного машиностроения (СМЕ). Тем не менее, машиностроительный комплекс Кузбасса, а это более 30 крупных и средних предприятий, активизировался на региональном рынке.

На предприятиях Кемеровской области производится весь комплекс машин для оснащения механизированных очистных забоев, взрывозащищенное электрооборудование, средства безопасности ведения горных работ, буровое оборудование и инструменты, средства для подземной транспортировки горной массы, людей и грузов, осваивается проходческая техника. Острая конкуренция предприятий заставила на крупных заводах–производителях ГШО создать собственную испытательную базу. Качество продукции вышло на первый план, далее – сервисное обслуживание и производство запчастей. Налажен ремонт всех видов техники, применяемой в бассейне, изготавливаются отдельные узлы и агрегаты для горных машин открытой и подземной добычи.

Один из крупнейших производителей ГШО в России – ОАО «Юрмаш» провел аттестацию производства по международной системе качества, сформировал испытательный полигон для проведения испытаний производимой добычной и проходческой технике. Более 40% крепей, работающих в забоях Кузбасса, произведено на ОАО «Юрмаш». Особое значение имеет разработка новых видов ГШО; заводом разрабатывается линейка новых изделий, включая новый очистной комбайн К700 (К700Ю), который составит конкуренцию зарубежным аналогам в своем классе и даст импульс развитию ГШО на новом техническом уровне.

ОАО «Анжеромаш» провело модернизацию производства, заменив старое оборудование на современные станки с ЧПУ и установив современные стенды контроля качества. Предприятие освоило выпуск механизированной крепи КМ1400, не имеющей аналогов в России по способности выдерживать нагрузку (1400 кН/м²). Это позволяет заводу принимать заказы на изготовление основного комплекса оборудования для оснащения механизированных забоев. Качество забойных конвейеров Анжера–34 и буровых машин БГА2М соответствует мировому уровню. Более 60% всех перегружателей в угольном производстве – это изделия ОАО «Анжеромаш».

В рамках программы «Машиностроение Сибири» Кемеровскому региону поручено разработать подпрограмму развития производства ГШО. В данной программе участвуют более 20 предприятий, общий объем финансирования превышает 5,5 млрд. рублей. Итогом реализации программы должны стать следующие показатели:

1. Разработка и освоение в серийном производстве не менее 150 видов продукции, в основном импортозамещающего направления.

2. Привлечение к производству продукции по заданиям подпрограммы не менее 70% организаций и предприятий машиностроения области.

3. Рост на 15–20% загрузки производственных мощностей предприятий за счет выпуска высокотехнологичной продукции с высокой добавленной стоимостью гражданского назначения для топливно–энергетического комплекса Сибири и России.

4. Достижение уровня импортозамещения в топливно–энергетическом комплексе Сибири не менее 75% оборудования и технологий отечественного и совместного (с преимущественным преобладанием отечественного производителя) производства (по номенклатуре), в т.ч. не менее 85% – по стратегическим (критическим) направлениям.

5. Увеличения доли инновационной продукции для топливно–энергетического комплекса, освоенной в серийном производстве, до 15–20% от общего объема производства (по номенклатуре).

6. Инфраструктурная диверсификация предприятий оборонно–промышленного комплекса: формирование отдельных производств или групп производств гражданской продукции и профильных производственных кластеров на базе межрегиональных и межотраслевых связей.

УДК 669.041

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩЕГО ИЗМЕНЕНИЯ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 40X

Т.Н. Стрижевская, аспирант
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Термическую обработку широко применяют в металлургии, машиностроении и других важнейших отраслях промышленности. Она является неотъемлемым элементом технологического процесса производства изделий, конструкций и инструментов, определяет их надежность и долговечность в условиях эксплуатации [1]. Совершенствование технологических процессов термической обработки будет в значительной степени определять производительность труда, себестоимость готовой продукции, экономию энергетических ресурсов [2].

Изучено влияние фактора увеличения температуры закалки с одновременным уменьшением времени выдержки стали 40X на структуру и механические свойства.

Исследование проводили на прямоугольных образцах из стали 40X с сечением 10×10 мм и длиной 55 мм по следующим режимам:

1) нагрев под закалку до температуры 860 °С с временем выдержки 10, 8, 6, 4 минуты;

2) нагрев под закалку до температуры 900 °С с временем выдержки 10, 8, 6, 4 минуты;

Затем все образцы были отпущены при температуре 600 °С.

Значение твердости после улучшения по различным режимам исследуемых образцов получили на уровне 28–30 HRC.

При закалке с температуры 860°С с временем выдержки 8,6,4 минуты (после последующего высокого отпуска) после испытания образцов на разрыв получен вязкий излом с блестящими площадками, характерными для хрупкого излома. У образцов, обработанных по второму режиму, получен излом вязкий.

Значение ударной вязкости образцов из стали 40Х в зависимости от температуры закалки и времени выдержки (после высокого отпуска) представлены на рисунке.

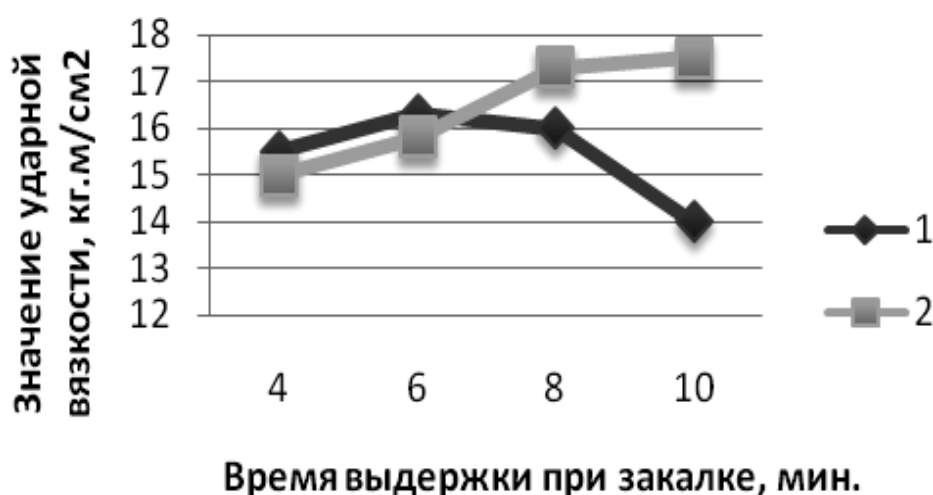


Рисунок – Значение ударной вязкости образцов из стали 40Х в зависимости от температуры закалки и времени выдержки (после высокого отпуска):

1 – температура закалки 860 °С, 2 – температура закалки 900 °С.

Установлено, что повышение температуры закалки вызывает изменение морфологических особенностей образующегося мартенсита, сопровождаясь появлением больших микродвойникованных кристаллов игольчатого мартенсита, отпуск которых способствует образованию более крупных карбидов по сравнению с пакетным мартенситом, формирующим основную структуру.

Таким образом, повышение температуры закалки стали 40Х от стандартной до 900 °С приводит к увеличению ударной вязкости. Оптимальное значение получено у образцов 4. 7 и 4.8 (время выдержки при закалке соответственно 6 и 4 мин.).

Выполненные работы свидетельствуют о возможном повышении температуры закалки деталей, изготовленных из стали 40Х, до 900°С и одновременном

сокращении времени выдержки до 50%. В результате экономия энергоресурсов может составить до 20 % при сохранении качества термической обработки.

Литература

1. Константинов В.М., Гурченко П.С., Стефанович В.А., Стрижевская Т.Н. К проблеме энергосбережения и повышения качества термической обработки // «Металлургия», Вып. 31, 2007 г.

2. Константинов В.М., Гурченко П.С., Стефанович В.А., Стрижевская Т.Н. Некоторые пути энергосбережения при термической обработке деталей автомобилей МАЗ. 3-я Международная научно-техническая конференция «Современные методы и технологии создания и обработки материалов» Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2008 – с. 137–144.

УДК 621.891.67–762

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОЛЕЦ ПАР ТРЕНИЯ ТОРЦОВЫХ УПЛОТНЕНИЙ С ИЗНОСОСТОЙКИМ РАБОЧИМ СЛОЕМ

В.М. Голуб, канд. техн. наук, доц.
Брестский государственный технический университет
(г. Брест, Республика Беларусь)

Состояние поверхностного слоя колец пар трения представляет собой один из главных показателей, определяющих эксплуатационные характеристики торцового уплотнения, т. к. отказ уплотнения обычно связан с износом и разрушением трущихся поверхностей, приводящих к нарушению герметичности уплотнения. Правильный выбор материалов колец и соответствующей технологии обработки рабочих поверхностей контактной пары трения обеспечивают надежную работу уплотнения на длительный период даже в условиях относительно плохой смазочной способности уплотняемой среды.

Торцовое уплотнение в процессе работы при больших скоростях скольжения воспринимает как статические, так и динамические нагрузки. Материалы колец пар трения должны поглощать и рассеивать тепловую энергию антифрикционного покрытия без растрескивания и катастрофического изнашивания рабочих поверхностей, способную проявиться в результате многократных колебаний силового и теплового воздействий. Одним из эффективных способов повышения долговечности торцового уплотнения является нанесение на поверхности контакта колец износостойкого композиционного слоя из разнозернистых порошков карбида вольфрама, соединенных медьсодержащей матричной связкой, обладающей высокой теплопроводностью.

Принципиальной особенностью изготовления таких колец является то, что соединяются совершенно различные по своим физико-механическим свойствам и химическому составу материалы. Контактное кольцо является комбинированной деталью, основу которой составляет конструкционная сталь, а нанесен-

ный на рабочую поверхность износостойкий поясok толщиной 2÷3 мм в заданных чертежом размерах представляет собой твердый композиционный материал с высокими антифрикционными характеристиками. Механическая обработка таких колец не представляет технологических трудностей, т. к. только контактная торцовая поверхность требует при обработке применения специального сверхтвердого абразивного инструмента. Технология изготовления колец пар трения с износостойким рабочим слоем проводится по приведенной ниже схеме:

- приготовление шихты;
- приготовление матричного сплава;
- приготовление твердосплавных порошков по фракционному составу;
- выбор пластификатора;
- смешивание порошков (мокрое или сухое);
- выбор материала и изготовление заготовки;
- прессование с формовкой контактного пояса;
- спекание и пропитка в защитной среде (водород, вакуум);
- механическая обработка контактных колец.

При спекании и пропитке композиционного слоя заготовка нагревается до температуры 1200÷1300°С, поэтому в процессе охлаждения в сталях происходят определенные структурные изменения. Стали аустенитного класса хорошо смачиваются пропиточным материалом, имеют коэффициент линейного расширения близкий к коэффициенту линейного расширения композиционного материала, а структурные превращения в стали не приводят к изменению ее объема. Мартенситное превращение в сталях сопровождается заметным увеличением объема, что приводит к возникновению остаточных напряжений, возникновению трещин в композиционном слое и его отслоению. Трещины могут возникнуть как в процессе охлаждения, так и в процессе механической обработки заготовки контактного кольца.

Появление опасных остаточных напряжений в композиционном слое кольца, основа которых выполнена из сталей мартенситного класса, устраняется не только путем подбора состава компонентов покрытия, что довольно сложно, но и путем предварительного нанесения на стенки и дно канавки стальной заготовки кольца пластичной металлической подложки. Для этих целей возможно применение меднения или металлизации поверхностей канавки сталью аустенитного класса с последующей зачисткой канавки под напрессовку шихты из твердосплавных порошков. Нанесение на поверхность мартенситных сталей износостойкого слоя через пластичную металлическую подложку не приводит к дефектам контактных колец.

ПРОЦЕССЫ ДИФфуЗИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ БЕЗ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СПЕЦОБОРУДОВАНИЯ

М.В. Ситкевич, д-р техн. наук проф.
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Для повышения свойств поверхностных слоев стальных деталей могут быть выполнены различные методы диффузионного упрочнения. В производственных условиях многих предприятий предпочтение отдают процессам упрочнения и восстановления, протекающим в условиях нагрева в обычных камерных печах с окислительной атмосферой без использования специального оборудования и устройств.

Применительно к крупногабаритным изделиям (кузнечные штампы, штампы холодного деформирования металлов, металлоформы литья и прессования материалов, быстроизнашивающиеся детали машин и оборудования) технология основана на применении новых видов диффузионноактивных обмазок (имеются патенты на изобретения). Обмазка наносится на рабочие части готовых, изготовленных в окончательный размер изделий (рис 1). Процессы проводятся в обычных камерных печах с воздушной атмосферой при температурах от 500 до 1000 °С в зависимости от вида диффузионного упрочнения с привязкой к конкретным типам изделий. Возможно совмещение с традиционными процессами закалки или отпуска стальных деталей.

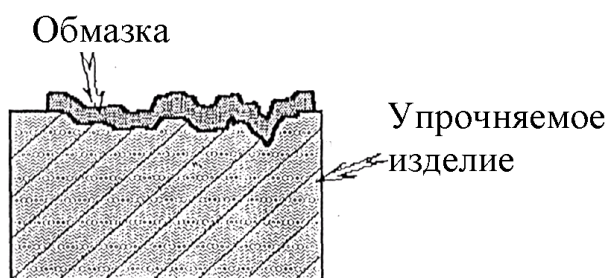


Рисунок 1 – Схема нанесения обмазки на поверхность изделия

Применительно к мелко- и среднегабаритным изделиям (метчики, долбяки, свёрла, развертки, зенкеры, фрезы, резцы, пресс-формы для литья и прессования материалов, матрицы и пуансоны штамповой оснастки, быстроизнашивающиеся детали машин и оборудования и др.) технология основана на применении новых видов диффузионноактивных смесей (имеются патенты на изобретения), которыми засыпаются готовые, изготовленные в окончательный размер изделия. Процессы проводятся в металлических контейнерах, которые загружаются в обычные камерные печи с воздушной атмосферой. Температуры процессов от 500 до 1000 °С в зависимости от вида упрочнения с привязкой к

конкретным типам изделий. Возможно совмещение диффузионного насыщения с традиционными процессами отпуска (450–600 °С) стальных деталей.

В работе показана возможность использования двух направлений процессов диффузионного упрочнения – высокотемпературного и низкотемпературного. Например: процесс боросилицирования проводится при температурах 850–1000 °С и на углеродистых и низколегированных сталях формируются диффузионные слои с повышенной твердостью (свыше 13 ГПа) вследствие чего износостойкость при определенных параметрах испытаний возрастает более чем в 6 раз. Процесс борокарбонитрирования проводится при температурах 450–600 °С. При этом на инструментальных сталях типа Х, 9ХС, ХВГ формируются диффузионные слои с микротвердостью до 8–8,5 ГПа, а на сталях типа Р6М5, Х12М, 3Х3МЗФ, 4Х5МФС – более 12 ГПа.

Положительные результаты: за счет диффузионного насыщения металлической поверхности различными химическими элементами обеспечивается увеличение твердости, износостойкости, теплостойкости, разгаростойкости, коррозионной стойкости поверхностных слоев деталей и как результат повышение их долговечности. При определенных параметрах возможно восстановление изношенных поверхностей за счет их диффузионного наращивания, а также диффузионное «залечивание» мелких трещин, толщиной до 10 мкм.

Принципиальные преимущества: повышение стойкости в 2–10 раз в зависимости от вида изделий, совмещение с традиционными процессами закалки или отпуска, сохранение неизменной шероховатости поверхности. Возможна замена дорогостоящих легированных сталей на углеродистые, прошедшие химико–термическую обработку.

УДК 669.018:621.793

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ В ПРОЦЕССЕ ИОННОГО ОСАЖДЕНИЯ ИЗ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ

А.С. Калиниченко, д-р техн. наук,
В.А. Калиниченко, канд. техн. наук, Д.В. Воробьев
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Создание рабочих слоев различной толщины и структуры является важной задачей повышения надежности и ресурса работы машин и деталей, поскольку именно износ поверхности лимитирует как передаваемые нагрузки, так и срок службы узлов. Существует много методов восстановления изношенных поверхностей или придания им особых свойств. Одним из таких методов является управляемое ионное осаждение из водных растворов, характеризующееся невысокой энергоемкостью и отсутствием в электролите сильных кислот. Применяя методы ионного осаждения из водных растворов, можно

проводить как восстановление изношенных рабочих поверхностей подшипников скольжения, поверхностей валов (с гладкой поверхностью и шлицевыми соединениями); восстановление втулок под рычаги рулевых тяг, демпфирующих подвесок, крестовин карданов, так и создание новых рабочих поверхностей с заранее заданной структурой, включая композиционные.

Эксперимент. Исследования проводились на установке, изготовленной в НИИЛ ПТФ БНТУ. При работе варьировались такие параметры, как плотность тока, состав электролита, дополнительное внешнее воздействие (применение магнитных полей, механическое перемешивание). В качестве материала подложки применялись сплавы на основе железа, на которых создавались покрытия из никеля, кобальта, а также композиционные структуры. При выборе электролита одним из обязательных условий является минимизация его компонентов, поэтому для испытаний были выбраны слабокислотные трехкомпонентные электролиты на базе солей Fe, Mn и Zn, растворённые в дистиллированной воде.

Результаты. Установлено, что при осаждении гомогенного металлического слоя получается равномерная мелкодисперсная структура без слоистости. Любое включение, на макроуровне, представляет собой концентратор напряжений. Как результат, при высокой объемной концентрации упрочняющей фазы наблюдается расслаивание осаждаемого покрытия, и образование трещин около упрочняющих частиц.

Эксперименты показали, что при получении композиционных структур размер частиц упрочняющей фазы играет значительную роль на качество покрытий. В то время как мелкие частицы равномерно распределяются по объему, крупные включения создают искажения тока нагрузки и приводят к дефектам слоистости. Как результат в районе малоразмерных частиц образуется слой металла с мелкозернистой структурой и можно обеспечить содержание упрочняющей фазы до 30 об.%. При использовании крупных частиц упрочняющей фазы (более 50 мкм), ввиду искажения металлической матрицы, их объемное содержание не должно превышать 10–15 %.

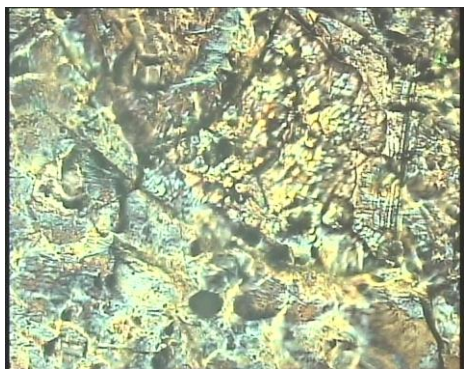


Рисунок 1 – Структура слоя покрытия из сплава железо-кобальт на стальной матрице (×200)

Как показали микроструктурные исследования, при осаждении сплава системы Fe–Co и никеля высокие токовые нагрузки (выше 8 А/см²) повышают размер зерна нанесённого покрытия в 2–3 раза, что ведёт к снижению износостойкости слоя. Снижение плотности токовой нагрузки в 2 раза при поддержании кислотности электролита в узком интервале позволило получить покрытия, содержащие значительное объемное содержание упрочняющей фазы, а также интерметаллидных соединений (рисунок 1).

Установлено, что скорость механического перемешивания электролита наиболее заметно проявляется при электрокристаллизации таких металлов как титан, вольфрам и сплавов на их основе, в частности, титан–алюминий, Вольфрам–кобальт, вольфрам–железо, вольфрам–хром, а также сплавов железо–молибден, молибден–кобальт, железо–никель–хром из водных растворов простых солей.

По результатам проведённых исследований установлено, что при осаждении композиционных покрытий на железоуглеродистых сплавах необходимо обеспечить оптимальное сочетание параметров процесса, которое определяется составом формируемого слоя. В этом случае возможно обеспечить эффективное упрочнение поверхности изделий при восстановлении изношенных деталей и достичь микротвердости порядка 15–18 ГПа.

621.79

УЗЕЛ КОЛЬЦЕВОГО ВВОДА ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПОТОК ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ

В.И. Кузьмин¹, А.А. Михальченко¹, Е.В. Картаев¹, Н.А. Руденская²

¹Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича
СО РАН, г. Новосибирск, Российская Федерация

²Научно–технологический парк БНТУ «Политехник»
г. Минск, Республика Беларусь

Основным способом подачи обрабатываемых дисперсных материалов в поток термической плазмы является точечный поперечный ввод [1,2]. Указанный способ транспортировки порошков вносит существенные возмущения в несущий поток. Возникающая при этом неоднородность полей температуры и скорости в струе плазмы приводит к появлению в её сечениях частиц, имеющих существенные отличия по тепловой и кинетической энергии и даже находящихся в различных агрегатных состояниях. А это значительно снижает качество покрытий при плазменном напылении. Кроме того, локальный точечный ввод характеризуется предельно низким к.п.д. использования энергии плазменной струи, который обычно не превышает 6% [3].

На наш, взгляд для получения осесимметричного высокотемпературного гетерогенного потока перспективным является использование узла кольцевого ввода обрабатываемого порошкового материала. В этом случае осесимметричный радиально–сходящийся поток частиц непосредственно за зоной анодной привязки дугового разряда позволит существенно увеличить эффективность взаимодействия потока плазмы с обрабатываемым материалом. Как показывают теоретические расчёты [4], использование узла кольцевого ввода позволяет

увеличить, по сравнению с односторонним точечным, эффективность нагрева частиц и максимальную производительность обработки более чем на порядок.

Первые публикации по использованию узлов распределённого ввода, где описана подача дисперсного материала в плазменный поток по кольцевой щели, появились более 20 лет назад. Так, в работе [5] приведена схема оригинального устройства, содержащего, помимо кольцевой щели (для ввода порошкового материала), дополнительную кольцевую щель, предназначенную для подачи фокусирующего газа.

Несомненная перспективность распределённого ввода порошков через кольцевую щель и существование ряда нерешённых проблем (организация устойчивого равномерного распределения частиц по кольцевой щели, зарастание щели налипшими частицами и продуктами эрозии анода) инициировали разработку оригинального узла кольцевого ввода. С использованием результатов [5] нами разработано оригинальное устройство и новый способ равномерного распределения порошка по периметру кольцевой щели.

Визуализация гетерогенного потока (рисунок1), выполненная при помощи лазерного ножа, иллюстрирует чёткую фокусировку и формирование плотного осесимметричного течения при холодной продувке с подачей порошка, транспортирующего и фокусирующего газов.

Конструкция узла кольцевого ввода спроектирована под разработанный ранее электродуговой плазмотрон постоянного тока номинальной мощностью 50 кВт. На сегодняшний день проведены испытания и выполнена серия экспериментов с узлом кольцевого ввода для термообработки (в частности напыления) керамических порошков. В качестве рабочего газа (плазмообразующего, защитного, транспортирующего, фокусирующего) использовали воздух.

Фотографии высокотемпературных гетерогенных потоков и порошка Al_2O_3 (40 мкм) до обработки (исходный) и после обработки в плазменной струе (при кольцевом и точечном вводе порошка) представлены на рисунок2, из которого видно, что, в отличие от точечного ввода, кольцевой ввод с газодинамической фокусировкой обеспечивает плотный осесимметричный гетерогенный поток. При оптимальном режиме все частицы порошка должны проходить через высокотемпературную и высокоскоростную приосевую область плазменной струи.

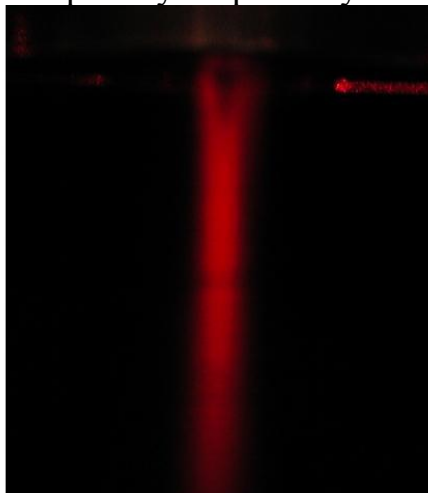
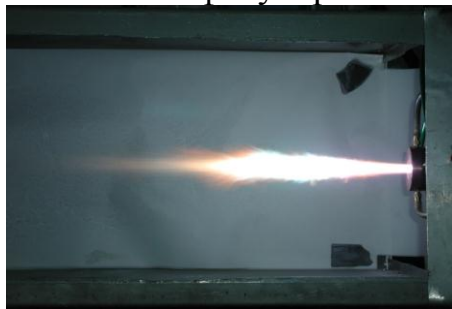


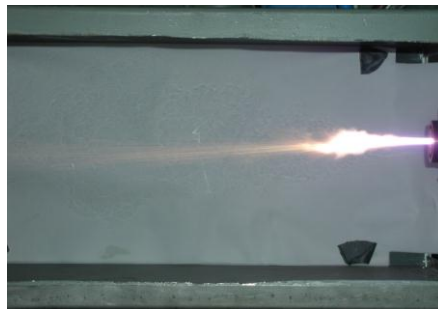
Рисунок 1 – Формирование гетерогенного потока при холодной продувке.

В ходе эксперимента порошок вводили в плазменную струю и на дистанции около 1,5 метра от среза сопла собирали его в воду. По степени сфероидизации оценивали эффективность нагрева (плавления) частиц. На рисунке 2 представлены фотографии порошков, обработанных в следующих условиях: ток дуги – 200А; напряжение на дуге – 250 В; расход плазмообразующего газа – $1,5 \cdot 10^{-3}$ кг/с; расход Al_2O_3 – 2 кг/час.

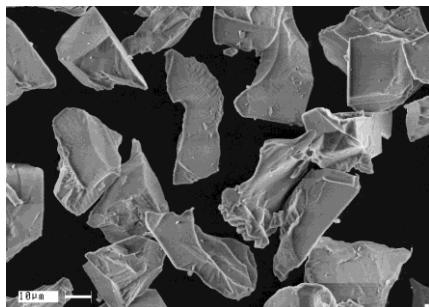
Кольцевой ввод порошка с газодинамической фокусировкой



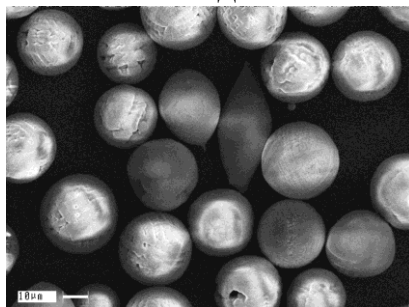
Точечный ввод порошка



Исходный порошок Al_2O_3



После плазменной обработки при кольцевом вводе



После плазменной обработки при точечном вводе

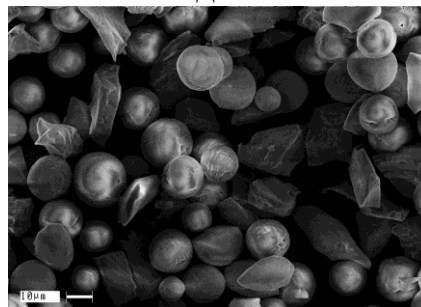


Рисунок 2 – Сравнение эффективности обработки при кольцевом и точечном вводах порошка

Приведённые фотографии иллюстрируют преимущества кольцевого ввода порошка (степень сфероидизации частиц близка к 100%). Как правило, при точечном вводе порошка напыление керамических покрытий плазмотронами мощностью до 50 кВт проводят при небольших расходах плазмообразующего газа (до 1 г/с), так как для полного проплавления материала необходимо увеличивать время пребывания тугоплавких (с низким коэффициентом теплопроводности) частиц порошка в плазменном потоке. Преимущества представляемого метода можно проследить и из следующего сравнения: при использовании дугового секционированного плазмотрона для сфероидизации керамических порошков выход сферического продукта Al_2O_3 , близкий к 95%, получают при режимных параметрах по току и напряжению соответственно 800 А и 100 В; производительность процесса в этом случае составляет около 3 кг/час, кроме того, значительны расходы аргона и азота, как плазмообразующего и транспортиру-

ющего газов. Сфероидизация частиц в плазменном потоке – чрезвычайно важный процесс, снижающий остаточную пористость напыленных слоев, повышающий адгезионную прочность и одновременно модифицирующий их структуру, химический и фазовый состав. Использование узла кольцевого ввода частиц в плазменный поток с увеличением расхода плазмообразующего газа (1,5 г/с и более) позволяет достичь их полного проплавления. Вместе с этим существенно возрастает скорость напыляемого материала. Реализация таких условий при формировании покрытий обеспечивает их высокое качество с варьированием состава в широком диапазоне. Особо следует отметить возможность получения покрытий, как со слоевыми, с композиционными, так и с комбинированными структурами, что делает метод универсальным в плане создания многофункциональных покрытий различного назначения.

Литература

1. Beretta F.E., Vassallo E. Design criteria for integrated injection systems in a d.c. plasma source // Proc. 14th Int. Symposium on Plasma Chemistry, Prague, Czech Republic, August 2–6, 1999, Vol V 2429–2434 (1999).
2. P. Fauchais. Understanding Plasma Spraying//J. Phys. D Appl. Phys., 2004, 37(9), p R86–R108.
3. В.С. Клубникин. Электротермические плазменные устройства и процессы напыления порошковых материалов. Докт. дис. техн. наук. ЛПИ им. М.И.Калинина.–Ленинград.–1985.–447 с.
4. О.П. Солоненко, А.Л. Сорокин. Межфазный обмен теплом в условиях радиально–кольцевой инъекции дисперсного материала в поток плазмы//Известия СО АН СССР, серия техн. наук. Вып. 5.Новосибирск: «Наука», сибирское отделение, 1990, 75–82.
5. Ермаков С.А., Карасёв М.В., Клубникин В.С., Масленников В.М., Соснин Н.А., Тополянский П.А., Фёдоров С.Ю. Способ плазменной обработки и плазмотрон//Патент WO 90/12123, 1990.

621.793

КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВЕРХЗВУКОВОГО ПЛАЗМОТРОНА

Н.А. Руденская¹, К.Й. Чой¹, Н.В. Соколова², А.В. Новоселов²,
М.В.Руденская¹, Н.Л.Кравченко²

¹Технопарк БНТУ «Политехник», НАН, Минск, Республика Беларусь

²ОАО «Техплазма», Дмитров, Россия

Материалы, в состав которых входят тугоплавкие компоненты, рационально напылять плазменным методом. Плазменные генераторы для нанесения покрытий выбирают исходя из состава, дисперсности исходных порошков и тех

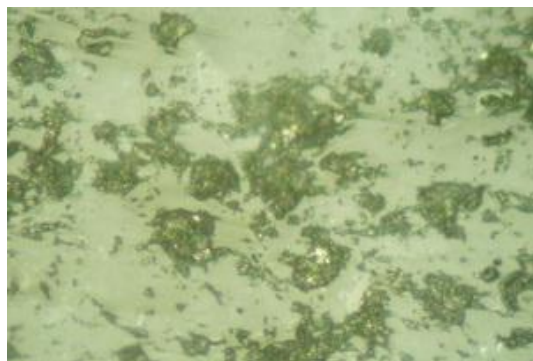
свойств, которые требуется придать покрытию. Широкие возможности плазмотронов позволяют успешно напылять различные виды микрокомпозитов. Так, с помощью сверхзвуковой плазмы реализовано напыление тугоплавких материалов с минимальным содержанием компонента связки и в чистом виде.

В качестве исходных материалов использовали керамические порошки: оксидные и боридные композиции. Порошки на основе боридов подвергали предварительной сфероидизации. Напыление покрытий проводили полидисперсными композициями. Эталонном служило покрытие из корунда. Порошки наносили на стальные образцы с помощью сверхзвукового плазмотрона. Материалом подслоя был выбран сплав Ni–Al.

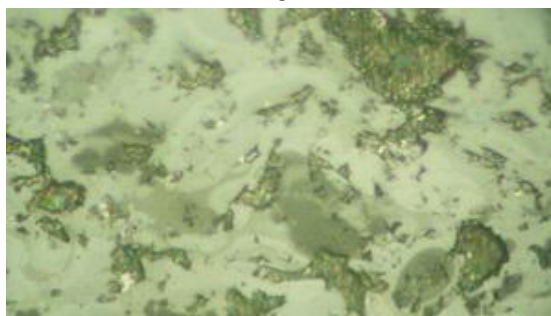
Рассмотрим особенности структурообразования покрытий двух типов: содержащих оксиды и бориды. Сравнительный анализ микроструктуры покрытий из оксидных микрокомпозитов, напыленных дозвуковым (покрытия Д) и сверхзвуковым (покрытия С) плазмотронами, свидетельствует о том, что покрытия, сформированные по технологии Д характеризуются слоистой структурой. Покрытия, полученные по технологии С, имеют структуру композита: в материале матрицы достаточно равномерно распределены включения неправильной формы, их количество и размер увеличиваются при переходе от Al_2O_3 к оксидной керамике №1 и №2 (рисунок 1).



а



б



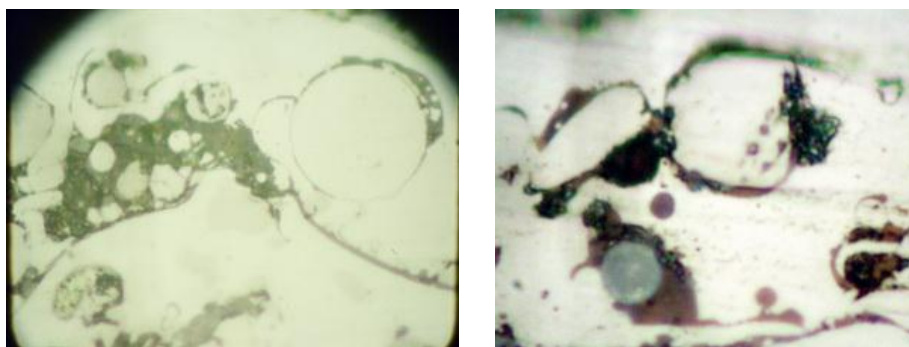
в

Рисунок 1 – Микроструктура оксидно–керамических покрытий:

а – Al_2O_3 , б – керамика №1, в – керамика №2

Исходные порошки в виде микрокомпозитов на основе боридов хрома и титана сфероидизировали в потоке низкотемпературной плазмы. Исследования эффективности сфероидизации порошков показали, что композиции, содержащие диборид хрома, отличаются более высоким выходом сферического продукта в сравнении с порошками, в состав которых входит диборид титана. И это заметно отразилось на структуре напыленных слоев, которая состоит из деформированных частиц (имеющих вид слоев в напыленном покрытии) и исходных частиц (рисунок 2, а). В варианте составов с диборидом хрома исходные частицы в напыленном слое имеют сферическую форму. В структуре TiB_2 – содержащих покрытий отмечено присутствие исходных частиц как сферической, так и неправильной формы (рисунок 2, б). Кроме того, в покрытиях с диборидом титана имеются

участки, соответствующие по составу TiO_2 . Оксидные фазы распределены в основном вокруг боридных включений (рисунок 2, б), что свидетельствует о протекании окислительных процессов именно при формировании покрытия, так как сфероидизацию проводили в среде инертного газа.



а б

Рисунок 2 – Микроструктура покрытий, содержащих бориды:
а – хрома, б – титана

Вторая часть исследований посвящена границе раздела покрытий со стальной подложкой. Здесь следует отметить, что все покрытия характеризуются высоким качеством этой зоны, отсутствуют даже одиночные поры (рисунок 3).



Рисунок 3 – Микроструктура границы раздела композиционных покрытий со стальной основой

Необходимо отметить, что область материала подслоя является также композиционной, поскольку в ней присутствуют как слои, так и исходные частицы материала основного слоя покрытия, что позволяет утверждать о наличии перемешивания материалов основного слоя и подслоя в процессе формирования покрытия.

Таким образом, получены следующие положительные результаты при напылении тугоплавких порошков сверхзвуковым плазмотроном: сформирована плотная структура основного слоя различных составов покрытий (содержащих оксиды и бориды титана, хрома, алюминия, кремния, циркония); граница раздела сталь–напыленный слой характеризуется высоким качеством и композиционной структурой.

621.793

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПЛАЗМОТРОНА УШР–2 ДЛЯ НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Н.А. Руденская¹, С.А. Соболев², М.В. Руденская¹

¹Технопарк БНТУ «Политехник», ²Минский подшипниковый завод
(г. Минск, Республика Беларусь)

Для стандартных плазмотронов установок УПУ–3Д, УМП–8 по техническим характеристикам ограничена номенклатура порошков, применяемых для восстановления и упрочнения деталей, подверженных воздействию износа, коррозии, высоких температур, механических нагрузок.

В качестве образца новой техники, позволяющего расширить возможности используемых для напыления дисперсных материалов и по их химическому составу, и по размеру частиц, был выбран плазмотрон УШР–2 конструкции Сн–Петербургского института «Мортеплотехника».

Исходный порошок для напыления взят из группы материалов типа «оксидная керамика», способных к аморфизации, с целью более наглядного выявления структурных превращений в частицах под воздействием плазменного потока

Эксперимент проводили в две стадии следующим образом: на первой стадии в плазменном потоке обрабатывали частицы порошков как монодисперсных, так и полидисперсных с помощью двух плазмотронов (стандартного УМП–8 и УШР–2) с закалкой частиц в воду. При этом оценивали эффективность сфероидизации порошков, степень их аморфизации. Далее с использованием также двух плазменных генераторов формировали покрытия, определяя коэффициент использования порошков (КИП), и затем исследовали пористость и микроструктуру напыленных слоев.

Сравнительный анализ порошков и соответственно покрытий из них, обработанных в разных плазменных потоках, показал, что использование плазмотрона УШР–2 позволяет достичь следующих результатов:

– существенно повысить выход сферических частиц (для полидисперсного порошка от 58 до 89 %),

– увеличить количество аморфной фазы в микрокомposite (для полидисперсного порошка от 28 до 47 %),

- повысить КИП (с 55 до 68 %),
- улучшить качество напыленных покрытий за счет снижения пористости с 11 до 2 %.

На рисунке 1 представлены зависимости степеней сфероидизации и аморфизации частиц порошка оксидной керамики от их размера, обработанных по двум технологиям. Исследования свидетельствуют о том, что наибольшая эффективность по выходу сфероидизированного продукта и по содержанию аморфной фазы в нем достигнута при использовании плазменного генератора УШР-2.

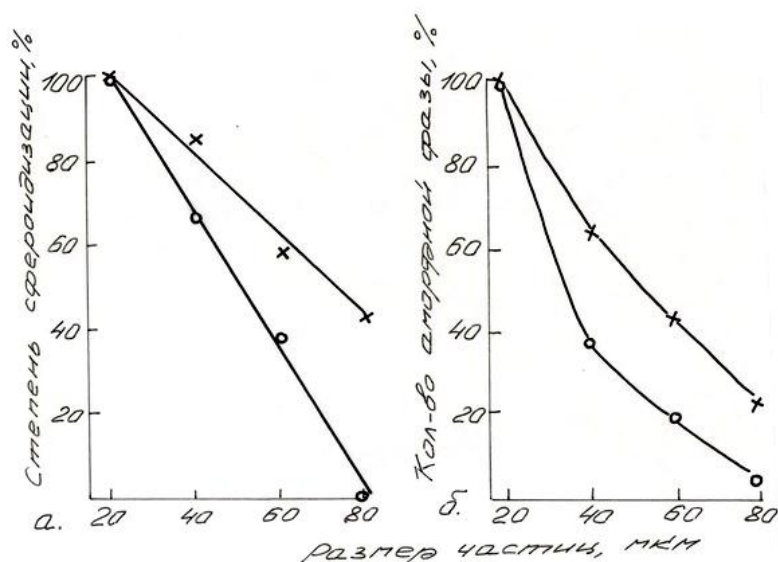


Рисунок 1 – Влияние размера частиц на степень их сфероидизации (а) и эффективность аморфизации (б): x – плазмотрон УШР-2; o – плазмотрон установки УМП-8

В результате выработанных рекомендаций плазменный генератор УШР-2 был установлен на участке восстановления изношенных деталей методами наплавки и плазменного напыления Минского подшипникового завода. Единица новой техники успешно прошла промышленные испытания, которые проводили не только с целью восстановления, но и для упрочнения деталей, например, валков металлургического производства фирмы Vex Engineering CO., LNL (Южная Корея), выполненных из стеллита, весом до 20 кг.

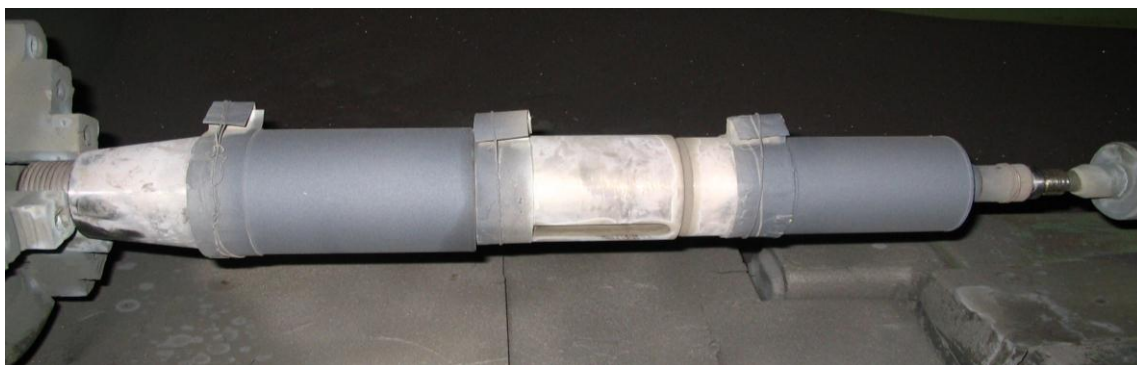


Рисунок 2 – Шпиндель, восстановленный напылением порошка оксидной керамики с помощью плазмотрона УШР-2

В настоящее время плазменный генератор УШР–2 внедрен в технологический процесс восстановления керамическими покрытиями шпинделей бесцентровошлифовальных станков моделей 3180, «SWaATM–63» (рисунок 2) по программе завода.

УДК 621.785.5

ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БЕЗОЛОВЯНИСТЫХ БРОНЗ ДИФфуЗИОННЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

О.П. Штемпель, А.Л. Лисовский, С.Ф. Денисенко
Полоцкий государственный университет
(г. Новополоцк, Беларусь)

Широкое применение в качестве антифрикционных материалов получили дорогостоящие оловянистые бронзы, имеющие положительный градиент механических свойств. Однако, в связи с отсутствием собственной сырьевой базы в республике, становится актуальным вопрос о замене дорогостоящих материалов на основе меди более дешевыми, без существенного снижения эксплуатационных свойств.

Существует большой резерв влияния на триботехнические характеристики металла за счет легирования поверхностного слоя. В связи с чем, становится возможным получение поверхностных слоев с высоким уровнем антифрикционных свойств на деталях, изготовленных из менее дефицитных материалов, таких как безоловянистые бронзы. Традиционно используют следующие методы повышения износостойкости безоловянистых бронз: диффузионное поверхностное легирование, контактное легирование и лазерная химико–термическая обработка [1, 2].

Цель работы – повышение комплекса триботехнических характеристик безоловянистых бронз методом диффузионного легирования поверхностного слоя.

В качестве материала для изготовления образцов использовали алюминиевую бронзу марки БрАЖН–9–9–4. Металлографические исследования антифрикционных материалов, проводили на комплексе Nikon EpiPhot 200 BD. Микротвердость упрочненных слоев после диффузионного поверхностного легирования измеряли на приборе “ПМТ–3”. Износостойкость оценивали по потере веса испытываемого образца при трении скольжения с граничной смазкой на машине трения СМЦ–2 по схеме “вал–вкладыш” при удельной нагрузке $P = 5$ МПа и относительной скорости $V = 3$ м/с. Для смазки использовали смазку Литол–24.

Диффузионное легирование проводили из оловосодержащей среды в температурном диапазоне 600–750 °С в течение 0,5–1,5 часа.

Испытания показали повышение износостойкости диффузионно-легированного поверхностного слоя на 35–40 %, повышение микротвердости на 20–25 %.

Повышение триботехнических свойств поверхностного слоя достигаются за счет образования структуры, схожей со структурой оловянистой бронзы типа БрОФ–10–1.

Структура поверхностного слоя состоит из мягких дендритов α -твердого раствора, богатого медью, и твердых междендритных пространств, с участком эвтектоида. При работе детали вязкая часть структуры изнашивается быстрее, образуя на поверхности мельчайшие каналы, по которым циркулирует смазка, а твердые прослойки интерметаллидов служат опорой. Такая структура соответствует структуре Шарпи 1 типа.

Использование предложенной технологии позволяет повысить износостойкость безоловянистых бронз на 35–40 %.

Литература

1. Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка меди и латуни с целью повышения поверхностной твердости и окалинстойкости./ Минкевич А.Н. [и др.] // *Металловедение и термическая обработка* – М.: Машгиз, 1960. Вып.2, С.116.

2. Авраамов Ю.С. Поверхностное упрочнение медьсодержащих сплавов методом контактного легирования./ Авраамов Ю.С. [и др.] // *Науч.–техн. сб. Ракетно-космическая техника, серия VIII, Материаловедение*, 1985. Вып.4. С. 208–216.

УДК 621.793.74

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ В ПРОЦЕССЕ ФОРМОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ НАПЫЛЕНИЕМ

Ю.В. Соколов, д-р техн. наук, проф., И.Г. Позняк
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

При плазменном формообразовании, в отличие от плазменного нанесения покрытий, требующих высокой прочности сцепления с основой, рабочим является контактный слой, т.е. слой прилегающий к модели – подложки. Однако, эксплуатационные свойства покрытия, сформированного на модели, зависят также от структуры всего покрытия с учетом особенностей его послойного формирования и проявления когезионного взаимодействия контактирующих слоев.

В момент контакта частиц с подложкой одновременно пластически деформируется и слой жидкости, которая растекается на поверхности подложки и твердое ядро частицы, контактирующее с жидкостью (в каждом слое). При контактировании частицы с оплавленной поверхностью вследствие высокоэнергетического импульсного воздействия на границе жидкость – подложка и твердая частица – жидкость возможно возникновение активированного состояния. При большой скорости теплоотвода в прилегающей к поверхности подложки зоне покрытия образуется аморфизированный слой. Активация атомов обеспечивает и генерацию большого количества дефектов кристаллического строения (вакансий, дислокаций, дисклинаций), которые при пластической деформации твердого ядра материала частицы обеспечивают формирование фрагментированной структуры слоя. При недостаточно большой скорости теплоотвода деформированная в приконтактном слое жидкость кристаллизуется с образованием высокодисперсных дендритов, ориентированных вдоль направления теплоотвода. Кристаллизация этого слоя также сопровождается формированием дисклинационной структуры.

Таким образом, субструктура первого, контактирующего с подложкой слоя покрытия представлена тонким слоем аморфизированного материала, полученного при сверхбыстрых скоростях кристаллизации однородной по составу жидкости и деформированного твердого ядра, структура которого зависит от температуры частицы, определяющей степень ее деформации. Пластической деформации частицы способствует также схема всестороннего сжатия, обеспеченная жидкой оболочкой твердого ядра частицы. Картина структурообразования в каждом последующем слое напыляемого материала аналогична формированию структуры первого слоя, но соответствует случаю горячей деформации, так как температура в зоне контакта $\sim \geq 1000$ °С и теплоотвод затруднен. При этом вследствие кратковременного силового и теплового воздействий реализуется только начальная стадия горячей деформации – деформационное упрочнение, вызванное повышением плотности дефектов кристаллического строения. Пластическая деформация осуществляется с реализацией всех мод пластичности – трансляционной, изгибной, поворотной.

Первичная структура контактирующего с подложкой слоя, как и всех последующих трансформируется за счет периодических температурных воздействий. Последнее способствует развитию релаксационных процессов – динамического возврата и полигонизации.

Экспериментальное подтверждение описанной картины структурообразования получены на примере анализа субструктуры покрытий NiCr и NiCrBSi (рисунок 1). Напыление проводилось в дуге аргонно–аммиачной плазмы при мощности дуги 24 кВт и 36 кВт.

При изменении мощности дуги от 24 кВт до 36 кВт формируется полигональная структура с размером субзерен $\sim 0,2-0,4$ мкм и большими углами разориентировки между ними. С увеличением мощности дуги степень совершенства полигональной структуры повышается.

В покрытии NiCr (мощность дуги напыления 24 кВт) отмечается начало формирования полигональных блоков (рисунок 1, а). В отдельных участках наблюдается дислокационные сетки (плотность дислокаций достигает $\sim 3,5 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$). Местами преимущественного скопления дислокаций являются свободные поверхности – границы пор. При повышении мощности дуги до 36 кВт полигональная структура покрытия совершенствуется (рисунок 1 б).

Аналогичные этапы формирования субструктуры характерны и для покрытия NiCrBSi (рисунок 1, в, г). Электронные микрофотографии указывают на формирование полигональной структуры с большими углами разориентировки. В некоторых субзернах на границе пора–зерно наблюдается начало фрагментации. О присутствии аморфизированного материала свидетельствует появление на электронограмме фольги не точечных рефлексов, а концентрических колец (рисунок 1г), которые наблюдаются также и в покрытии NiCr (рисунок 1б). Причины аморфизации материалов – высокая скорость кристаллизации и теплоотвода на границе покрытие – подложка.

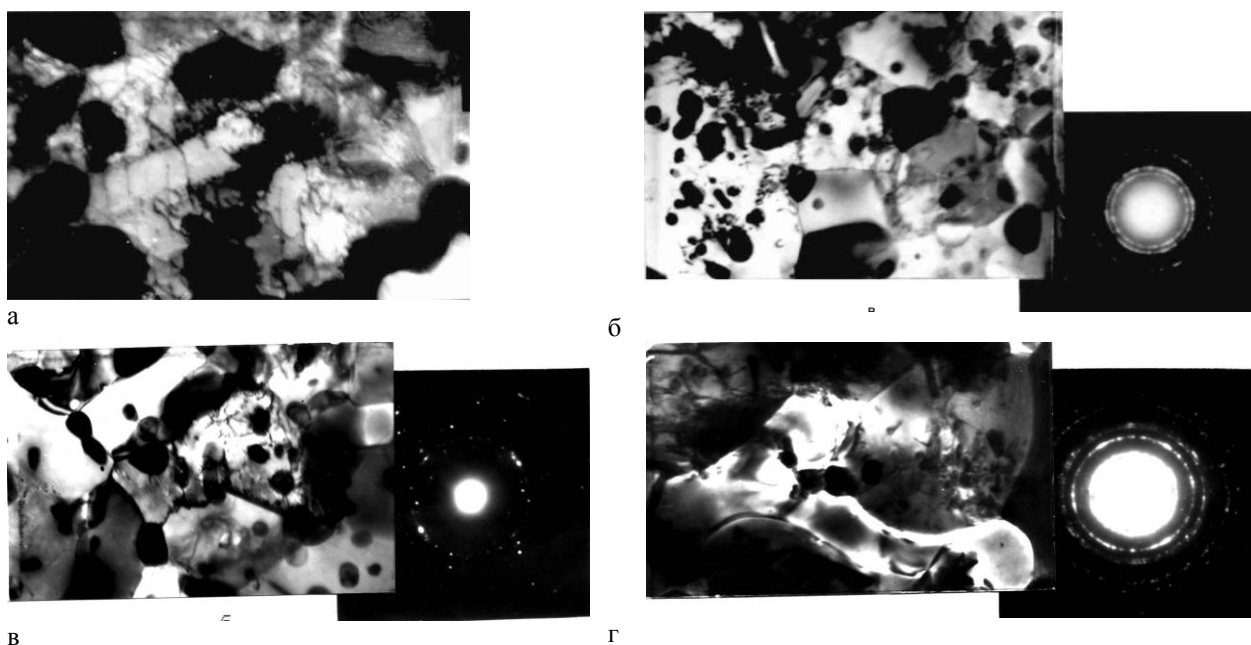


Рисунок 1 – Электронные микрофотографии и картины микродифракции покрытий NiCr (а,б) и NiCrBSi (в,г), $\times 25000$
а, в – мощность дуги 24 кВт; б, г – мощность дуги 26 кВт

Таким образом, покрытия можно рассматривать как слоистую композицию, состоящую из деформированных части, сцепление которых обеспечено аморфизированным слоем (на контактной поверхности) или слоями того же материала сформированными при кристаллизации жидкой фазы.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМПОНЕНТОВ КОМПОЗИЦИОННОГО КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ДИФфуЗИОННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ, НА ПАРАМЕТРЫ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ НА ЕГО ОСНОВЕ

О.Г. Девойно д-р техн. наук, проф.,
М.А. Кардаполова канд. техн. наук, доц., О.К.Яцкевич
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Износостойкие покрытия из керамических материалов позволяют увеличить ресурс работы машины в агрессивных средах при высоких температурах [1, 2]. Хорошая термостойкость керамики превращается в проблему при создании их покрытий, так как из-за высокой температуры плавления они плохо закрепляются на металлических основах, при этом коэффициенты термического расширения покрытия и основы значительно отличаются. При эксплуатации таких покрытий при повышенных контактных давлениях в паре трения возможно разрушение покрытий из-за действия термических напряжений. Решение указанной проблемы может быть достигнуто путем модификации исходного порошка керамики различными компонентами, что увеличивает адгезию модифицированного керамического покрытия к основе [3–5].

Целью данной работы являлась оценка влияния выбора легирующих элементов для модифицирования исходного керамического порошка методом диффузионного легирования на структуру, морфологию поверхности и свойства порошка оксида алюминия.

Смешанные в определенном соотношении исходные материалы засыпаются в герметичный контейнер, который размещается в лабораторной установке. Контейнер, вращающийся со скоростью 50–100 мин⁻¹, подвергается изотермической выдержке в печи в течение 1–2,5 часов при температуре 920–950°С.

Методом плазменного напыления на подложку из конструкционной стали были нанесены керамические покрытия на основе композиционного материала, полученного диффузионным легированием. Исследовались три типа покрытий из оксида алюминия (Al₂O₃), не прошедшего диффузионную обработку, и диффузионно–легированного бором (Al₂O₃–В) и молибденом (Al₂O₃–Мо).

Как видно из представленных фотографий рисунок 1, у легированных покрытий граница покрытия и подложки является менее выраженной в отличие от покрытия из чистого оксида алюминия. Керамические покрытия состоят из частиц, частично расплавленных в струе плазмы, а после этого затвердевших. Интенсивность оплавления возрастает для покрытий из диффузионно–легированных порошков.

Средние значения адгезии покрытий с основой для оксида алюминия составляют 10,95 МПа, а для легированных бором 25,5 МПа и молибденом –

26,1 МПа. Таким образом, адгезия композиционных покрытий с основой выше в 2,2 – 2,4 раза по сравнению с исходной керамикой

Исследованные покрытия имеют весьма высокую микротвердость, а именно материал Al_2O_3 – в среднем 15 ГПа, легированный материал Al_2O_3-Mo – 12,9 ГПа, легированный материал Al_2O_3-B – 10,65 ГПа.

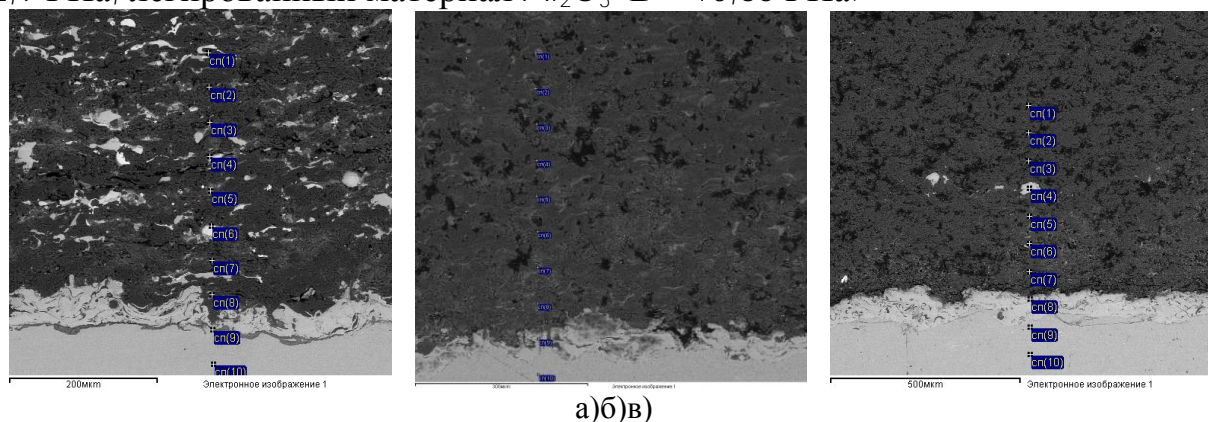


Рисунок 1 – Микроструктуры исследуемых покрытий:
а) Al_2O_3 ; б) Al_2O_3-B , в) Al_2O_3-Mo

Исследован фазовый состав покрытий на внешней (рабочей) стороне и внутренней стороне (месте соединения покрытия с основным материалом). С этой целью слой покрытия после напыления механически отделялся от основы.

Рентгеноструктурный анализ показал, что покрытия состоят из низкотемпературной фазы $\gamma - Al_2O_3$ и высокотемпературной фазы $\alpha - Al_2O_3$, при этом в композиционных покрытиях доля высокотемпературной фазы выше, по сравнению с покрытием из чистого оксида алюминия, не прошедшего диффузионную обработку.

В ходе плазменного напыления композиционного материала имеет место процесс диффузии железа со стального базового материала в прилегающие слои керамического покрытия, причем молибден и бор в ходе нанесения покрытия действуют как катализаторы процесса диффузии. Установлено присутствие боридов железа Fe_3B на поверхности контакта покрытия с базовым материалом, что свидетельствует о химическом взаимодействии покрытия с основным материалом.

Распределение молибдена по покрытию на основе Al_2O_3-Mo – гетерогенное, что вызвано предположительно неравномерным прилипанием частиц молибдена к частицам оксида. Наличие в покрытиях оксидов молибдена может вредить качественному соединению покрытия с базовым материалом.

Кроме того проведена оценка влияния компонентов композиционного материала на пористость плазменных керамических покрытий. Введение молибдена, позволило уменьшить пористость керамического покрытия. Частицы молибдена играют роль уплотнителя при формировании покрытия и заполняют поры. Пористость покрытия Al_2O_3-Mo уменьшилась в 2 раза по сравнению с пористостью покрытия из чистого оксида алюминия (с 10 до 5%). При легировании оксида алюминия бором такой зависимости не выявлено, а значение пористости составило 7,2 %.

МЕТРОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ В ИНЖЕНЕРИИ ПОВЕРХНОСТИ

В.Ф. Григорьев, канд. техн. наук, Ю.А. Дакало
Брестский государственный технический университет
(г. Брест, Республика Беларусь)

Обоснованное назначение параметров шероховатости, а также их технологическое обеспечение – важный фактор получения заданных свойств поверхностей для повышения надежности и долговечности машин. При этом отдельные параметры волнистости и шероховатости можно выбирать как в комплексе с другими показателями качества поверхностного слоя, так и в виде комплексных параметров, математически и физически объединяющих несколько указанных показателей [1].

Количество стандартизованных параметров шероховатости в различных странах колеблется от единиц до десяти. В отдельных странах стандартизованы только параметры волнистости, а показатели шероховатости нормализуются на уровне фирм. В связи с этим возникает вопрос обоснованности необходимости расширения количества стандартных показателей шероховатости и субшероховатости, а также метрологического обеспечения их контроля профильными и топографическими методами.

Выпускаемые в настоящее время портативные приборы для профильного измерения шероховатости позволяют контролировать до тринадцати параметров шероховатости, отвечающих стандартам ISO, DIN, ANSI и JIS, например TR200 (Time Group Inc.). Помимо имеющихся в ГОСТ 24773–81 шести параметров, измеряются, выводятся на дисплей или вводятся в персональный компьютер параметры: R_q – среднеквадратическое отклонение профиля, $R_y(\text{DIN})$ – наибольшая высота профиля, R_t – общая высота неровностей, R_p – высота наибольшего выступа профиля, R_m – глубина наибольшей впадины профиля, S_k – асимметрия профиля, R_{3z} – высота неровностей по трем максимальным значениям.

Кафедрой машиноведения БрГТУ проводится совместно с предприятиями города работа по изучению динамики изменения параметров шероховатости ответственных пар трения в течение жизненного цикла изделий. Нормирование и технологическое обеспечение у новых изделий оптимальных параметров шероховатости, наступающих после приработки, позволит свести к минимуму этот период и увеличить ресурс деталей, повысить качество и конкурентоспособность машин.

Литература

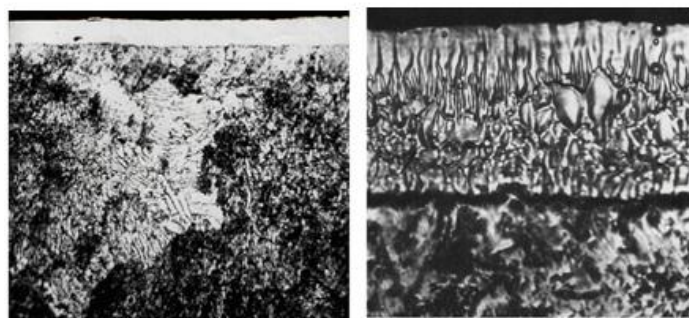
Суслов А.Г. Научные основы технологии машиностроения / А.Г. Суслов, А.М. Дальский. – Москва: Машиностроение, 2002. – 684 с.

ПРИМЕНЕНИЕ КАРБИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ МИКРОУДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ КАВИТАЦИИ

С.М. Чернега, д-р техн. наук проф., М.А. Красовский, магистр
Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»
(г. Киев, Украина)

Нанесение покрытий осуществляли в закрытом реакционном пространстве неконтактным газовым методом при сниженном давлении в специальной установке на базе шахтной печи СШОЛ 1.1.6/12 с применением порошков переходных металлов, углеродосодержащих добавок и четыреххлористого углерода. При этих условиях процесс нанесения карбидных покрытий протекает по следующим четырём стадиям: а) неизотермическая цементация поверхности образцов продуктами сгорания древесного угля при сниженной давке; б) образование твердого раствора переходного металла в аустените; в) образование зародыша карбидной фазы в твердом растворе переходного металла в аустените и его рост за счет встречной диффузии атомов переходного металла и углерода матрицы; г) рост карбидного покрытия за счет одновременного протекания двух процессов: встречной диффузии углерода матрицы и карбидообразующего элемента, а также прямого осаждения из газовой фазы.

В основе метода положено протекание гетерохимических транспортных реакций. Смесь порошков переходных металлов в газовой среде реагирует с хлором, который выделяется из четыреххлористого углерода, с образованием соответствующих хлоридов металлов в газообразном состоянии. Хлориды переходных металлов попадают на металлическую поверхность, которая насыщается, и вступают в реакции с поверхностью, которая обрабатывается. Выделенные в атомарном состоянии переходные металлы абсорбируются металлической поверхностью и диффундируют из поверхности в глубинные пласты материала образовывая соответствующие твердые растворы в γ - железе и при взаимодействии с углеродом матрицы за счет реакционной диффузии формируются соответствующие карбидные фазы (рисунок1). Поверхностные пласты материала, который обрабатывается, обогащены углеродом, который попал туда за счет предыдущего науглероживания материала из газовой фазы.



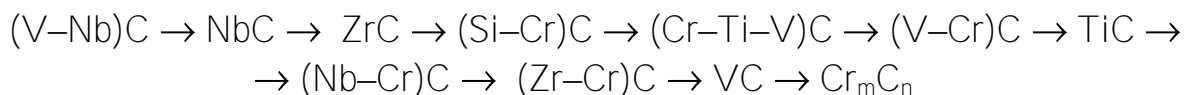
а

б

Рисунок 1 – Микроструктура покрытия на основе карбида циркония $\times 500$ (а) и карбида хрома, $\times 800$ (б) на стали У8А при температуре нанесения 1323 К продолжительностью 4 ч (б – после травления реактивом Мураками; от поверхности фазы Cr_{23}C_6 – игольчатая структура, под ней фаза Cr_7C_3)

Проведено исследование кавитационной стойкости углеродистых сталей с карбидными покрытиями на основе переходных металлов: титана, циркония, ванадия, ниобия, хрома и их комбинаций. В работе установлена взаимосвязь кавитационной стойкости карбидных покрытий и их характеристик: микротвердости, микрохрупкости, пористости, распределения величин остаточных напряжений, напряжений скалывания, трещиностойкости и толщины карбидного слоя. Также, определено влияние термической обработки изделий с покрытиями на их кавитационную стойкость.

В результате проведенных исследований показано, что карбидные покрытия по мере уменьшения износа при кавитации располагаются в следующий ряд:



Установлено, что кавитационная стойкость углеродных сталей с карбидными покрытиями на основе титана, хрома и ванадия повышается в 6...10 раз в сравнении с незащищенными сталями.

УДК 620.22:538.975:621.8.03

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТОНКОСЛОЙНЫХ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

Е.В. Овчинников, канд. техн. наук
Гродненский государственный аграрный университет
(г. Гродно, Республика Беларусь)

Широкое применение в промышленности получили тонкопленочные фторсодержащие покрытия, получаемые из растворов фторсодержащих олигомеров,

известных под торговыми марками «Фолеокс» и «Эпилам». Для придания тонкопленочным покрытиям повышенных эксплуатационных характеристик применяют методы, основанные на переводе полимерных покрытий в активное состояние с последующим осаждением на поверхности твердого тела. Для этого применяют методы предварительной активации поверхности на которую наносится покрытие (термообработка, рентгеновское, лазерное излучение, коронный и тлеющий разряд, β -излучение, механо-химическая обработка).

Целью данной работы является исследование процессов формирования нанокпозиционных тонкопленочных фторсодержащих покрытий на металлических подложках в зависимости от условий термообработки. Исследовали металлополимерные системы, включающие металлический и олигомерный компоненты, изготовленные из материалов в состоянии промышленной поставки. Для получения композиционных покрытий применяли 1–2 % раствор в хладоне–137 фторсодержащих олигомеров (ФСО), выпускаемых под торговой маркой “Фолеокс”, имеющих общую структурную формулу R_f-R_n (R_f – фторсодержащий радикал, R_n – концевая группа). Исследуемые олигомеры имели различную молекулярную массу от 2000 до 5000 ед. и строение концевых групп. В качестве подложек использовали нитрид титана, электролитический хром, модифицированный нанодисперсными частицами углерода. Одной из широко применяемых на производстве технологических операций является термическая обработка материалов, включающих в себя различные методы: отпуск, отжиг, закалка и т.п. Термообработка фторсодержащих покрытий, сформированных на активных подложках нитрида титана и хромового покрытия, модифицированного нанодисперсными кластерами алмаза (УДА) приводит к существенным изменениям в структуре фторсодержащих покрытий, что проявляется в интенсификации хемосорбционного взаимодействия фторсодержащих покрытий с подложкой, о чем свидетельствует увеличение интенсивности полос поглощения 1773 см^{-1} , 1668 см^{-1} . Увеличение температуры термообработки фторсодержащих покрытий приводит к перераспределению интенсивностей, исчезновению или появлению новых полос поглощения в ИК–спектрах фторсодержащих олигомеров, что свидетельствует об интенсивных структурных трансформациях, происходящих в матрице фторсодержащего олигомерного покрытия, сформированного на подложках, содержащих нанодисперсные частицы. Покрытия, полученные на подложках, содержащих в своей структуре нанокластеры, характеризуются более высокой стойкостью к воздействию температур ($T \approx 673\text{K}$), при которых происходит полная деструкция олигомерного покрытия на металлических подложках, не содержащих нанодисперсные частицы. Структурные изменения в покрытии фторсодержащих олигомеров, сформированных на активных подложках, сопровождаются трансформированием морфологии поверхностных слоев (рисунок).

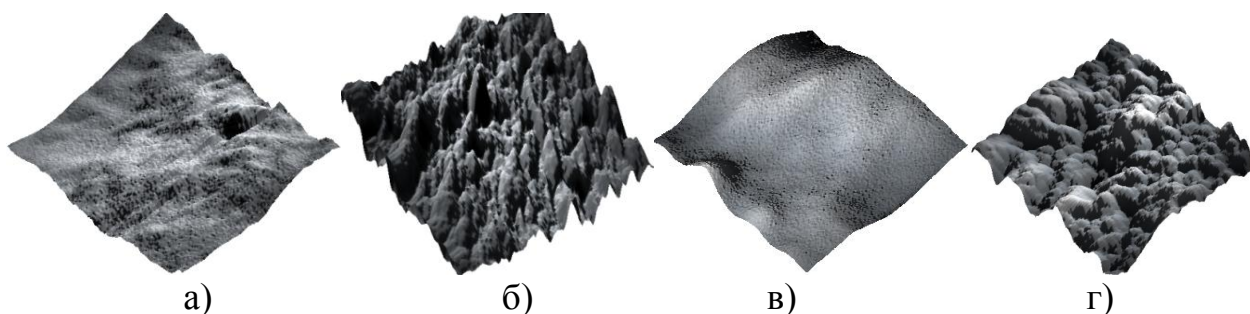


Рисунок – Морфология поверхности покрытий фторсодержащих олигомеров, подвергнутых термической обработке:

а, б – покрытие, сформированное из фторсодержащего олигомера В1 (подложка TiN); в, г – покрытие, сформированное из фторсодержащего олигомера Ф1 (подложка электролитический хром, модифицированный нанодисперсными частицами алмаза детонационного синтеза); а, в – исходное покрытие фторсодержащего олигомера; б, г – термообработка при $T = 523\text{ K}$ в течении 60 минут. (поле сканирования $25 \times 25\text{ мкм}$)

Исходя из полученных данных следует, что при термообработке фторсодержащих покрытий, сформированных на активных подслоях реализуется комплексный механизм модифицирования олигомерной матрицы фторсодержащих соединений: формирование квазикристаллической нанофазы и структурирование матрицы низкоразмерными частицами, обладающих нескомпенсированным зарядом. Возможно образование частиц, состоящих из структурированных областей и квазикристаллической нанофазы. Проведенные исследования показали, что энергетическое воздействие на покрытия фторсодержащих олигомеров имеют общий механизм, однако необходимо при этом учитывать величину энергетического воздействия, активность покрытия и подложек на которых формировались покрытия. Синергическое сочетание данных факторов сказывается на интенсивности структурных изменений в покрытии, что предопределяет физические, химические, механические характеристики данной системы.

УДК 621.7

ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССОВ В ЖАРОСТОЙКИХ КРЕМНИЙСОДЕРЖАЩИХ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ПОКРЫТИЯХ И ПРИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБЛАСТИ ПОДЛОЖКИ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

А.Л. Голозубов канд. техн. наук, доц.
 УО «Мозырский государственный педагогический университет»
 (г. Мозырь, Республика Беларусь)

Защитные покрытия, наносимые существующими методами упрочнения, как правило, требуют последующей механической обработки упрочненной поверхности, что часто затруднено ее высокой твердостью, вязкостью, или дру-

гими специфическими свойствами, а также возможностью отслоения покрытия от подложки в процессе обработки. Улучшить показатели шероховатости поверхности и повысить ее эксплуатационные свойства позволяет нанесение жаростойких тонкопленочных покрытий (ТП) толщиной до 2 мкм из дуговой плазмы. Высокая точность нанесения ТП по толщине (до 0,3 мкм), позволяет применять разработанный технологический процесс для упрочнения контактирующих поверхностей пресс-форм, штамповой оснастки и других деталей, не допускающих последующей механической обработки из-за высоких требований к точности изготовления и сборки.

Действие высоких температур оказывает различное влияние на процессы, происходящие в ТП разного химического состава. В качестве жаростойких покрытий наиболее рационально использовать ТП на основе оксида, карбида и нитрида кремния. Исследования показали, что повышение температуры внешней среды в интересующем нас диапазоне (до 1300 °С) не влияет на изменение фазового состава нитрида и карбида кремния, вызывая лишь изменение их химического состава при контакте с кислородсодержащими средами. Для диоксида кремния наоборот, химический состав остается стабильным, однако в процессе нагрева происходит изменение фазового состава ТП. Последовательно, при повышении температуры будут происходить следующие фазовые переходы: α -кварц $\xrightarrow{537^{\circ}\text{C}}$ β -кварц $\xrightarrow{870^{\circ}\text{C}}$ тридимит $\xrightarrow{1470^{\circ}\text{C}}$ кристобалит $\xrightarrow{1713^{\circ}\text{C}}$ расплав.

При нагревании подложки с ТП происходит термическое расширение как подложки, так и тонкопленочного покрытия. Из-за разности в термических коэффициентах линейного расширения (ТКЛР) стали и кремнийсодержащего ТП в последнем должны развиваться значительные напряжения, которые могут стать причиной как адгезионного так и когезионного разрушения. Проведенные экспериментальные исследования на образцах из стали 12Х18Н9Т толщиной 2 мм с нанесенным на одну сторону покрытием показали, что при многократном разогревании (более 30 циклов) до температуры 800–900 °С, как со стороны с нанесенным покрытием, так и с тыльной стороны образца разрушения тонкопленочного покрытия по когезионному или адгезионному типу не происходило. Мы предполагаем, что такое поведение тонкопленочного покрытия связано со следующими факторами:

- малой толщиной ТП (0,5–1,0 мкм);
- особенностью состава (экспериментальные исследования методами РСМА-анализа на СЭМ "Nanolab-7" со спектром энергетической дисперсии EDS "Sistem 860" и рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 показали, что тонкопленочное кремнийсодержащее покрытие представляет собой сложный псевдосплав нестехиометрического состава, содержащий в своем составе карбиды, оксиды и нитриды кремния, не имеющий кристаллического строения и представляющий собой аморфную стеклообразную структуру);
- возможностью пластификации тонкопленочного покрытия при высоких температурах.

На термический коэффициент линейного расширения (ТКЛР) существенное влияние оказывает температурный режим нанесения покрытия: быстро охлаждаемые стеклообразные покрытия по сравнению с медленно охлаждаемыми имеют в несколько раз более высокий ТКЛР.

В зоне закалки плазменной струи, контактирующей с подложкой, имеющей протяженность $L < 1-2$ мм, наблюдается резкое снижение температуры (с $9 \cdot 10^3 - 11 \cdot 10^3$ К внутри плазматрона до $3 \cdot 10^3$ К на его срезе) за счет интенсивного охлаждения приповерхностных слоев плазменной струи металлической подложкой. Наличие значительного градиента температур обусловлено высокими скоростями охлаждения поверхностных слоев подложки, достигающих $10^5 - 10^6$ К/с. Снижение температуры плазмы приводит к изменению изобарно-изотермического потенциала (энергии Гиббса), в результате чего в газовой фазе начинают протекать химические реакции с образованием конденсированных фаз. Температура поверхностных слоев подложки при этом, как показали эксперименты, может составлять от 150 до 450°С. При последующем охлаждении из-за разницы в ТКЛР в ТП возникают термические напряжения, величина которых будет зависеть от химического состава ТП, его толщины и, как указывалось ранее, скорости охлаждения ТП. Последнее обстоятельство показывает, что работоспособность ТП (определяемая сплошностью, адгезией и когезией), зависит от внутренних напряжений в ТП, связанных с термическим циклом нанесения покрытия. При этом снижение времени обработки приводит к увеличению скоростей охлаждения и значительному росту ТКЛР при малой толщине ТП. Совместное действие этих двух факторов приводит к резкому снижению внутренних температурных напряжений в ТП малой толщины и оказывает положительное влияние на эксплуатационные свойства покрытия.

УДК 621.7

ТЕХНОЛОГИИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ МАШИН

В.С.Ивашко, д-р техн. наук, проф.

Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Приведены современные методы ремонта соединений и устранения неисправностей, подробно рассмотрены способы восстановления и упрочнения деталей машин.

Введение. Неисправности деталей появляются в результате постоянного или внезапного снижения физико-механических свойств материала, истирания, деформирования, смятия, коррозии, старения, перераспределения остаточных напряжений и других причин, в конечном итоге вызывающих потерю работоспособности узла. Практически любая неисправность является следствием изменения состава, структуры или механических свойств материала, конструктивных размеров деталей и состояния их поверхностей.

Различный срок службы (ресурс) деталей обусловлен многими причинами, основными из которых являются следующие:

- разнообразие функций детали в машине;
- широта диапазона изменения действующих нагрузок;
- наличие других как активных (движущихся), так и пассивных (неподвижных) деталей;
- разнообразие видов трения в сопряжениях, использование в сопряжениях деталей из разных материалов;
- отклонения в свойствах материалов, точность и качество обработки сопрягаемых деталей, условия эксплуатации.

Основная часть. Изнашивание отдельных соединяемых элементов приводит к нарушению посадки в соединении, проявляющемуся в увеличении зазоров и уменьшении первоначальных натягов. Посадку деталей соединений можно восстанавливать тремя методами:

- 1 – без изменения размеров деталей:
 - с помощью имеющихся регулировок,
 - перестановок детали,
 - заменой на запасную часть;
- 2 – применение деталей ремонтных размеров и восстановленных способом дополнительных деталей;
- 3 – применение деталей, восстановленных до номинальных размеров.

Для ремонта соединений широкое применение получил метод безразборного сервиса (восстановления), основанный на теории самоорганизации. К нему относится эффект пластифицирования в присутствии поверхностно–активных веществ (ПАВ), явление избирательного переноса при трении (эффект безызносности), а также эффект аномально низкого трения [1]. Особое место занимают методы и средства частичного восстановления изношенных поверхностей трения узлов и агрегатов. Известные в настоящее время ремонтно–восстановительные препараты (РВП) по компонентному составу, физико–химическим процессам взаимодействия с трущимися поверхностями, свойствам получаемых покрытий (защитных пленок), а также механизму функционирования в процессе можно разделить на три основные группы: реметаллизанты (металлоплакирующие соединения), полимерсодержащие препараты и геомодификаторы.

При втором методе посадку восстанавливают наращиванием поверхностей, увеличивая размер вала на величину износа и уменьшая размер отверстия: метод дополнительных деталей; запрессовка свертных втулок; постановка спиральной вставки; пластическим деформированием, добиваясь получения в соединении номинального зазора или натяга. При этом методе сохраняются номинальные удельные давления и прочность, не нарушаются другие показатели работы машины.

К третьему методу, восстановлению изношенных поверхностей относятся нанесение полимерных материалов в том числе аэробных материалов; магнитно–импульсное нанесение порошковых покрытий; газофазное осаждение по-

крытий из тугоплавких соединений и оксидов; вакуумно–плазменные, магнетронные, газотермические покрытия; химические и электрохимические методы; наплавка электрической дугой; газопламенная, центробежная, диффузионная наплавки; приварка листовых вставок; восстановление погружением заготовки в расплав присадочного материала; электроконтактная приварка металлического слоя (ленты, проволоки, порошковых материалов); термическая и химико–термическая обработка и другие.

При восстановлении быстроизнашивающихся деталей основными факторами, влияющими на их работоспособность являются все виды механической, термической, упрочняющей и финишной обработки при их изготовлении, приемы, способы, точность получения деталей и заготовок, правильность сборки, регулирования, приработки и испытания узлов, агрегатов и машин.

Заключение. Проанализированы современные методы ремонта соединений и устранения неисправностей, подробно рассмотрены способы восстановления и упрочнения деталей машин, показана перспективность их применения.

Литература

1. Балабанов В.И. Все о присадках и добавках. – М.: Эксмо, 2008. – 240 с.
2. Харламов Ю.А., Будагьянц Н.А. Основы технологии восстановления и упрочнения деталей машин. Том 1. – Луганск: Изд–во Восточно–украинский национальный университет им. В. Даля, 2003. – 496 с.
3. Теория и практика нанесения защитных покрытий / П.А. Витязь, В.С. Ивашко, А.Ф. Ильющенко и др. – Минск: Беларуская навука, 1998. – 583 с.

УДК 621.793

ФОРМИРОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ МЕТОДАМИ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

В.А. Оковитый, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. Плазменные покрытия и технологии их нанесения являются одним из прогрессивных, динамически развивающихся направлений по созданию поверхностных слоев с высокими защитными и упрочняющими свойствами. Их применение способствует увеличению ресурса работы и надежности, снижению материалоемкости ответственного оборудования и позволяет восстанавливать быстроизнашиваемые детали. Среди методов плазменного напыления, покрытия, полученные воздушной плазмой, благодаря формированию быстрозакаленных и метастабильных структур, универсальности, доступности и сравнительной дешевизны, представляет наибольший интерес для получения покрытий на различных деталях машин и оборудовании. Помимо этого плазменное напыление на воздухе все чаще рассматривается в качестве способа формирования аморфных, нанокристаллических, сверхпроводящих и других специальных

покрытий. Однако широкое использование плазменных покрытий сдерживается рядом факторов: недостаточной прочностью, высокой пористостью, неоднородностью структуры и свойств покрытий. Вместе с тем эффективность покрытий может быть существенно повышена путем модифицирования их структуры при последующей высокоэнергетической обработке нанесенных материалов. Высокоэнергетические источники энергии имеют свои особенности и преимущества при обработке плазменных покрытий: высокая концентрация подводимой энергии и локальность позволяют обрабатывать необходимый участок покрытия без нагрева всего объема и нарушения его структуры и свойств; возможность управления параметрами воздействия обеспечивает регулирование структуры обрабатываемого слоя, его твердости, шероховатости, износостойкости, геометрических размеров приводит к значительному уплотнению обрабатываемого слоя покрытия, устраняет пористость, снижает шероховатость. Однако следует учитывать, что высокоэнергетическая обработка приводит к перераспределению и изменению напряжений в покрытии, тем более существенному, чем выше мощность излучения и меньше толщина покрытия, поэтому требуется серьезная оптимизация режимов обработки. Актуальность высокоэнергетической обработки плазменных покрытий подтверждается большим количеством работ по данной тематике.

Перспективы использования плазменного напыления для получения биокерамических покрытий. В последние годы в мировой практике широко применяются имплантаты из биокерамических материалов, рассчитанные на длительное пребывание в живом организме. Преимуществом указанных имплантатов перед традиционными, изготовленными из титана и нержавеющей сталей, является долговременная фиксация в организме. В последние годы в США, Японии, Швеции, ФРГ и других развитых странах широко используется процесс плазменного напыления биокерамики на поверхность металлических имплантатов [1]. Особенностью таких конструкций является сочетание механической прочности металлических имплантатов с биологическими особенностями биокерамических покрытий. Это создает перспективы для их широкого клинического применения. При напылении биоактивных материалов на поверхность имплантатов наиболее часто используют гидроксиапатит $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ в смеси с биоинертными или другими материалами (Al_2O_3 и др.) [2]. Выбор гидроксиапатита в качестве основы обусловлен тем, что он обладает максимальным сродством с минеральной основой кости. В НИИПМ, ИОНХ и БНТУ разработаны материалы и технология плазменного напыления покрытий на основе гидроксиапатита с повышенными механическими характеристиками. Содержание гидроксиапатита в покрытии не менее 80 %. Толщина – 50–90 мкм. Повышение механических характеристик, отсутствие трещин, прочная связь с основой (до 40 МПа) достигнуты за счет оптимального выбора режимных, технологических и конструктивных параметров процесса напыления. Покрытие имеет достаточно развитую поверхность, плотное прилегание к основе, отсутствуют микротрещины. Проектирование плазменных биокерамических покрытий с заданными свойствами обуславливает необходимость по-

иска критериев подбора компонентов по физико-химическим, тепловым, механическим, технологическим и другим свойствам. Можно выделить следующие положения разработки и исследования биокерамических покрытий: состав покрытия не должен содержать токсичных компонентов; покрытие должно обладать высокой химической стойкостью и не изменять рН жидкости организма; обеспечивать сплошность материала; температурный интервал получения композиционного покрытия должен совпадать с областью термической стабильности и биологической активности фосфатов кальция; биокерамическое покрытие должно иметь композиционное строение с градиентным изменением коэффициента термического расширения по слоям покрытия, плотный наружный слой с максимальным содержанием кристаллической фазы гидроксиапатита и слой, прилегающий к основанию имплантата с определенной пористостью и максимальным содержанием аморфной фазы гидроксиапатита. Структура и фазовый состав плазменно напыленных ГА покрытий могут быть изменены при высокоэнергетическом воздействии.

Разработка плазменных теплозащитных покрытий. Бурное развитие в последние годы конструкционной керамики в значительной мере определило возросший интерес к промышленному использованию керамических покрытий, прежде всего в области высоких температур – высокопрочных и коррозионно-стойких при температуре более 1470 К, износостойких при температуре 1070 К [1]. При этом, наиболее существенный и впечатляющий прогресс достигнут в области создания систем теплозащитных покрытий для деталей газотурбинных двигателей (ГТД). Приоритетным направлением увеличения мощности и эффективности работы современных ГТД является увеличение температуры и давления рабочего газа, образуемого при сжигании топлива. Среди большого количества решаемых задач одной из основных является проблема новых материалов, способных противостоять воздействию высокотемпературных газовых сред. Эффективным ее решением служит применение в конструкциях серийных и новых двигателей теплозащитных покрытий (ТЗП). Основное назначение ТЗП на деталях газотурбинных двигателей – это создание тепловых барьеров, снижающих температуру металлической поверхности в процессе эксплуатации. В результате ТЗП позволяют либо увеличить рабочие температуры газа и тем самым увеличить мощность двигателя, либо снизить потери мощности в турбине путем снижения расхода охлаждающего ее детали воздуха. В настоящее время решается задача усовершенствования ТЗП до такой степени, чтобы их можно было использовать для лопаток турбин в горячих отсеках ГТД, а также для работы в продуктах сгорания низкокачественного топлива. Основным методом, используемым для нанесения теплозащитных покрытий из диоксида циркония, является плазменное напыление (до 90 % разработок) [3], прежде всего вследствие его высокой производительности и универсальности, позволяющей наносить металлическое и керамические материалы заданного химического и фазового состава. В общем случае ТЗП представляет собой многослойную систему, включающую металлический подслой, внешний керамический слой и переходные керамические слои. Основной причиной разрушения плазменных ТЗП яв-

ляется термомеханические напряжения, возникающие при теплосменах в двигателях, вследствие рассогласования термического расширения металла основы и керамического слоя, а также неравномерности распределения температурного поля в покрытии. Термомеханические напряжения усугубляются действием остаточных напряжений, возникающих в покрытии при напылении, и ослабляются эффектами пластичности и ползучести, реализующимися в металлическом подслое. Значительная структурная чувствительность свойств покрытий на основе диоксида циркония требует строгой воспроизводимости результатов. Кроме того, предъявляют дополнительные требования к конструкции изделий с покрытием. На основании изложенного можно сделать вывод о том, что разработка технологических процессов плазменного напыления ТЗП на детали газотурбинных двигателей является важной народнохозяйственной задачей. Ее выполнение требует решения комплекса проблем, связанных с изучением и разработкой методов регулирования свойств материалов, технологий их напыления и последующей обработки, созданием автоматизированного оборудования для нанесения покрытий, а также необходимыми изменениями конструкций изделий. В НИИПМ и БНТУ проведен большой комплекс исследований по разработке материалов и технологий для нанесения ТЗП. Изучено влияние метода, получения химического состава, параметров процесса напыления частично стабилизированного диоксида циркония (ЧСДЦ) на технологические характеристики ТЗП. Для обеспечения высокой термостойкости плазменных покрытий из ЧСДЦ их структура должна содержать более 90 объемных процентов тетрагональной фазы (t) ZrO_2 и менее 10 объемных процентов моноклинной (m); содержание Y_2O_3 в порошке ЧСДЦ должно быть на уровне 7 % объемных. Разработана конструкция ТЗП, включающая в себя: верхний керамический слой на основе $ZrO_2-7\%Y_2O_3$, толщиной 200–250 мкм; промежуточный керамический слой ($NiCrAlY-(ZrO_2-Y_2O_3)$), толщиной 300–350 мкм, который представляет собой градиентное покрытие, состоящее из 3 слоев, с постепенным увеличением керамической составляющей (20; 50; 80%) в направлении от подложки к керамическому слою; подслою $NiCrAlY$, толщиной 100–150 мкм. Постепенное изменение микроструктуры, без резких границ раздела, равномерное изменение микротвердости и сближение модулей упругости керамического и металлического слоев приводит к увеличению прочности сцепления в 1,5–1,8 раза и термостойкости в 1,2–1,3 раза. Исследовано влияние термической обработки ТЗП импульсным и непрерывным CO_2 -лазерами [5]. Установлено, что закономерности изменения структуры при использовании непрерывного и импульсного лазера одни и те же, а способы различаются силой воздействия, и, в первую очередь, характером образования трещин при снятии термических напряжений. После обработки импульсным лазером в покрытии образуется сильно измельченная структура, исчезает моноклинная модификация ZrO_2 , фактически получается 100% объемных тетрагональная модификация. Происходит выравнивание концентрации оксида иттрия в объеме покрытия, что связано, в первую очередь, с быстрым охлаждением покрытия после лазерной обработки, которое подавляет диффузионные процессы, приводящие к перераспределению оксида

иттрия. Конструкция трансформированного слоя при обработке импульсным CO_2 -лазером более предпочтительна для назначения ТЗП. Разработаны технологические процессы плазменного напыления ТЗП на детали газотурбинных двигателей.

Износостойкие плазменные покрытия на основе композиционных самозмазывающихся материалов. Свойства и эффективность плазменных износостойких покрытий во многом зависят от их структуры, которая формируется путем выбора исходных материалов, а также в процессе напыления и последующей обработки нанесенных слоев. В настоящее время в качестве исходных материалов получили распространение композиционные порошки и смеси порошков, которые позволяют варьировать состав и структуру покрытий в широких пределах. Важным этапом в достижении необходимых свойств покрытий является оптимизация режимов их напыления. Что касается последующей обработки напыленных слоев, то наиболее изучены технологии оплавления покрытий из самофлюсующихся сплавов с использованием газового пламени и нагрева токами высокой частоты. Вместе с тем для этих технологий характерен перегрев отдельных участков покрытия с нежелательным укрупнением структурных зерен металла, возможно существенное тепловое воздействие на основной материал изделия с изменением его свойств, затруднено управление структурой и свойствами обрабатываемого покрытия. Указанные недостатки исключаются при оплавлении напыленных слоев высококонцентрированными потоками энергии (плазма, импульс плазмы, электронный и лазерный лучи) с уровнем удельной мощности от 10^3 до 10^8 Вт/см². Однако механизм упрочнения и управления структурой и свойствами напыленных слоев при такой термообработке покрытий изучен недостаточно, о чем свидетельствуют отечественные и зарубежные публикации [4]. Данное утверждение относится прежде всего к покрытиям из композиционных материалов с гетерогенным фазовым составом. Вместе с тем упомянутые покрытия, в частности с компонентами твердой смазки, находят все более широкое применение. Учитывая вышеизложенное, в НИИПМ и БНТУ проведен большой комплекс исследований по разработке материалов и технологий для нанесения износостойких плазменных покрытий на основе композиционных самозмазывающихся материалов. Исследованы и оптимизированы технологические параметры плазменного напыления разработанных композиционных порошков $\text{NiCr/FeCr/FeCrMo} + \text{MoS}_2/\text{CaF}_2/\text{графит} + \text{TiC}$, перспективных для формирования износостойкой структуры рабочих поверхностей деталей, эксплуатирующихся при неблагоприятных условиях трения (граничная смазка, повышенные контактные нагрузки и температуры). Исследованы и оптимизированы технологические параметры упрочняющей обработки с использованием высококонцентрированных потоков энергии импульсов плазмы для износостойких покрытий на основе композиционных порошков карбид – твердая смазка [5]. Обработку осуществляли импульсами плазменной струи с различной концентрацией энергии, возрастающей от поверхности покрытия к подложке, для сочетания в покрытиях поверхностных структур повышенной износостойкости и граничных с подложкой структур с упрочненными

ми когезионными и адгезионными связями. Критерием оптимизации служили для поверхностных слоев получение пористости 4–5%, для обеспечения высокой маслоудерживающую способность нанесенного износостойкого материала. При оптимизации параметров обработки граничных с подложкой слоев покрытий показана целесообразность использования следующих критериев: получение структур с минимальной пористостью и максимальным содержанием аморфной фазы (путем увеличения энергетического уровня импульсного воздействия); отсутствие признаков разрушения покрытий (путем ограничения чрезмерного увеличения энергетического уровня импульса). После обработки имеет место достаточно равномерное распределение пор, твердой фазы TiC, компонентов MoS₂, CaF₂ и графита, что способствует увеличению износостойкости покрытий в условиях трения при граничной, несовершенной смазке. В сравнении с необработанными материалами микротвердость поверхностных слоев за счет уплотнения и аморфизации структуры увеличилась на 20–60 %. Это свидетельствует об упрочнении слоев с возрастанием их способности сопротивляться механическому изнашиванию. Максимальная микротвердость как правило наблюдалась на глубине 80–100 мкм, что, очевидно, обусловлено процессами ударноволновых воздействий импульсами плазменной струи, вызывающими упрочнение наклепом, а также процессами образования термических и структурных напряжений.

Литература

- 1.Формирование газотермических покрытий: теория и практика / А.Ф.Ильющенко, В.А.Оковитый, С.П.Кундас, Б.Форманек. – Минск: Беспринт, 2002. – 480 с.
- 2.Плазменные покрытия на основе керамических материалов/ А.Ф.Ильющенко, В.А. Оковитый , А.И.Шевцов. – Минск: Беспринт, 2006. – 316 с.
- 3.Теплозащитные покрытия на основе ZrO₂/ А.Ф. Ильющенко, В.С.Ивашко, В.А.Оковитый, С.Б.Соболевский. – Минск: Ремика , 1998. – 128 с.
- 4.Формирование износостойких плазменных покрытий на основе композиционных самосмазывающихся материалов/А.Ф.Ильющенко, В.А. Оковитый, А.И.Шевцов. – Минск: Беспринт, 2005. – 253 с.
- 5.Высокоэнергетическая обработка плазменных покрытий / А.Ф.Ильющенко, В.А. Оковитый, А.И.Шевцов. – Минск: Беспринт, 2007. – 246 с.

РАЗДЕЛ 3

КОНТРОЛЬ. ДИАГНОСТИКА. ИСПЫТАНИЯ

ОСОБЕННОСТИ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ ИГЛОПОДОБНОЙ СТРУКТУРЫ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ

В.Г. Дашкевич¹, С.Ф. Денисенко²

¹Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

²УО «Полоцкий государственный университет»
(г. Новополоцк, Республика Беларусь)

Наряду с определением размеров зерна, объемной доли фаз в многофазных сплавах, размеров включений и расстояний между ними для количественной металлографии существует ряд задач более специализированных [1]. В частности при анализе диффузионных многокомпонентных борсодержащих слоев, полученных химико–термической обработкой, для которых характерна игольчатая структура, точная оценка толщины слоя с использованием планиметрического метода трудоемка и утомительна.

Развитие методов цифровой обработки изображений в последнее время значительно облегчило трудоемкость количественной металлографии [1, 2]. Например, программа «NTS – Elements Basic Research» в составе металлографического комплекса на базе микроскопа «Olympus». Это программный продукт, обеспечивающий работу с металлографическими изображениями: ввод и обработку изображений, калибровку по размеру, количественные оценки. С помощью программы можно получать численные характеристики изображения, в том числе определять количество пикселей, которые соответствуют площади какой либо фазы на микроструктуре.

Сопоставление данных металлографического анализа диффузионных слоев, полученных планиметрическим методом и с использованием программного продукта свидетельствует об увеличении точности в определении толщины слоя при значительно меньшей трудоемкости процесса.

Необходимо отметить, что этап предварительной подготовки изображения (препарирования) включающий контрастирование, сегментацию, приобретает особую важность в случае, когда необходимо выделить и рассчитать диффузионный слой без учета промежуточного (подборидного) слоя.

В общем случае существуют различия в последовательности анализа и расчета характеристик диффузионных слоев на макродеталях, порошковых материалах и на длинномерах в виде проволоки.

При исследовании диффузионных слоев на длинномерах в виде проволоки применялся следующий алгоритм действий:

– выделялась область с диффузионным слоем, используя функцию Binary Define Threshold с высокой чувствительностью (High). Процесс сегментации в этом случае может проводиться на основе яркостных или текстурных признаков;

– определялось количество выбранных пикселей с помощью функции Measure scan objects;

– толщину исследуемого слоя на проволоке определяли по следующей формуле

$$h = r \cdot \left(\sqrt{1 + K_c / K_n} - 1 \right),$$

где h – толщина диффузионного слоя, мм;

r – радиус сердцевины проволоки без диффузионного слоя, мм;

K_c – площадь исследуемого слоя, pixels (точечные элементы изображения на экране монитора);

K_n – площадь сердцевины проволоки без диффузионного слоя, pixels.

В результате основной принцип определения толщины диффузионного слоя на длинномере в виде проволоки состоит в вычислении отношения количества пикселей, приходящихся на диффузионный слой, к площади сердцевины проволоки без слоя.

При этом чувствительность выделения области для всех исследуемых микроструктур устанавливалась постоянным.

Таким образом, получен простой и легко воспроизводимый метод определения толщины борсодержащих диффузионных слоев на длинномерах в виде проволоки, имеющих иглоподобную структуру, с использованием отмеченного программного продукта.

Литература

1. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1970. – 375 с.

2. ДонНТУ. Официальный сайт [Электронный ресурс] / Авторефераты. Иванова К. Е. Оперативный анализ.

УДК 620.179.112

СТЕНДОВЫЕ ТРИБОХАРАКТЕРИСТИКИ СШП ИЗ СПЛАВА ВЖЛ16 ДЛЯ СТВОРОК ОТСЕКА ПОЛЕЗНОГО ГРУЗА ВКС «БУРАН» ПОСЛЕ ДИФФУЗИОННОГО ХРОМИРОВАНИЯ И АЛИТИРОВАНИЯ

А.В. Беляков, канд. техн. наук, доц.
ОАО «Всероссийский теплотехнический институт»
(г. Москва, Российская Федерация)

Сферические шарнирные подшипники (СШП) применяются для компенсации неизбежных погрешностей сборки и пространственных деформаций соеди-

нений узлов транспортных машин. Среди большого количества тяжело нагруженных узлов трения скольжения на ВКС «Буран» использовались и СШП, которые устанавливались на створках отсека полезного груза и обеспечивали открытие и закрытие створок при нахождении корабля не только в открытом космосе, но и на воздухе, когда машина находилась на земле. Обеспечение требуемого ресурса и надежности СШП для створок отсека полезного груза было одной из важных задач авиационного триботехнического материаловедения, т.к. работа СШП проходила в экстремальных условиях: удельная нагрузка составляла до 226 МПа, диапазон температур составлял от -130 до $+500$ °С, среда – воздух или вакуум. Оценка работоспособности СШП, изготовленных из различных материалов с применением различных защитных покрытий, осуществлялась экспериментально на специальном стенде ПВТ-03 в МГТУ им. Н.Э. Баумана, созданного совместно с ВИАМ.

Сравнительные испытания проводились по различным режимам:

– общему режиму: в воздушной среде, как более активной при высоких температурах, температуре $+250$ °С, соответствующей середине исследуемого интервала положительных температур; нагрузке, соответствующей средней удельной нагрузке 50 МПа как наименьшей из исследуемого интервала нагрузок; угле качательного движения $\pm 10^\circ$ как минимальном из углов качаний, где наблюдается процесс нормального скольжения; периоде качательного движения 12.5 с, что соответствует частоте качаний 0.08 Гц. Испытания проводились на СШП Ш20 из сплава ВЖЛ16;

– режиму работы створок отсека полезного груза (СОПГ) космического корабля многоразового использования "Буран" в соответствии с циклограммой, по которой реализовывались удельные нагрузки 226 МПа в условиях воздуха и 80 МПа в вакууме. Температура испытания составляла 500 °С на воздухе и 120 °С в вакууме, угле качательного движения $\pm 10^\circ$. Испытания проводились на СШП Ш20 из сплава ВЖЛ16 (внутреннее кольцо подвергалось алитированию, а наружное имело покрытие (Ta+Ag+ВАП2);

– режиму работы узлов трения космического корабля многоразового использования «Буран»: среда вакуум, температура испытания 120 °С, угол качания $\pm 10^\circ$, удельные нагрузки 80 и 186 МПа, частота качания 0,08 Гц. Испытания проводились на подшипниках Ш20 из сплава ВЖЛ16. На внутреннее кольцо СШП наносили Ta или подвергали его алитированию (диффузионному хромированию), а на наружное кольцо наносили 3-слойное покрытие Ta+Ag+ВАП2. Повышение ресурса работы СШП с алитированными и хромированными внутренними кольцами обусловлено получением специфического состояния поверхностного слоя: его упрочнением (повышением микротвердости) за счет формирования слоя с упрочняющим фазовым составом, особой структурой микрорельефа поверхности, определяющей благоприятные характеристики опорных поверхностей, получением сжимающих остаточных напряжений на поверхности, что определяет усталостные и износные характеристики слоев.

Формирование после алитирования на внутренних кольцах СШП слоев с ячеистой структурой микрорельефа, а после диффузионного хромирования – фрагментированной структурой, позволяет заполнять пространство между ячейками или фрагментами твердой смазочной композицией (Ag+ВАП2), удаляемой в процессе работы с наружного кольца, и длительно удерживать твердосмазочную композицию в зоне фактического контакта, а также уменьшает возможность окисления MoS_2 до MoO_3 в материале ВАП2, что, в свою очередь, позволяет длительно сохранять антифрикционные свойства у СШП.

УДК 541.13

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ АММИАЧНОГО ОТКЛИКА ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ МЕТАЛЛА ТЕПЛОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Н.Г. Березкина¹, И.О. Лейпунский¹, А.Н. Горбачев², А.В. Беляков²

¹Институт энергетических проблем химической физики РАН,

²ОАО "Всероссийский теплотехнический институт"

(Москва, Российская Федерация)

Методы аммиачного отклика созданы на базе методов неразрушающего контроля, разработанных для контроля теплозащитных материалов, используемых в конструкции воздушно-космических самолетов типа «БУРАН». Эти методы начали применяться для выявления дефектов сплошности поверхности отдельных деталей энергетического оборудования в 1987 г., а их широкое внедрение на электрических станциях РАО ЕЭС России параллельно с разработкой технологии диагностики оборудования ТЭС на их основе началось с 1996 г.

В 1997 г. разработанная технология, получившая название ДАО–технология, вошла в состав сборника нормативных документов РД 34.17.МКС.007–97 для стареющих ТЭС. В последующие годы ДАО–технология входила в состав ряда сборников нормативно–технических документов (РД и СО) в новых редакциях. В 1998 г. РАО «ЕС России» был выпущен циркуляр № Ц–12–98(Т), в котором при проведении капитальных ремонтов турбин предписывалось контролировать повреждаемые зоны с помощью ДАО–технологии.

ДАО–технология не имеет ограничений, связанных со свойствами материалов, и ее можно использовать практически для любых материалов для обнаружения дефектов типа несплошности, имеющей выход на поверхность. ДАО–технология позволяет выявлять и документировать дефекты в контролепригодных для нормативных средств неразрушающего контроля зонах, повысить качество ремонтно–восстановительных работ за счет точного определения достаточности выборки трещиноподобных дефектов корпусов турбин, элементов проточного тракта турбин и арматуры.

Чувствительность ДАО–технологии определяется, в первую очередь, индикаторными материалами, используемыми для получения портретов дефектов. Для получения портретов дефектов используются специально разработанные индикаторные бумаги разных типов, которые позволяют по таким параметрам изображения, как размер, интенсивность цвета или/и цветовой оттенок изображения дефекта, оценивать размеры дефектов.

Методика контроля деталей по ДАО–технологии предусматривает выполнение следующих операций: 1) подготовка деталей к контролю, заключающаяся в обеспечении доступа аммиака в полости поверхностных дефектов (удалении смазок, жировых загрязнений, лаковых и красочных покрытий, окалины и т.д.), 2) введение аммиака в дефекты контролируемых деталей либо в виде раствора, либо из газовой фазы, 3) регистрация дефектов путем приложения индикаторной бумаги к контролируемой поверхности.

Типичное время заполнения дефектов аммиаком из газовой фазы составляет 10–15 минут. Типичное время регистрации дефектов на бумаге лежит в интервале от нескольких секунд до 1 минуты.

По полученному изображению дефекта (ДАО–портрету) и его местоположению на поверхности индикаторной бумаги устанавливается тип дефекта и определяется местоположение дефекта на поверхности детали. Документирование результатов контроля производится в пределах 5 минут с момента получения (например, фотографированием).

По сравнению со стандартными методами неразрушающего контроля ДАО–технология имеет следующие преимущества:

- чувствительность на уровне 1–го класса на грубой поверхности (начиная с Rz 40).
- простота операций контроля,
- отсутствие необходимости очистки поверхности после окончания контроля,
- возможность контроля в труднодоступных или контроленепригодных для остальных методов зонах,
- возможность повторных регистраций дефектов при однократном введении аммиака,
- многократное использование индикаторных бумаг.
- высокая скорость проведения контроля.

ДАО технология внедрена на многих энергетических предприятиях: Костромская ГРЭС, Рязанская ГРЭС, Ставропольская ГРЭС, Березовская ГРЭС, Сургутская ГРЭС, Экибастузская ГРЭС, Кировэнергоремонт, Тюменьэнергоремонт, Хабаровскэнерго, ВТИ, Урал ВТИ.

ДАО–технология успешно применялась авторами совместно с персоналом тепловых электростанций при контроле поверхностей корпусных деталей турбин и арматуры, стационарных паропроводов, сварных соединений, внутренних и внешних поверхностей роторов турбин, вспомогательного оборудования.

ОЦЕНКА КАЧЕСТВА ДЕТАЛЕЙ МАШИН С ПРИМЕНЕНИЕМ СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

А.С. Глинка, ассистент

Кузбасский государственный технический университет
(г. Кемерово, Российская Федерация)

В последнее время наблюдается тенденция неуклонного роста требований как к конструкционным материалам, так и к методам оценки их надежности и качества. Особое внимание уделяется разработке новых, физически обоснованных критериев конструктивной прочности материалов, основанных на всестороннем изучении явлений, лежащих в основе процессов деформации и разрушения. Это возможно только при использовании в процессе изучения данных явлений комплекса современных физических методов исследования [1].

На различных физических явлениях, имеющих место при исследовании качества, таких как прохождение и передача энергии или прохождение веществ ва через объект контроля, основаны методы неразрушающего контроля.

Наиболее перспективными методами неразрушающего контроля (по нашему мнению) являются спектрально-акустический и магнитно-шумовой методы.

Исследования спектрально-акустическим методом проводились с использованием акустической многофункциональной системы «АСТРОН».

Измерения интенсивности магнитного шума проводились с использованием анализатора напряжений и структуры металлов магнитно-шумового «Интроскан» в тех же зонах исследуемых образцов.

Измерения были выполнены для образцов, имеющих одинаковую форму и диаметр, изготовленных из разных марок сталей.

На основании анализа скорости распространения поверхностной акустической волны и интенсивности магнитного шума (рису-



а)



б)

Рисунок 1 – Сравнение изменения значений скорости распространения поверхностной акустической волны (а) и интенсивности магнитного шума (б) в поверхностном слое образца (сталь 53ХМЮ)

нок 1), можно сделать вывод о том, что на эти характеристики влияет структура исследуемого материала.

Зоны с низкими скоростью распространения ПАВ и интенсивностью магнитного шума свидетельствуют о повышенном уровне локальных полей внутренних напряжений, установленных исследованиями методами электронной микроскопии [2].

Литература

1. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В. М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. – М.: Машиностроение–1, 2007. – 400 с.

2. Смирнов А.Н., Конева Н.А., Фольмер С.В., Попова Н.А., Козлов Э.В. Повреждаемость сварных соединений. Спектрально–акустический метод контроля. – М.: Машиностроение, 2009. – 240 с.

УДК 620.193.1

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ НА ЭРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ

Д.Г. Соколов, А.В. Беляков канд. техн. наук, доц.
ОАО «Всероссийский теплотехнический институт»
(г. Москва, Российская Федерация)

Рабочие лопатки последних ступеней низкого давления паровых турбин тепловых и атомных электростанций подвергаются воздействию ударно–капельной эрозии, что, приводит к износу материала лопаток по входным и выходным кромкам в процессе эксплуатации, что, в свою очередь, снижает к.п.д. турбины, увеличивает расход условного топлива на единицу мощности. Зачастую, эрозионные повреждения рабочих лопаток турбин приводят к аварийным ситуациям. Более 90 % аварий, происходящих на паровых турбинах, связано с поломками лопаток проточной части турбины, из которых более половины аварий связано с рабочими лопатками последних ступеней низкого давления. Высокая стоимость лопаточного аппарата, высокие требования по надежности и ресурсу рабочих лопаток определяют поиск конструктивно–эксплуатационных (активные способы защиты от влажнокапельной эрозии) и ремонтно–технологических (пассивные способы защиты) решений в совокупности, т.к. на активную составляющую приходится до 50 % влагоудаления.

Существует немногим более 10 пассивных способов защиты материала от эрозии (например, напайка стеллитовых пластин, закалка токами высокой частоты, электроискровое легирование и т.д.). При этом в литературных источниках неоднозначно оцениваются методы пассивной защиты от ударно–капельной эрозии.

С этой точки зрения большое значение имеет разработка методики сравнительных испытаний материалов и покрытий для достоверной оценки эрозионной стойкости.

ОАО «ВТИ» приступил к разработке стенда для испытаний материалов и покрытий на каплеударную эрозию. Принципиальная схема стенда представлена на рисунке ниже. Важной особенностью испытаний на данном стенде является использование особых образцов, конструкция которых позволит максимально приблизиться к реальным условиям эксплуатации лопаток последних ступеней низкого давления паровых турбин.

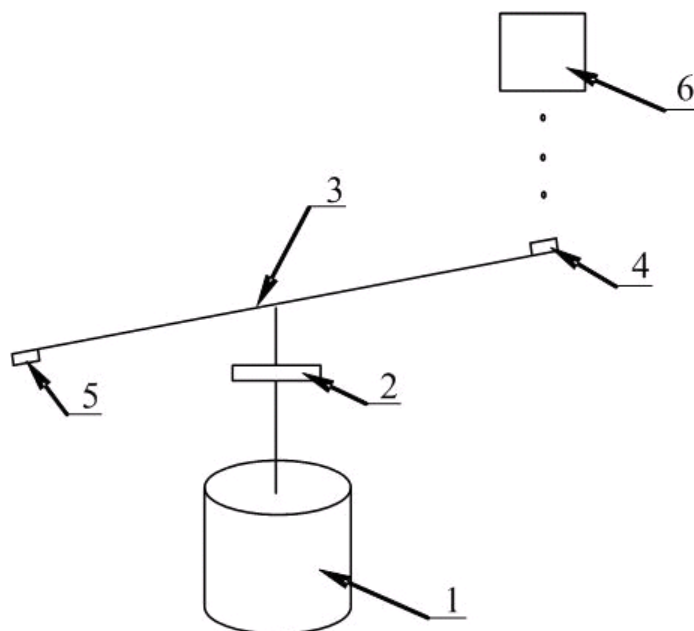


Рисунок – Принципиальная схема испытательного стенда:
1 – привод вращения; 2 – тахометр; 3 – коромысло; 4, 5 – образцы;
6 – генератор капель

УДК 620.179.14

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗОНАНСНЫХ СХЕМ В ВИХРЕТОКОВЫХ МЕТОДАХ КОНТРОЛЯ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ

И.Е. Загорский
Институт прикладной физики НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Неразрушающий контроль ответственных изделий требует от применяемых методов контроля высокой достоверности. Приборы, основанные на таких методах, должны обладать максимально возможной чувствительностью к измеряемому параметру. При контроле поверхностных слоев наибольшая чувствительность дефектоскопов в вихретоковом неразрушающем контроле достигается, когда вихретоковый преобразователь (ВТП) включен в резонансную цепь.

Основными параметрами такой цепи является резонансная частота и добротность колебательного контура. Чем больше добротность контура, тем острее резонансная кривая такого контура, тем больше вносимая эдс в измерительную обмотку ВТП от измеряемого параметра. Для расчета резонансной частоты и добротности необходимо знать индуктивность колебательного контура.

Как известно [1] добротность колебательного контура пропорциональна индуктивности контура (индуктивности катушки возбуждения ВТП). Рассчитать индуктивность катушки можно, используя формулы, приведенные в [2]. Значительное увеличение индуктивности катушек достигается, при намотке их на ферромагнитные сердечники. Приближенный расчет индуктивности таких катушек приведен в [3]. Практически индуктивность катушек с сердечником определяют, используя соответствующие измерительные приборы (измерители иммитанса). При выборе ферромагнитных сердечников необходимо учитывать их граничную частоту и начальную магнитную проницаемость. Широкое распространение получили ферритовые сердечники. В настоящее время отечественной промышленностью [4] выпускается широкая гамма ферритовых сердечников любой формы и размеров, изготовленные из разного материала.

Кроме индуктивности катушки на значение резонансной частоты влияет вносимая индуктивность от контролируемых объектов, поэтому рабочая частота контура выбирается несколько ниже резонансной. Точной настройкой частоты генератора колебательного контура добиваются, используя специальные микросхемы цифровых синтезаторов частоты [5]. Схемы генераторов на таких микросхемах весьма стабильны как по частоте, так и по выходному напряжению, что значительно улучшает метрологические характеристики ВТП и повышает достоверность вихретоковых методов контроля.

В настоящее время в Институте прикладной физики НАН Беларуси выпускаемые вихретоковые дефектоскопы основаны на резонансных схемах включения ВТП. Благодаря точным настройкам параметров резонансного контура, в который включен ВТП, значительно увеличивается чувствительность к поверхностным дефектам (трещины, поры), уменьшается влияние изменения зазора при бесконтактном методе контроля.

Литература

1. Теоретические основы электротехники: учебник для вузов: в 3 ч. / Г.И. Атабеков. – 5-е изд. – М.: Энергия, 1978. – Ч.1 : Линейные электрические цепи. – 592 с.
2. Калантаров, П.Л. Расчет индуктивностей : справочная книга / П.Л. Калантаров, Л.А. Цейтлин. – 3-е изд. – Л.: Энергоатомиздат, 1986. – 488 с.
3. Баев, Е.Ф. Индуктивные элементы с ферромагнитными сердечниками / Е.Ф. Баев, Л.А. Фоменко, В.С. Цымбалюк. – М. : Советское радио, 1976. – 320 с.
4. ОПРУП “Феррит” // Каталог [Электронный ресурс]. – 2009. – Режим доступа : <http://www.ferrit.by/catalog>. – Дата доступа: 8.04.2010.

5. Analog devices, Inc // Цифровые синтезаторы сигналов (DDS) [Электронный ресурс]. – 2010. – Режим доступа: <http://www.analog.com/ru/rfif-components/direct-digital-synthesis-dds/products/index.html>. – Дата доступа : 8.04.2010.

УДК 620.179.14

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ЦЕМЕНТАЦИИ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ МНОГОПАРАМЕТРОВЫМ МЕТОДОМ

В.Ф. Матюк, д-р техн. наук, М.А. Мельгуй, д-р техн. наук, Д.А. Пинчуков
Институт прикладной физики НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Цементации обычно подвергаются изделия машиностроения, которые должны иметь высокую износостойкость рабочей поверхности и вязкую сердцевину. Качество этой технологической операции характеризуется твердостью и глубиной упрочненного слоя.

Основным методом контроля качества цементации являются металлографические исследования. Однако, этот метод является выборочным и весьма трудоемким. Неразрушающие методы контроля глубины и прочностных характеристик упрочненного слоя основаны на различиях в физических свойствах сердцевины изделия и самого слоя.

Среди магнитных методов неразрушающего контроля качества цементации наибольшее распространение получили коэрцитиметрические методы, основанные на зависимости глубины проникновения магнитного потока в изделие от размеров полюсов приставного электромагнита. В качестве информативного параметра для контроля используются также магнитная проницаемость, остаточная намагниченность предварительно намагниченного изделия после его частичного размагничивания, а также параметры, измеренные при нескольких размерах полюсов приставного электромагнита или нескольких режимах перемагничивания [1].

Основными ограничениями контроля цементированных изделий с применением приставных электромагнитов являются качество контакта между изделием и полюсами электромагнита и контроль изделий сложной формы.

Нами разработан импульсный магнитный многопараметровый метод контроля качества цементации изделий на всех стадиях технологического процесса производства: контроль глубины h цементированного слоя; контроль твердости HRC поверхностного слоя после закалки цементированного изделия; контроль твердости HRC_0 поверхностного слоя после отпуска закаленного цементированного изделия.

Сущность разработанного метода заключается в том, что контролируемое изделие намагничивают изменяющимся по величине и направлению неодно-

родным импульсным магнитным полем вначале серией из нечетного числа импульсов с постоянной по величине, но изменяющейся по направлению после каждого импульса амплитудой $H_{ис}$, затем второй серией импульсов, совпадающих по направлению с последним импульсом в первой серии. Амплитуду импульсов второй серии увеличивают с шагом $\Delta H_{и}$ от нуля до $H_{и} = H_{ис}$, измеряют максимальное значение градиента ∇H_{rnm} напряженности поля остаточной намагниченности в процессе намагничивания второй серией и градиента ∇H_{rns} после ее окончания. Затем изделие намагничивают третьей серией импульсов того же направления, амплитуду этих импульсов уменьшают с шагом $\Delta H_{и}$ от $H_{ис}$ до нуля и измеряют величину градиента ∇H_{rn0} после окончания третьей серии. Изменяют направление магнитного поля на противоположное и намагничивают изделие четвертой серией импульсов, амплитуду которых увеличивают от нуля до $H_{ипi} = i \cdot \Delta H_{и}$, где i – число импульсов в четвертой серии, заданное меньшим, чем во второй серии, и измеряют градиент ∇H_{rnp_i} после окончания четвертой серии. После этого намагничивают изделие пятой серией импульсов, амплитуду которых уменьшают с тем же шагом от $H_{ипi}$ до нуля и измеряют величину градиента ∇H_{rn0_i} после окончания этой серии. Изменяют направление магнитного поля на первоначальное и намагничивают изделие шестой серией импульсов, амплитуду которых увеличивают с шагом $\Delta H_{и}$ от нуля до $H_{ис}$ и измеряют максимальную величину градиента ∇H_{rmi} в процессе намагничивания шестой серией. Толщину h упрочненного слоя и твердость HRC его поверхности определяют по уравнениям множественной корреляции.

В докладе сообщается о применении этого метода для контроля твердости и глубины упрочненного слоя червячного вала типа 64226–3501141 из стали 20ХНЗА после закалки и отпуска производства ОАО «ТаиМ» (г. Бобруйск). Коэффициент корреляции составил: по глубине упрочненного слоя от 0,95 до 0,99; по твердости после закалки – 0,98; после отпуска – 0,99 (при дисперсии 0,016 мм и 0,31 и 0,86 HRC).

Литература

1. Михеев, М.Н. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля / М.Н. Михеев, Э.С. Горкунов. – М.: Наука, 1993. – 252 с.
2. Способ контроля толщины и твердости поверхностно упрочненного слоя изделия из ферромагнитного материала : Патент Респ. Беларусь № 10698 / В.Ф. Матюк, М.А. Мельгуй, Д.А. Пинчуков // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2008. – № 5. – С. 135.

УСТОЙЧИВОСТЬ ГРАДИЕНТА НОРМАЛЬНОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ ПОЛЯ ЛОКАЛЬНОЙ ОСТАТОЧНОЙ НАМАГНИЧЕННОСТИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА СТАЛЕЙ К ВОЗДЕЙСТВИЮ РАСТЯГИВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ

В.Ф. Матюк, д-р. техн. наук, В.Н. Бусько, канд. техн. наук, В.А. Бурак
Институт прикладной физики НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Импульсный магнитный метод неразрушающего контроля широко применяется для контроля механических свойств листового проката сталей, в том числе для контроля этих свойств в технологическом потоке производства [1]. Однако, в процессе движения в металле возникают напряжения, которые могут разрушать локальную намагниченность листа, градиент нормальной составляющей напряженности поля которой является информативным параметром контроля. Это может снизить достоверность измерений.

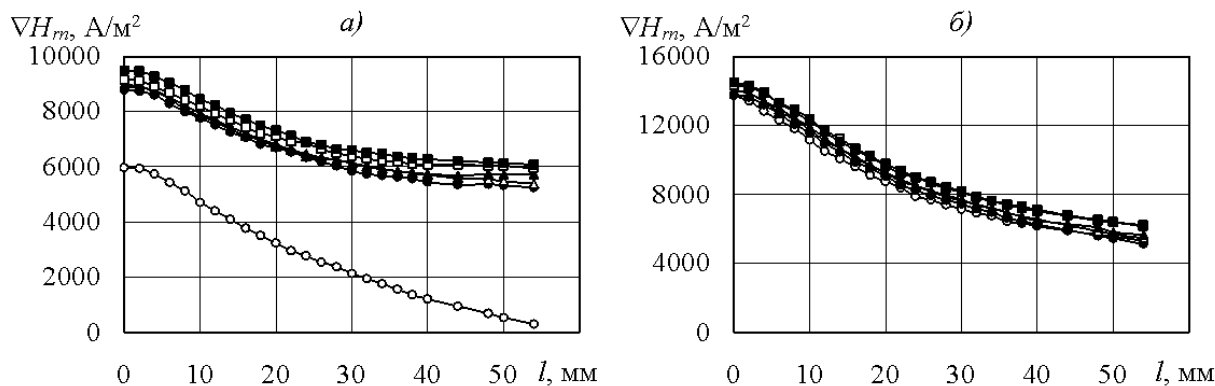
При движении листового проката в технологическом потоке производства основным видом напряжений являются напряжения, растягивающие лист в направлении прокатки. Поэтому весьма актуальной является задача оценки влияния растягивающих напряжений на устойчивость градиента нормальной составляющей напряженности поля локально намагниченного участка листового проката сталей к этому воздействию.

Выполнены экспериментальные исследования по изучению влияния одноосных приложенных напряжений растяжения σ на распределение нормальной составляющей градиента ∇H_{rn} напряжения поля остаточной намагниченности локально намагниченного импульсным магнитным полем участка изделия.

Исследования проводились на образцах из низкоуглеродистой холоднокатаной листовой кипящей стали 08кп. Образцы имели размеры $200 \times 50 \times 0,9$ мм и отличались между собой исходным состоянием структуры и магнитной жесткостью. Приложенные напряжения растяжения в образцах создавались с помощью лабораторной установки, представляющую собой рамочную конструкцию и позволяющую создавать σ в образцах указанного сечения до +43,6 МПа. Локальное намагничивание и измерение величины ∇H_{rn} вдоль поверхности образцов осуществлялось с помощью анализатора импульсного магнитного ИМА–6 [2]. Намагничивающий соленоид преобразователя имел внутренний радиус 5 мм, внешний радиус – 25 мм и высоту 30 мм. Намагничивание осуществлялось импульсами в форме апериодического разряда конденсатора, длительностью 17 мс по уровню 0,01 и амплитудой $H_{им} = 2$ кА/м и 250 кА/м. Измерение ∇H_{rn} проводилось путем перемещения преобразователя прибора ИМА–6 по осевой линии образца с шагом 2 мм на расстояние $l = \pm 54,8$ мм от центра намагниченного участка при ступенчатом изменении

растягивающего напряжения в образце в интервале от 0 до +43,6 МПа через 8,72 МПа. Для повышения достоверности измерений ∇H_{rn} при каждом значении растягивающих напряжений σ образец размагничивался.

На рисунке для примера приведены результаты измерения ∇H_{rn} вдоль магнитомягкого и магнитожесткого образцов при различных значениях σ .



$H_{ит} = 250$ кА/м; а – магнитомягкий образец, б – магнитотвердый образец;
 σ , МПа: \circ – 0; \bullet – 8,72; Δ – 17,44; \blacktriangle – 26,16; \square – 34,88; \blacksquare – 43,6

Рисунок – Распределение ∇H_{rn} вдоль образца

Из графиков видно, что влияние σ на ∇H_{rn} с увеличением магнитной жесткости образца существенно снижается, независимо от способа размагничивания, что особенно заметно для мягкой стали с ростом напряжений. Кроме того, последовательность процедуры измерения ∇H_{rn} также оказывает влияние на распределение градиента по образцу. Это означает, что для повышения достоверности контроля механических свойств и структуры сталей различной магнитной жесткости с целью снижения влияния изменений напряжений необходимо учитывать исходное магнитное состояние листовой стали, а также характер зависимости распределения градиента напряженности поля остаточной намагниченности в зоне контроля, на который оказывают влияние условия и режимы намагничивания.

Литература

1. Матюк, В.Ф. Импульсный магнитный контроль прочностных характеристик ферромагнитных изделий / В.Ф. Матюк // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 1998. – № 4. – С. 114–118.
2. Импульсный магнитный анализатор ИМА–6 / В.Ф. Матюк [и др.] // Дефектоскопия. – 2009. – № 7 – С. 62–74.

ВЛИЯНИЕ ИСТОРИИ НАГРУЖЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛА НА СИГНАЛЫ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ, РЕГИСТРИРУЕМЫЕ В ПРОЦЕССЕ РЕЗАНИЯ

И.В. Мирошин, канд. техн. наук
Кузбасский государственный технический университет
(г. Кемерово, Россия)

В рамках теории технологического наследования была выдвинута научная гипотеза о существовании взаимосвязей между наследуемыми механическими параметрами поверхностного слоя и сигналами акустической эмиссии, возникающими в очаге пластической деформации. С целью установления этих взаимосвязей были проведены эксперименты, целью которых было выявление этих взаимосвязей в условиях свободного ортогонального резания с учетом истории нагружения.

В результате обработки экспериментальных данных была получена зависимость степени использования запаса пластичности (СИЗП) ψ от мощности сигнала акустической эмиссии – W (рисунок 1).

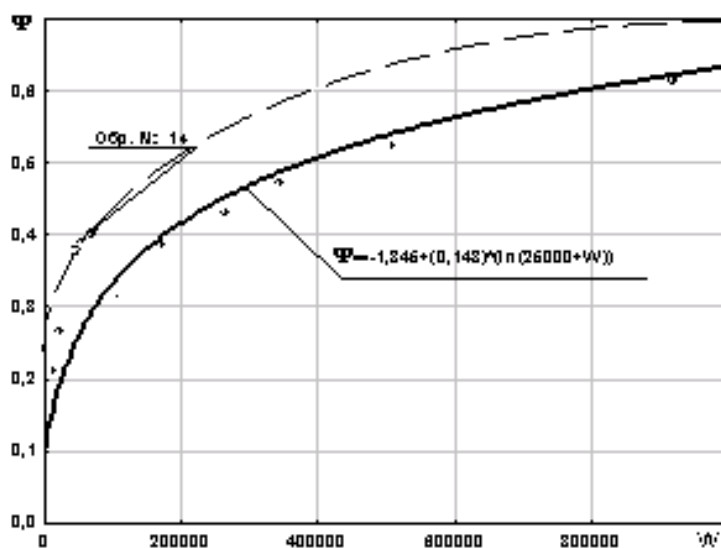


Рисунок 1 – Зависимость СИЗП от мощности сигналов АЭ

Анализ показал, что координаты точек накопления механических свойств и сигналов АЭ могут быть описаны логарифмической зависимостью вида $\psi = -1,345 + 0,143 \cdot (\ln \cdot (25000 + W))$.

Исключение составила точка, которая принадлежит образцу №14. Это объясняется тем, что в данном случае глубина упрочнения, рассчитанная по зависимости $h \approx 0,41 \cdot a$, превысила толщину срезаемого слоя на следующем этапе, в

отличие от остальных образцов, когда упрочненный слой удалялся при последующем резании.

Характер накопления и переноса механических свойств и его влияние на мощность сигнала АЭ для образца № 14 представлены на рисунке 2.

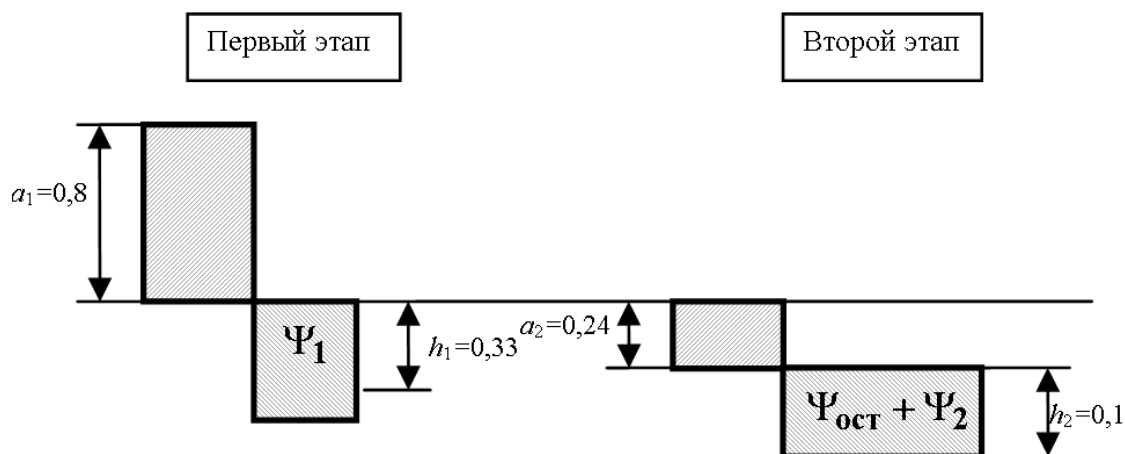


Рисунок 2 – Наложение зон упрочнения при двухэтапном нагружении

Глубина упрочнения после первого этапа резания для данного образца составила $h \approx 0,41 * 0,8 \approx 0,33$ мм при значении $\Psi = 0,43$ на поверхности. На глубине 0,24 мм – равной толщине срезаемого слоя на втором этапе нагружения – значение СИЗП составило $\Psi = 0,157$. В данном случае для двухэтапного нагружения суммарное значение было определено как $\Psi_{\Sigma} = \Psi_{ост} + \Psi_2 = 0,157 + 0,22 = 0,377$ (рисунок 1). Штриховой линией нанесено вероятное расположение кривой, связывающей накопление поврежденности с мощностью сигнала АЭ для поверхности, имеющей исходное значение $\Psi = 0,157$.

Можно отметить, что наследуемая СИЗП изменяет характер накопления сигналов АЭ, полученных при последующем нагружении. Наблюдается снижение мощности сигнала w , что подтверждает результаты теоретических исследований.

Исследования показали, что на стадии резания технологическое наследование проявляется при последовательной обработке со снятием припуска, величина которого не превышает глубины упрочненного на предшествующем технологическом переходе поверхностного слоя.

Таким образом, установлено влияние истории нагружения на сигналы АЭ в условиях сложного немонотонного нагружения при обработке металлов резанием. Данное влияние заключается в изменении (в данном случае – снижении) мощности сигналов акустической эмиссии, накопленной в процессе последующего нагружения.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНОГО МАГНИТНОГО СОСТОЯНИЯ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ С УЧЕТОМ НЕЛИНЕЙНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА

В.Ф. Матюк, д-р техн. наук, А.В. Стрелюхин, канд. техн. наук,
А.А. Осипов, канд. техн. наук
Институт прикладной физики НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Для решения многих задач магнитной структуроскопии необходимо знать распределение остаточного магнитного поля в объекте контроля и вне его. Из-за явления магнитного гистерезиса и сложного характера взаимосвязи между внешним полем и распределением намагниченности в изделии, решение задачи "намагничивающая система – объект контроля" возможно только численными методами.

Решение поставленной задачи проводилось методом пространственных интегральных уравнений, основными достоинствами которого является простота введения в расчет магнитных характеристик и то обстоятельство, что область расчета ограничена только объемом ферромагнетика.

Для любой магнитной системы, состоящей из ферромагнитного образца и источника магнитного поля, напряженность магнитного поля в любой точке наблюдения Q можно представить как векторную сумму полей, создаваемых источником внешнего поля $\vec{H}^J(Q)$ и ферромагнетиком $\vec{H}^M(Q)$ [1]:

$$\vec{H}(Q) = \vec{H}^M(Q) + \vec{H}^J(Q); \quad (1)$$

$$\vec{H}^M(Q) = -\frac{1}{4\pi} \operatorname{grad}_Q \int_{V_M} \vec{M}(Q) \operatorname{grad}_N \left(\frac{1}{|r_{NQ}|} \right) dV_N, \quad (2)$$

где N – точка источника поля, \vec{r}_{NQ} – радиус-вектор из точки источника N в точку наблюдения Q ; V_M – объем, занимаемый ферромагнетиком.

Система (1) – (2) должна быть дополнена материальными уравнениями связи между напряженностью магнитного поля и намагниченностью. Такую функциональную зависимость можно задать, используя аппроксимирующие выражения для основной кривой намагничивания и ветвей петли магнитного гистерезиса ферромагнитного материала, например [2].

При построении модели приняты следующие допущения: весь объем ферромагнетика разбивается на дискретные элементы с кусочно-постоянной аппроксимацией вектора намагниченности в них и ферромагнетик считается изотропным в пределах элемента разбиения.

Расчет распределения остаточной намагниченности в образце и напряженности поля остаточной намагниченности вне его выполняется в несколько этапов:

– по (1) и (2) вычисляются распределения векторов намагниченности \vec{M}_n и напряженности магнитного поля \vec{H}_n в образце при заданной величине $\vec{H}^J \vec{Q}$ с использованием аппроксимирующего выражения для основной кривой намагничивания;

– полагаем, что внешнее поле $\vec{H}^J \vec{Q} = 0$;

– по (2) вычисляются распределения векторов остаточной намагниченности \vec{M}_0 и напряженности магнитного поля \vec{H}_0 в образце с использованием рассчитанных ранее величин \vec{M}_n и \vec{H}_n и аппроксимирующего выражения для петли магнитного гистерезиса;

– по (2), используя рассчитанные величины \vec{M}_0 и \vec{H}_0 , вычисляется распределение вектора напряженности \vec{H}_n поля остаточной намагниченности в заданной области вне изделия.

Отличительной особенностью данного подхода при расчете остаточной намагниченности образца является использование аппроксимирующего выражения для ветвей петли гистерезиса и введение в расчет дополнительного поля, равного коэрцитивной силе, для каждого элемента разбиения.

Разработанная методика была применена для расчета распределения остаточной индукции в сплошных стержнях круглого сечения, намагниченных в разомкнутой магнитной цепи однородным магнитным полем. В докладе приводятся результаты расчета для стержней разных размеров и свойств и их сравнение с экспериментальными данными.

Литература

1. Матюк, В.Ф. Численное моделирование магнитного состояния ферромагнетика в неоднородном поле методом пространственных интегральных уравнений. I. Описание методики расчета / В.Ф. Матюк, В.Р. Чурило, А.В. Стрелюхин // Дефектоскопия. – 2003. – № 8. – С. 71–84.

2. Мельгуй, М.А. Формулы для описания нелинейных и гистерезисных свойств ферромагнетиков // Дефектоскопия. – 1987. – № 11. – С. 3–10.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНОЙ МАГНИТНОЙ ИНДУКЦИИ ВДОЛЬ ПОЛОГО СТЕРЖНЯ КРУГЛОГО СЕЧЕНИЯ, НАМАГНИЧЕННОГО В ОДНОРОДНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

В.Ф. Матюк, д-р техн. наук, А.А. Осипов, канд. техн. наук,
А.В. Стрелюхин, канд. техн. наук
Институт прикладной физики НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Распределение остаточной магнитной индукции вдоль полого цилиндрического ферромагнитного стержня круглого сечения, намагниченного в разомкнутой магнитной цепи однородным постоянным магнитным полем, представляет интерес при расчете и проектировании различных устройств радио- и электротехники, измерительной техники и неразрушающего контроля.

Характер этого распределения зависит от размеров стержня, магнитных свойств его материала и от величины поля, в котором стержень был намагничен. Строгое решение этой задачи возможно только численными методами. Однако для практического применения необходимо иметь аналитическое выражение, позволяющее рассчитать усредненное по поперечному сечению распределение продольной составляющей остаточной магнитной индукции вдоль поверхности полого стержня.

Подобные выражения в литературе отсутствуют, а имеющаяся формула для сплошных стержней дает большую погрешность, так как не учитывает толщину стенки полого стержня.

Проведя многочисленные измерения на магнитоизмерительной установке УИМХ [1] и численный расчет величины остаточной магнитной индукции B_r и взяв за основу предложенное авторами ранее выражение для распределения магнитной индукции B полого стержня в приложенном магнитном поле, нами получено новое выражение для расчета распределения относительной величины остаточной магнитной индукции B_r/B_{r0} .

$$\frac{B_r}{B_{r0}} = 1 - \frac{\left(\frac{2z}{L}\right)^2}{1 + \frac{1,7}{\lambda} + \frac{0,25}{1 + \frac{100}{\lambda}}} \left[1 - \frac{1 - \left(\frac{2z}{L}\right)^4}{1 + \left(\frac{1}{\frac{4\lambda\mu_0}{\sqrt{\rho\ell - \rho}} + \frac{2,4 \cdot 10^{-5} \lambda^2 B_r^M}{\rho\ell - \rho} H_{cs}} \cdot \left(\frac{B_r^M}{H_{cs}} + \frac{4B^M}{H_{вш}} \right) \right)^2} \right],$$

где B_{r0} – величина остаточной магнитной индукции в центральном поперечном сечении стержня;

B^M и B_r^M – магнитная индукция и остаточная магнитная индукция материала стержня в замкнутой магнитной цепи при поле, равном $H_{вш}$; H_{CS} – коэрцитивная сила материала стержня;

Z – расстояние от центрального поперечного сечения до рассматриваемой точки;

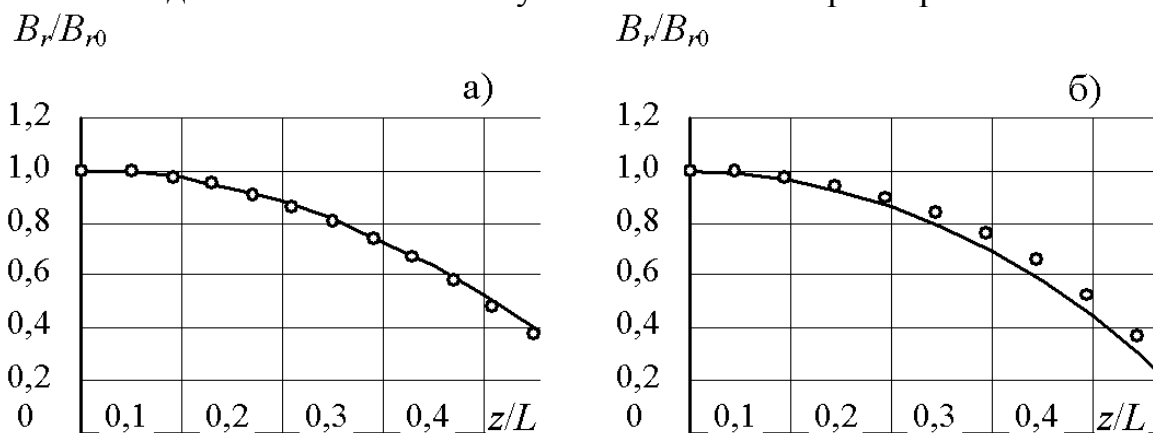
$\lambda = L/(2R_2)$ – относительная длина стержня;

$\rho = (R_2 - R_1)/R_2$ – относительная толщина стенки стержня; L – длина стержня;

R_1 и R_2 – соответственно внутренний и внешний радиусы стержня; μ_0 – магнитная постоянная.

Расчет по предложенной формуле сравнивался с результатами эксперимента и численного расчета, проведенных на полых стержнях с λ от 2 до 200 и ρ от 0,1 до 0,9 для материалов с H_{CS} , равной 160, 724 и 3000 А/м при величинах напряженности намагничивающего поля от 500 до 40000 А/м.

Анализ полученных результатов показал, что предложенная формула описывает распределение относительной величины остаточной индукции практически во всем диапазоне изменения указанных выше параметров.



○ – эксперимент и численный расчет; — расчет по формуле

а: $\lambda = 5$; $\rho = 0,1$; $H_{CS} = 160$ А/м; $H_{вш} = 500$ А/м;

б: $\lambda = 20$; $\rho = 0,9$; $H_{CS} = 3000$ А/м; $H_{вш} = 40000$ А/м

Рисунок – Распределение остаточной магнитной индукции

Основное отличие результатов расчета и эксперимента обнаружено для стержней с $\lambda \geq 50$ при $z > 0,25$, причем с ростом H_{CS} это отличие усиливается. Некоторое отличие наблюдается и для стержней с $\lambda=2$ из разных материалов для всех величин ρ при величинах намагничивающего поля от $H_{вш} = 500$ до 10000 А/м.

Литература

1. Матюк В.Ф., Осипов А.А. Установка УИМХ для измерения магнитных характеристик магнитомягких материалов и изделий / В.Ф. Матюк, А.А. Осипов // Дефектоскопия. – 2007. – № 3. – С. 12–25.

МЕТОД АНАЛИЗА И ВЫБОРА РЕЖИМОВ УНИКАЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

А.Б. Логов, д-р техн. наук, проф.,
Р.Ю. Замараев, канд. техн. наук, А.А. Логов, канд. техн. наук
УРАН Институт угля Сибирского Отделения РАН
(г. Кемерово, Российская Федерация)

Введение. Выбор режимов по набору данных, извлечённых из множества экспериментов с принципиально новыми технологиями, порождает следующий ряд проблем:

- Уникальность технологии не позволяет распространить на неё правила принятия решений, даже апробированные для других случаев. Необходимы критерии для выделения видов состояния – благоприятных исходов экспериментов.

- Затраты времени и ресурсов делают нецелесообразной стратегию исследования на основе предварительной стадии «обучения» системы анализа данных.

- Совокупность данных, подчиняющаяся критериям и содержащая фундаментальные определения видов состояния, должна рассматриваться как неоднородная. Это накладывает ограничения на применение ряда методов анализа.

- Нет оснований для использования усредняющих приёмов, наибольший интерес представляют исключительные результаты экспериментов.

- Показатели режимов и характеристики результатов заведомо различаются по природе и размерности. Отсутствие надёжных правил их комбинирования препятствует выбору рациональных сочетаний.

- В общем случае нет оснований для выбора главных факторов, и список экспериментов приходится рассматривать как неупорядоченный.

Отображение данных в пространстве состояний. Фундаментальная теория и опыт исследования динамических систем в фазовом пространстве задают продуктивное направление анализа – сравнение данных с инвариантными критериями, например, с критерием устойчивости, представленным эллиптической границей [1]. Полную характеристику выборочного режима можно получить в виде системы дифференциальных уравнений.

Энтропийные модели преобразования данных. Результаты опытов $i = \overline{1, I}$, представленные в виде таблицы, обозначаются как итог опыта i по показателю $j = \overline{1, J}$.

		j	
	i	$Q(i j)$	
	Суммы в столбцах		

		$\alpha(j)$	
--	--	-------------	--

В столбцах определяются веса опытов $q(i|j) = \alpha(i|j)/\alpha(j)$ и по аналогии с формулой К. Шеннона оцениваются взвешенные доли выборочных данных

$$V_1(i|j) = -q(i|j) \ln q(i|j).$$

Результат центрирования по среднему значению и нормирования по среднему квадратичному разбросу трактуется как отображение на абсциссу фазового пространства $U_x(i|j)$. По моделям производных определяются отображения на другие оси.

Кроме упомянутой эллиптической границы отображению выборки ставятся в соответствие гиперболические и т.п. Всего может диагностироваться до 20 детальных видов состояния.

Комбинирование показателей. Цель введения моделей состоит в том, чтобы задать правила суммирования (\pm) столбцов по количеству вносимой информации, приводящие к прямой идентификации мультипликативных моделей режимов без ограничения числа факторов.

Диагностические признаки режимов. Дополнительное преобразование моделей $V_1(i|j)$ или $U_x(i|j)$ – центрирование и нормирование по строкам – приводит к построению отображений $U_x(j|i)$, по которым можно судить о роли показателя j в опыте i . Критерий устойчивости выделяет достоверные диагностические признаки.

Литература

Логов А.Б., Замараев Р.Ю. Метод анализа состояния уникальных объектов // Упрочняющие технологии и покрытия, - 2009. – №3(51). – С. 21–28.

УДК 620.179.14

МАГНИТНЫЙ КОНТРОЛЬ ГЛУБИНЫ ТВЧ–ЗАКАЛЕННОГО СЛОЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ ОСЕЙ ДВИГАТЕЛЕЙ

С.Г. Сандомирский¹, д.т.н, доц., Э.Б. Синякович²

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

²ОАО «Минский моторный завод»

(г. Минск, Республика Беларусь)

К основным видам поверхностного упрочнения относят закалку стали с использованием нагрева токами высокой частоты (ТВЧ) [1]. Сущность способа заключается в том, что металл при возбуждении в нем вихревых токов быстро разогревается неравномерно по сечению изделия. Если изделие быстро охладить, то в его сечении можно выделить три структурные зоны: поверхностно-упрочненный слой (имеющий практически мартенситную структуру), переходный слой и исходную структуру. Одним из важных параметров ТВЧ–закаленного слоя является его глубина (0 – 5 мм), определяемая на практике металлографическим способом.

На ОАО «Минский моторный завод», филиал в г. Столбцы в массовом количестве выпускаются изделия типа «ось коромысел» («Ось 260 – 1007102А» и «Ось 50 – 1007102А»), представляющие собой полый цилиндр из стали 45 наружным диаметром 22 мм, толщиной стенки 5 мм и длиной соответственно 530 и 370 мм. Поверхностной ТВЧ – закалке подвергаются 5 последовательно расположенных вдоль оси участков длиной 50 – 70 мм. На одном изделии заклеенные участки должны чередоваться с сырыми. Толщина закаленного слоя на закаленных участках должна находиться в пределах 1.0 – 2.0 мм. Она контролируется визуальным микрометрическим методом по ширине темного слоя металла на микрошлифе оси после ее разрушения в определенном месте. Возможные отклонения режимов работы индуктора от заданных могут привести к недопустимым изменениям глубины закаленного слоя. Микрометрический метод контроля является разрушающим – после его применения изделие не может быть использовано по назначению.

Для неразрушающего контроля глубины упрочненного слоя широкое распространение получили методы контроля по изменениям формы петли гистерезиса двухслойного материала и коэрцитиметрические методы [1, 2]. Однако их применение затруднено малым диаметром контролируемых осей, их протяженностью, сложным характером распределения закаленных участков по длине и относительно большим размагничивающим фактором. Физической предпосылкой контроля глубины поверхностно – закаленного слоя в протяженных изделиях по остаточному магнитному потоку явились результаты исследований распределения остаточной индукции в двухслойных стальных цилиндрах после намагничивания до насыщения, проведенные на модельных образцах [3]. Установлено, что наличие магнито жесткого поверхностного слоя приводит к увеличению остаточного магнитного потока и изменению его распределения.

Разработанный способ магнитного контроля толщины поверхностно–упрочненных слоев протяженных изделий заключается в том, что эталонное изделие с заданной толщиной поверхностно–упрочненного слоя, а затем контролируемое изделие намагничивают перемещением сквозь область с неоднородным стационарным магнитным полем, напряженность которого достаточна для намагничивания изделий до технического насыщения, а направление совпадает с продольной осью изделия. После извлечения изделий из области с намагничивающим полем измеряют магнитные состояния изделий путем помещения изделий в измерительную обмотку и последующего удаления из неё. В качестве измеряемого параметра используют результат интегрирования однополярного импульса ЭДС измерительной обмотки, соответствующего времени удаления изделия из неё, а о толщине поверхностно–упрочненного слоя судят по разности результатов измерения магнитного состояния контролируемого и эталонного изделий [4]. Для контроля толщины ТВЧ – закаленного слоя изделий типа «Ось коромысел» использован прибор «МАКСИ–Р» [5] (рисунок1).



Рисунок 1 – Прибор «МАКСИ–Р» с контролируемыми изделиями типа «Ось коромысел» в ЦЗЛ филиала ОАО «Минский моторный завод» в г. Столбцы

Эффективность разработанного способа и реализующего его прибора «МАКСИ–Р» подтверждается и представленными на рисунок 2 результатами определения толщины поверхностно–закаленного слоя промышленных изделий «ось 50–1007102А» и «ось 240–1007102А» из стали 45, подвергнутых ТВЧ – закалке в автоматном цехе филиала Минского моторного завода в г. Столбцы.

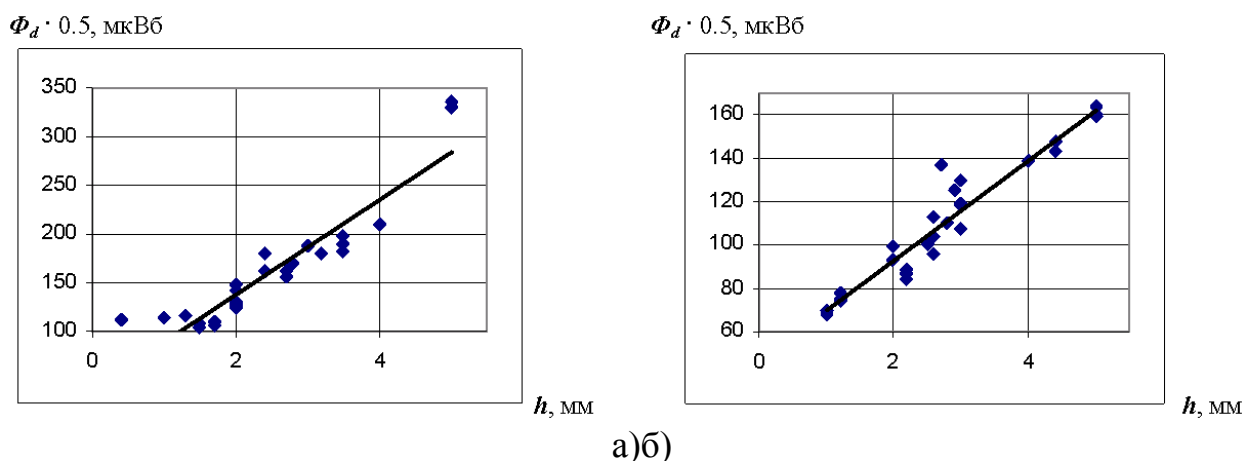


Рисунок 2 – Зависимости остаточного магнитного потока Φ_d в изделиях «Ось 50–1007102А» (а) и «Ось 240–1007102А» (б) из стали 45, предварительно измеренного по предложенному способу прибором МАКСИ–Р, от толщины ТВЧ – закаленного слоя на микрошлифах изделий, измеренной после их разрушения

Испытания показали, что коэффициент корреляции между показаниями прибора и глубиной ТВЧ – закаленного слоя изделий, измеренной стандартным разрушающим методом, составляет 0.953 и 0.927 соответственно для изделий типа «Ось 260 – 1007102А» и «Ось 260 – 1007102А».

Разработанная методика магнитного контроля толщины поверхностно–упрочненных слоев протяженных изделий передана на филиал ОАО «Минский моторный завод» в г. Столбцы по лицензионному договору № 3499 от 12.12.2008 г. неисключительной лицензии на передачу права использования

способа магнитного контроля толщины поверхностно–упрочненных слоев протяженных изделий и внедрена в производство в автоматном цехе филиала ОАО «ММЗ» в г. Столбцы для контроля качества ТВЧ закалки изделий типа «Ось 260 – 1007102А» и «Ось 50 – 1007102А».

Применение методики предотвратило попадание на сборочный конвейер Минского моторного завода ответственных изделий «Ось 260 – 1007102А» и «Ось 260 – 1007102А» с низким уровнем механических свойств, повысило надежность всех выпускаемых заводом дизельных двигателей.

Литература

1. Неразрушающий контроль. Справочник: в 8 т. / под общ. ред. В.В. Клюева. Т.6. – М.: Машиностроение, 2006. – 848 с.

2. Бида, Г.В. Магнитный контроль глубины и твердости поверхностно – упрочненных слоев на изделиях (обзор) / Г.В. Бида // Дефектоскопия. – 2006. – № 5. – С. 10 – 28.

3. Сандомирский, С.Г. Особенности распределения остаточной индукции в двухслойном ферромагнитном цилиндре / С.Г. Сандомирский, М.Н. Делендик, Е.Г. Сандомирская, В.Г. Горбаш // Дефектоскопия. – 1997. – № 10. – С.34 – 41.

4. Способ магнитного контроля толщины поверхностно – упрочненного слоя протяженного ферромагнитного изделия: пат. Респ. Беларусь № 12437 / С.Г. Сандомирский, Э.Б. Синякович // Офиц. Бюллетень. – 2009.

5. Сандомирский, С.Г. Новые автоматизированные средства магнитного и электромагнитного контроля физико–механических свойств изделий массового производства / С.Г. Сандомирский, В.Л. Цукерман // Материалы XVII Росс. научно-техн. конф. «Неразрушающий контроль и диагностика», (Электронный ресурс). Екатеринбург: ИМАШ УрО РАН. – 2005. – Статья № П2–19. – Тез. докл. конф. – С. 249.

УДК 621.89; 534.32:531

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКОГО ЗОНДИРОВАНИЯ ПРИ ДИАГНОСТИРОВАНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МАСЕЛ

О.В. Холодилов, д-р техн. наук, проф., С.В. Короткевич, канд. техн. наук,
В.В. Кравченко, ассистент, А.В. Янчилик, аспирант
Белорусский государственный университет транспорта
(г. Гомель, Республика Беларусь)

Введение. Повышение надежности и долговечности трибосопряжений, работающих в условиях граничной смазки требует исследований триботехнических характеристик используемых масел.

Методика эксперимента. Экспериментальные исследования влияния нагрузочно–скоростных параметров на эксплуатационные свойства граничных смазочных слоёв проводились на базе машины трения СМТ–1. Испытания про-

водились по схеме «ролик – вкладыш». Регистрация электрической проводимости, момента трения, нагрузки, температуры осуществлялась синхронно при помощи АЦП на ЭВМ в режиме реального времени. Блок схема регистрации параметров описана в работе [1].

Была использована 4–проводная электрическая схема и разработана методика электрофизического зондирования [2], позволяющая проводить испытания смазочных материалов в широком диапазоне скоростей и нагрузок. Регистрация изменения падения напряжения на граничном смазочном слое осуществлялась с использованием двух 4–проводных схем (рисунок 1, *а, б*).

В схеме *а* внешний электрод состоит из двух частей, где часть с положительным потенциалом изолируется диэлектриком от земли.

Ролик растачивается, и внутрь запрессовываются две текстолитовые втулки. Неподвижный электрод выполняется из двух частей, изолированных между собой диэлектрической пластинкой 9. Неподвижный (вкладыш) и подвижный (ролик) электроды изготавливаются из материала испытуемого узла трения. Каждая часть неподвижного электрода имеет токовые электроды 3 и 4, соединенные с источником постоянного тока, и потенциальные электроды 2, 5. Термомпара 1 позволяет оценивать объёмную температуру неподвижного электрода. Смазывание ролика осуществляется путем окунания в исследуемый смазочный материал 6. Стрелками 8 показано направление тока через смазочный слой 7. Одна диэлектрическая вставка 9 разделяет внешний электрод на две части, вторая 10 – изолирует вкладыш от вала.

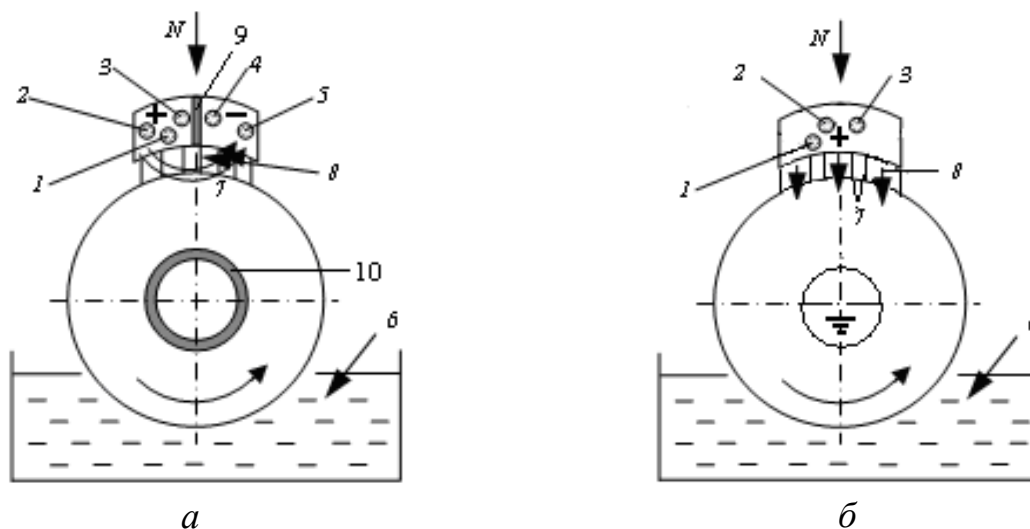


Рисунок 1 – Схемы электрофизического зондирования граничных смазочных слоёв

Существенным достоинством схемы *б* является: во–первых, конструкционная целостность неподвижного электрода; во–вторых, упрощение технической реализации метода и, за счёт этого, расширение области применения предложенной схемы для натуральных узлов, в частности, опор скольжения и качения.

Недостатком схемы *б* по сравнению со схемой *а* является необходимость постоянного контроля наличия «земли» перед началом эксперимента. Заземление вала с насаженным на него роликом или подшипником осуществляется путём прижатия медно–графитовой щётки к валу. Для того чтобы обеспечить хорошее заземление необходимо постоянно контролировать усилие прижатия щётки к валу.

Абсолютного значения нуля на окисленных поверхностях добиться невозможно, но при выборе масла с наилучшими триботехническими характеристиками этого и не нужно, так как все масла испытываются при одинаковом нулевом значении.

Была проведена комплексная оценка противозадирных свойств гидравлических масел.

Заключение. Разработана электрическая схема и методика, позволяющая оценивать эксплуатационные характеристики смазочных материалов на натуральных узлах трения.

Литература

1.Холодилов О.В., Короткевич С.В., Бобович С.О., Соловей Н. Ф. Анализ противозадирных свойств моторных масел //Трение и смазка в машинах и механизмах, № 2, 2006, 6–15.

2.Короткевич С.В. Анализ фрикционных и механических свойств граничных смазочных слоёв с использованием методов электрофизического зондирования: автореф. дис. – канд. техн. наук. – Гомель: ИММС НАН Б, 2002, 21 с.

УДК 539.375:621.762

АБРАЗИВНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ НЕОРГАНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

П.Н. Богданович, д-р техн. наук, проф.,
Д.А. Блинец, Д.В. Ткачук, канд. техн. наук
Белорусский государственный университет транспорта
(г. Гомель, Республика Беларусь)

Введение. Для разработки методов управления процессом абразивной обработки и снижения брака при производстве оптических изделий были выполнены исследования механизмов и особенностей разрушения стекла и сапфира при различных технологических режимах.

Методика испытаний. Исследования проводились на высокоскоростной машине трения по схеме «пластинка из кварцевого стекла или сапфира – абразивные частицы (карбид кремния дисперсностью 100 мкм, внедренные в цилиндрическую поверхность алюминиевого диска». Топография изношенных поверхностей изучалась с помощью лазерного сканирующего микроскопа LEXT3000. Температурное поле в зоне резания фиксировалось с помощью ИК–сканера IR Snap Shot.

Результаты исследований. Зависимость массовой интенсивности изнашивания I_m стекла от скорости скольжения V графически изображается кривой с минимумом, который смещается в область меньших скоростей при увеличении нормальной нагрузки N (рисунок 1). При $V < 10$ м/с интенсивность изнашивания достигает максимума, а поверхность стекла покрывается многочисленными продольными бороздками – реализуется абразивное изнашивание.

С увеличением V до ~ 35 м/с I_m снижается, что связано с уменьшением времени нахождения абразивных частиц в контакте со стеклом и глубины Z их внедрения. На поверхности стекла появляются микротрещины, ориентированные перпендикулярно вектору скорости. При этом среднее значение глубины h распространения микротрещин и вклад усталостного разрушения в I_m стекла растут. Анализ профиля изнашиваемой поверхности и дна трещины указывает на крайне неравномерный характер ее распространения в глубину: от нуля до 2 мкм. Обнаружены также подповерхностные микротрещины, отслаивающие разрушаемый слой материала.

При $V > 40$ м/с интенсивность изнашивания стекла и глубина трещин возрастают, что связано с повышением температуры на пятнах контакта и фрикционным нагревом тонкого поверхностного слоя, снижающим механические свойства материала, прилегающего к внедрившимся неровностям. Для более высоких скоростей и нагрузок возможно локальное оплавление стекла и перенос его на поверхность диска, при этом адгезионная составляющая изнашивания становится ведущей. Заметный вклад вносят температурные напряжения в окрестностях пятна контакта. В отдельных случаях ($V > 80$ м/с) температурные напряжения достигают такой величины, что материал подвергается терморастрескиванию даже за пределами контактной площадки.

Покадровая развертка изнашивания стекла показала, что вначале появляются продольные бороздки, дно которых содержит микротрещины, перпендикулярные вектору скорости. Впоследствии длина микротрещин многократно увеличивается, появляются подповерхностные микротрещины, а при высокой

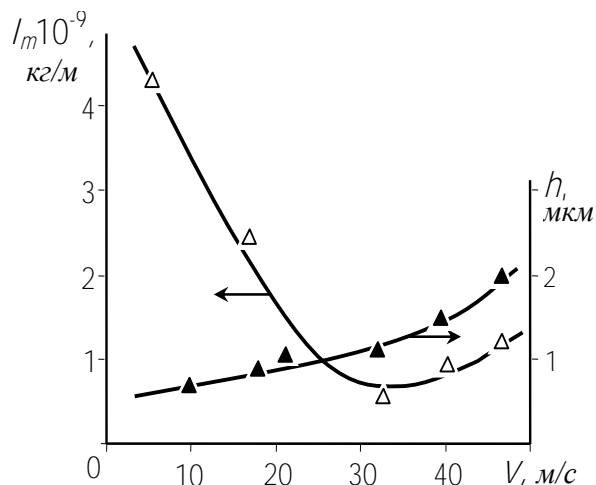


Рисунок 1 – Влияние скорости скольжения абразива на интенсивность изнашивания и глубину трещин усталости при $N = 0,9$ Н

их плотности поверхностный слой выкрашивается, образуя продольные полосы, ширина которых постепенно разрастается. При этом, материал ранее разрушенных полос выглаживается. В дальнейшем описанный процесс повторяется.

Аналогичные по форме кривых зависимости $l_m(v)$ наблюдаются при изнашивании сапфира. Оказались подобными кинетика и механизмы разрушения сапфира и кварцевого стекла при абразивном изнашивании. Однако в отличие от стекла увеличение l_m сапфира после достижения минимума происходит только вследствие роста температурных напряжений и терморастрескивания. При этом образуются крупные частицы износа (~ 300 мкм) вследствие сколов по краям бороздок.

Вторая отличительная особенность в том, что расположение микротрещин, виды и интенсивность разрушения сапфира в значительной степени определяются его структурным строением и ориентацией структуры относительно направления действия касательной силы. Так, l_m в двух взаимно перпендикулярных направлениях различаются почти на порядок. Доминирующим механизмом изнашивания сапфира является усталостное выкрашивание в областях, ограниченных трещинами.

Заключение. С увеличением скорости перемещения абразивных частиц немонотонно изменяется интенсивность изнашивания стекла и сапфира, растет глубина распространения поверхностных и появляются подповерхностные микротрещины, наблюдается замена ведущего вида изнашивания: абразивное \rightarrow усталостное \rightarrow терморастрескивание.

УДК 629.4.:62–69

МОНИТОРИНГ ТЕПЛООВОГО КОНТРОЛЯ ПОДВИЖНОГО СОСТАВА

В.В. Бурченков, канд. техн. наук, доц.
Белорусский государственный университет транспорта
(г. Гомель, Республика Беларусь)

Основной целью мониторинга теплового контроля вагонов является обеспечение безопасного и безостановочного движения поездов. Для этого широко используются микропроцессорные комплексы средств контроля технического состояния подвижного состава на ходу поезда: КТСМ–01Д и КТСМ–02. С их помощью в поезде определяются перегретые буксы. В зависимости от температуры их корпуса аппаратура выдает сигналы тревоги: «Тревога 0», «Тревога 1», «Тревога 2». Для повышения безопасности движения поездов важно отслеживать нагрев на ранней стадии (до тревожного уровня), чтобы вовремя предупредить разрушение буксового узла, а также оценить запас хода такой буксы до формирования предаварийного или аварийного сигнала тревоги.

Эти задачи решаются с помощью централизованного мониторинга нагрева букс. Слежение за динамикой нагрева по станциям движения поезда практиче-

ски исключает влияние посторонних факторов при контроле буксового узла (температура окружающей среды, различные скорости движения, сила и направление ветра, погрешность в настройке аппаратуры). В качестве показателя исправного функционирования буксы используется температура нагрева корпуса или ступичной части колеса. По мере движения поезда, анализируя динамику изменений температуры, можно судить о состоянии букс и прогнозировать исправность этого ответственного узла.

При проверке ходовых частей вагонов сравниваются температуры корпусов соседних букс. При одинаковых внешних условиях значительные температурные отличия свидетельствуют о серьезных изменениях в техническом состоянии механизмов букс. В то же время вероятность одновременного теплового разрушения двух, трех и более буксовых узлов одной стороны вагона ничтожно мала.

Для сравнения полученных на смежных пунктах контроля температур необходимо, чтобы условия измерения были одинаковыми. Благодаря практически линейной зависимости температуры корпуса от влияющих факторов, достаточно ограничиться сравнением температур букс, полученных по соседним станциям. При исправности буксовых узлов во время движения подвижного состава соотношение между температурами корпусов остается практически неизменным. Положительная динамика температуры одного из корпусов указывает на ухудшение технического состояния буксы. Для точного обнаружения дефектного буксового узла необходимо задать порог значимости приращения температуры, превышение которого указывает на начальный этап разрушения. С этой целью по результатам измерений следует определить максимально возможное значение случайной составляющей приращений. Обработка результатов измерений для 12 проконтролированных поездов показала, что среднеквадратическое значение случайных приращений температуры составило 3,35 %. При этом нижняя граница значимости приращений температуры, при которой буксу следует отнести к «подозрительным», составляет 10 %.

При использовании данной методики, возможно раннее выявление разрушений букс, в том числе порожних и слабо загруженных вагонов, где процессы разрушений идут относительно вяло. В основе прогноза лежит линейная модель динамики процесса. Например, если температура корпуса 25-ой буксы после прохождения поезда от станции А до станции Б (34 км) возросла на девять уровней квантования (от 14 до 23), то путь до подачи аппаратурой КТСМ-01Д (33-й уровень квантования) сигнала «Тревога 0» пропорционально составляет 38 км. Запас хода до аварийного и критического уровней определится аналогичным образом, как для КТСМ-01Д, так и для КТСМ-02. По выведенным на монитор данным принимается решение, возможно ли дальнейшее движение поезда.

Внедрение Автоматизированной системы контроля подвижного состава (АСК ПС) осуществляется для централизованного сбора информации о техническом состоянии подвижного состава и совершенствования технического обслуживания средств контроля. Централизация позволяет следить за развитием

неисправностей ответственных узлов подвижного состава на участке безостановочного движения поездов, а также своевременно выявлять отказы и сбои в работе аппаратуры контроля, то есть реализовать на практике функцию мониторинга. Новые технологии мониторинга АСК ПС позволяют снизить количество отказов в работе устройств КТСМ–01Д и КТСМ–02 за счет уменьшения влияния «человеческого фактора» на качество технического обслуживания, своевременного выявления и устранения их предотказных состояний, сократить количество профилактических работ с переходом на обслуживание по состоянию.

УДК 620.179.16

АВТОМАТИЗАЦИЯ КОНТРОЛЯ ДЕФЕКТОВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ

А.Л. Майоров, канд. техн. наук, Г.Е. Коновалов, канд. техн. наук,
М.В. Асадчая, канд. техн. наук
ГНУ Институт прикладной физики НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Как правило, на практике, дефекты в приповерхностном слое определяют магнитными, электрическими или капиллярными методами. Однако, в случае немагнитных материалов магнитные методы не применимы, а капиллярные не обнаруживают подповерхностные дефекты или дефекты, заполненные смазкой после механической обработки, полировки и т.д., или в случае покрытия изделия краской.

Использование поверхностных ультразвуковых волн (имеются в виду волны Релея), представляется наиболее удобным для этих целей. Однако, этот метод не нашел широкого практического применения в автоматизированных устройствах контроля качества в связи с высокой чувствительностью поверхностных волн к загрязнению поверхности возникающему, например, из-за вытекания контактной жидкости перед преобразователем.

Как правило, для возбуждения поверхностных волн используется традиционный метод преобразования продольной волны плексигласовым клином. Схема возбуждения поверхностных волн через щелевой зазор показана на рисунке 1. С целью оптимизации условий ввода акустического сигнала были проведены исследования, в результате которых установлено, что интенсивность возбуждения поверхностной волны определяется положением точки выхода акустического луча относительно передней поверхности мениска контактной жидкости. В частности, при движении мениска относительно точки выхода акустического луча (точка 0) от $-0,1a/\cos\varphi$ до $a/\cos\varphi$, интенсивность сигнала, отраженного от дефекта изменяется в пределах 2дБ (a – радиус пьезокерамического преобразователя, φ – угол наклона призмы). Таким образом, изменение интенсивности отраженного сигнала близко к обычному изменению сигнала в про-

цессе сканирования. Кроме того, было установлено, что при изменении толщины щелевого зазора от $1 \cdot 10^{-3} \text{ м}$ до $3,5 \cdot 10^{-3} \text{ м}$ и мениске, размещенном внутри ранее определенных границ, изменение интенсивности сигнала также не превышает 2 дБ . Изменение эхо-сигнала от дефекта в зависимости от позиции мениска и высоты зазора h между излучающей поверхностью преобразователя и поверхностью ввода изделия показано на рисунке 2. Однако если мениск расположен дальше отметки выхода максимума акустического луча, дополнительное вмешательство, вызванное отражением акустического сигнала из этого мениска, является более существенным.

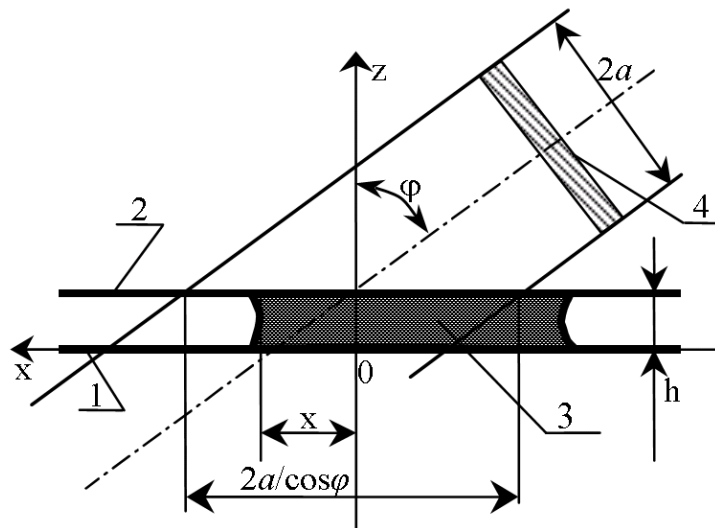


Рисунок 1 – Схема возбуждения поверхностных волн

1 – поверхность изделия; 2 – излучающая поверхность преобразователя; 3 – контактная жидкость; 4 – пьезокерамика

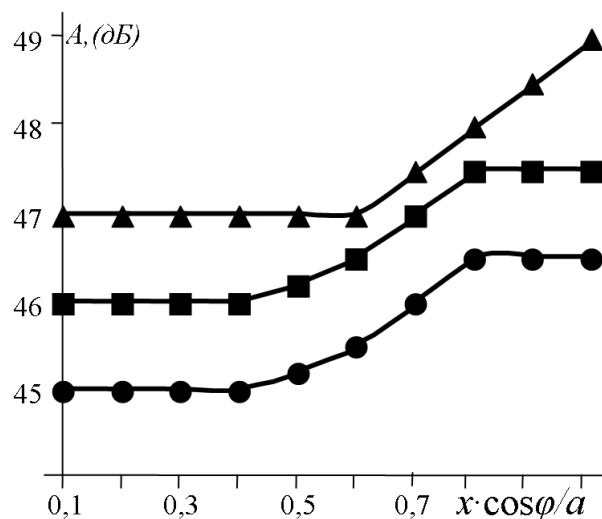


Рисунок 2 – Изменение амплитуды эхо-сигнала в зависимости от положения переднего мениска контактной жидкости относительно точки выхода акустического луча: ▲ – $h=1 \cdot 10^{-3} \text{ м}$; ■ – $h=2 \cdot 10^{-3} \text{ м}$; ● – $h=3,5 \cdot 10^{-3} \text{ м}$

Для реализации метода контроля в качестве контактной среды была использована магнитная жидкость. Распределение магнитной поля в зоне акусти-

ческого контакта должно быть таким, чтобы максимум удерживающей силы достигалась в центре звукопровода, градиент магнитного поля был приблизительно постоянный в зоне удержания и направлен к излучающей поверхности. Были разработаны две магнитные системы: 1) это система с одним магнитом с магнитным моментом, параллельным поверхности ввода для магнитных материалов; 2) для немагнитных материалами эффективными оказались системы с двумя магнитами с магнитными моментами нормальными к поверхности изделия и противоположны друг другу. Разработанные конструкции позволили автоматизировать процесс контроля ответственных деталей авиационной техники и исключить субъективный фактор из оценки результатов контроля.

УДК 620.179.16

ОЦЕНКА ГЛУБИНЫ ЗАКАЛЕННЫХ СЛОЕВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ АКУСТИЧЕСКИХ ИЗМЕРЕНИЙ

А.Р. Баев, д-р техн. наук, проф., А.Л. Майоров, канд. техн. наук, В.В.Парадинец
ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси»
(г. Минск, Республика Беларусь)

Поверхностная закалка является прогрессивным методом обработки деталей. Это закалка ТВЧ, закалка после цементации, различные методы химико – термической обработки, наплавка, напыление и т.д. Важным преимуществом данных методов является то, что сердцевина детали остаётся достаточно пластичной, поверхность приобретает высокую твёрдость и существенную износостойкость. Однако, технологический процесс закалки сложен и существует множество факторов влияющих на конечный результат. Характер протекания фазовых превращений и, как следствие, получаемая структура и глубина упрочнения определяются температурно–временным воздействием нагрева на поверхностный слой материала. Одними из наиболее часто встречающихся дефектов поверхностной закалки являются недостаточная глубина слоя, неравномерность глубины закаленного слоя и наличие мест, в которых поверхностная закалка не произошла. Все указанные дефекты могут привести к фатальным последствиям для детали или механизма в целом. Попытки использования неразрушающих методов контроля основаны, как правило, на магнитных и электромагнитных измерениях. Однако на практике они могут давать значительные погрешности, связанные с многофакторностью получаемых результатов которые зависят не только от толщины закаленного слоя, но и от твердости, предела текучести, предела прочности, температуры отпуска, химического состава, ударной вязкости, деформационного состояния и др. Кроме того, следует учитывать, что при сложной форме поверхности (зубчатое колесо, галтель и т.д.) затруднителен не только сам процесс закалки, но и проведение магнитных измерений.

Улучшение структуры в закаленном слое приводит к существенному уменьшению затухания, особенно для длин волн ультразвука, близких к величине зерна. По имеющимся данным изменение затухания может составлять до 400%. Но при этом сам процесс измерения затухания достаточно сложен и имеет большие погрешности. Поэтому, в качестве базового параметра была выбрана скорость распространения упругих колебаний. Были проведены соответствующие экспериментальные исследования, которые показали зависимость скорости распространения ультразвуковых волн от степени закалки. В результате исследований было установлено, что уменьшение скорости для продольных волн составляет (2,2–2,5)%, для поперечных (2,9–3,2)%. Такой диапазон получен в результате статистической обработки результатов измерений для широкого набора образцов с разной толщиной закаленного слоя и из разных видов стали. Кроме того, следует учитывать, что образцы имеют разную толщину и структуру переходного слоя от закаленной к незакаленной областям, которая определяется технологией закалки. А за счет изменения скорости изменяется и угол преобразования продольной волны в поперечную β , при проведении измерений наклонными преобразователями. Указанные данные хорошо совпадают с результатами других авторов, полученными для валков холодной прокатки, закаленных токами промышленной частоты. При этом следует учитывать, что при закалке токами промышленной частоты получается протяженная переходная зона, в которой происходит рефракция ультразвуковой волны. Поэтому следует ориентироваться на максимальные изменения скорости, полученные при экспериментах.

Таким образом, для того, чтобы оценить глубину закалки необходимо выбрать схему прозвучивания объекта таким образом, чтобы максимум акустической энергии концентрировался в исследуемой области, и оценить изменение скорости звука при различной глубине закаленного слоя. При этом следует учитывать, что изменение скорости продольной волны даже на 3%, например, при расстоянии между преобразователями $\sim 5 \cdot 10^{-2}$ м, предполагает точность измерения временного интервала не хуже $2,5 \cdot 10^{-7}$ с. Это очень высокая точность для акустических измерений.

Для реализации предложенного способа был разработан индикатор глубины упрочненных слоев. Индикатор включает в себя акустический блок, к которому подключен измерительный преобразователь и блок АЦП, с выхода которого данные поступают на персональный компьютер. Разработано специальное программное обеспечение, которое выполняет обработку принятых сигналов, измерение времени распространения волны и определение толщины упрочненного слоя в соответствии с заложенной в память градуировочной кривой. Контроль индикатором достаточно прост. При этом, результаты измерений не зависят от марки стали. Предусмотрена только предварительная калибровка по «сырому» образцу. Полученная точность измерений не менее 20 % в диапазоне толщин (0,5–1,5) мм и порядка 10 % в области более толстых слоев.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ УПРОЧНЕННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТОДАМИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

М.С. Махалов, канд. техн. наук
Кузбасский государственный технический университет
(г. Кемерово, Россия)

Известно, что остаточные напряжения (ОН) являются одним из ключевых параметров качества поверхностного слоя (ПС), влияющих на долговечность деталей машин при различных видах циклических нагрузок. При этом широкими возможностями по формированию значительных сжимающих ОН обладают способы упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием (ППД).

К настоящему времени известно и используется значительное число методик определения ОН, главными недостатками которых являются трудоемкость, относительно невысокая точность и невозможность оперативного определения ОН по глубине ПС.

По мнению автора, эффективное решение этой проблемы возможно, с одной стороны, на основе разработки расчетных аппаратов, позволяющих прогнозировать величину ОН без проведения трудоемких исследований, а с другой стороны, развитием методов неразрушающего контроля (НК) и их адаптации к оперативному определению знака, величины и распределения ОН по глубине ПС контролируемой детали.

Так, в частности, достоинствами магнитных методов НК являются простота и стабильность показаний. Однако наибольшую трудность представляет установление связей между величиной ОН и измеряемыми магнитными параметрами, поскольку изменение последних является следствием ряда факторов: величины ОН, структурных изменений и степени поврежденности ПС, оценка вклада каждого из которых также сложна.

Экспериментальные образцы изготавливались в виде колец из отожженной стали 45 ГОСТ 1050–88 одной поставки, которые затем подвергались обработке ППД с различными режимами.

Одним из современных методов НК является метод магнитошумового анализа, основанный на эффекте Баркгаузена – возникновении скачков намагниченности (шумов) при перемагничивании ферромагнитного материала. Основным информативным параметром магнитошумового метода является интенсивность (спектральная плотность) магнитного шума (ИМШ) в направлении перемагничивания, регистрируемая в относительных единицах.

Измерения ИМШ проводились в упрочненном ПС вдоль окружности каждого образца в 8 точках с углом поворота между соседними точками 45° , как по торцу вблизи поверхности, так и по упрочненной поверхности исследуемых об-

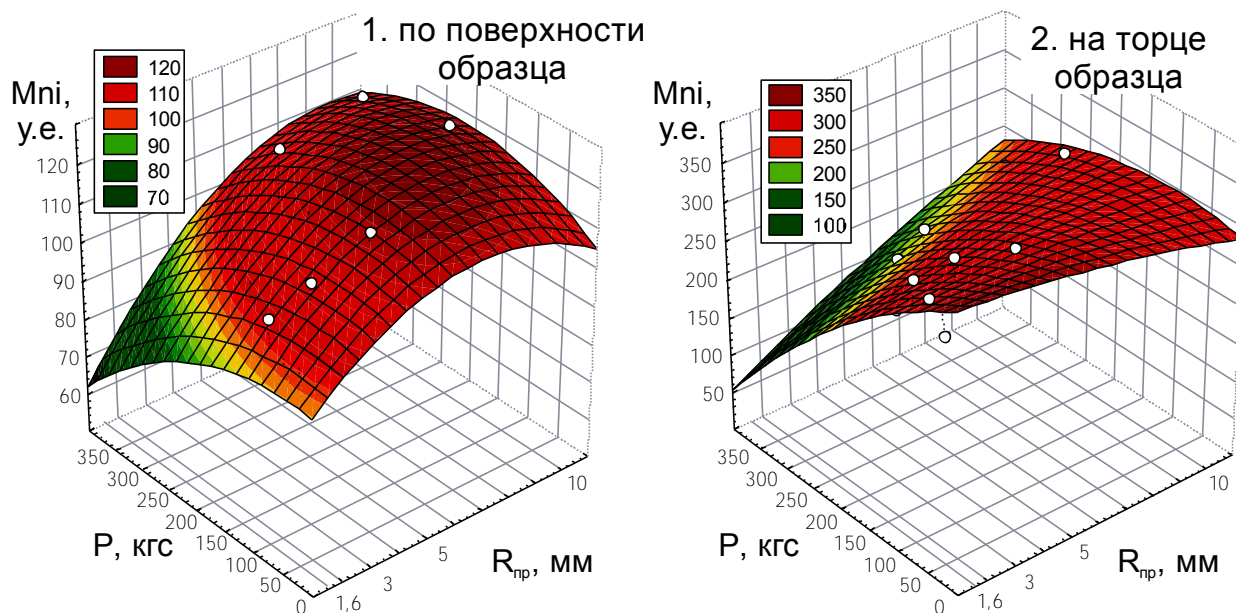
разцов. Использовался анализатор «Интроскан», оснащенный стандартным датчиком. Для каждого образца было сделано 16 измерений с повторностью не менее 5 раз. Погрешность величины ИМШ при повторных измерениях не превышала 5%.

Исследованиями установлено, что:

1. В поверхностном слое металла после упрочняющей обработки интенсивность магнитного шума в 1,3...1,5 раза ниже, чем в неупрочненном ПС, что свидетельствует о наличии сжимающих ОН.

2. Наиболее тесную взаимосвязь с основными параметрами режима при наименьшей дисперсии экспериментальных данных имеют средние значения ИМШ, измеренные на торце вблизи поверхности и на упрочненной поверхности образца (рисунок 1).

3. Наибольшую чувствительность к изменению величины окружных ОН обнаруживают средние значения ИМШ, измеренные на торце образца.



$$1. Mni = -0,6023R_{пр}^2 + 8,1523R_{пр} - 0,0003P^2 + 0,0086P + 0,0095P \cdot R_{пр} + 88,021;$$

$$2. Mni = -0,3997R_{пр}^2 - 2,2944R_{пр} - 0,0008P^2 - 0,4906P + 0,0622P \cdot R_{пр} + 359,537;$$

Рисунок 1 – Зависимости среднего значения ИМШ экспериментальных образцов от профильного радиуса ролика и усилия обработки

Полученные результаты положены в основу модели формирования и трансформации ОН при механической обработке резанием и ППД в наследственной постановке, базирующейся на научных положениях механики технологического наследования, накопления деформации и исчерпания запаса пластичности на стадиях жизненного цикла изделий.

К ВОПРОСУ О КОНТРОЛЕ ЛАЗЕРНО-УПРОЧНЕННЫХ СЛОЕВ МЕТОДОМ ЭФФЕКТА БАРКГАУЗЕНА

В.Н. Бусько¹, канд. техн. наук, В.Л. Венгринович¹, д-р техн. наук,

А.В. Макаров², канд. техн. наук

¹ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси»,

²ГУ «Институт машиноведения УрО РАН»

(г. Минск, Республика Беларусь, г. Екатеринбург, Россия)

Упрочнение поверхности изделий из ферромагнитных сплавов с помощью лазерного воздействия (ЛВ) является одним из наиболее эффективных способов повышения долговечности. Неразрушающий контроль (НК) глубины упрочненных слоев изделий после ЛВ на практике осуществляется различными физическими методами, включая магнитный метод эффекта Баркгаузена (МЭБ) [1]. Цель работы – исследование возможности НК других параметров лазерно–упрочненных (ЛУС), в частности, твердости упрочненного слоя. Были изготовлены специальные образцы в количестве 5 штук из стали 20 длиной 45 мм сечением 10×10 мм². Параметры ЛУС изменялись путем ЛВ на поверхность образцов при режимах, обеспечивающих различные параметры ЛУС. В результате ЛВ на поверхности образцов формировались ЛУС с различными структурами и толщиной. Мощность лазерного воздействия (P) составляла 1,2 кВт, скорость обработки (V) – 80–180 мм/мин. Ширина (Δ) полученной таким образом лазерной дорожки составляла 8–9 мм, а толщина (δ) ЛУС варьировалась в пределах от 0,68 до 2,02 мм. Для исключения влияния состояния поверхности на результаты НК ЛУС перед измерениями поверхности образцов были тщательно сошлифованы и отполированы.

Оценка влияния ЛВ на параметры ЛУС с помощью МЭБ осуществлялась посредством измерения интенсивности магнитного шума (МШ) приборами Интромаг и ИМШ [2]. Измерения МШ производились путем сканирования накладным преобразователем Баркгаузена (ПБ) с шагом 1 мм поперек лазерной дорожки на длину (L) = ± 10 мм от ее середины при двух ортогональных положениях ПБ. Измерения МШ с помощью прибора ИМШ выполнялись при амплитудах тока перемагничивания $i = 11,5$ и 25 мА, частоте перемагничивания $f = 128$ Гц и частоте анализа F в диапазоне от 5 до 500 кГц. Послойный анализ осуществлялся с помощью прибора Интромаг посредством дискретного изменения F_n при $F_{1-4} = 20, 50, 100$ и 150 кГц, $f = 125$ Гц и $i = 70$ мА. Микроструктура ЛУС оценивалась с помощью твердости (HRC), измеренной ультразвуковым твердомером МЕТ–1У. В результате исследований получены зависимости уровня МШ от: L ; δ ; F ; i ; HRC и положения ПБ относительно направления ЛУС.

На рисунке 1а для примера показаны зависимости уровня МШ от L , полученные при перпендикулярном положении ПБ прибором ИМШ при $i = 25$ мА

(координата L от ~ 7 до 14 мм соответствует Δ – видимой части лазерной дорожки), рисунок 1б–зависимости уровня МШ от твердости. Из графиков видно, что: лазерное упрочнение поверхности стали 20 оказывает существенное влияние на уровень МШ; в отличие от больших значений i при контроле δ , когда зависимость МШ от δ снижается почти линейно [1] при малых i для закаленной зоны уровень МШ с ростом глубины закалки снижается неоднозначным образом вплоть до $\delta=1,03$ мм; при $\delta=2,02$ уровень МШ резко возрастает за счет образования в ЛУС зон отпуска с пониженной твердостью; увеличение твердости ЛУС приводит к резкому снижению МШ, только при $\delta=2,02$ мм уровень МШ превышает уровень сигнала для зоны основного металла ($\delta=0$), при этом влияние твердости ЛУС на МШ оказывается более значительным, чем δ , что связано с превалированием структурных превращений над чувствительностью МШ к δ ; микрорельеф дна ЛУС представляет собой зону с нелинейной структурой. Работа выполнена при частичной поддержке междисциплинарного проекта №09–М–12–2002 и проекта Т09Ур–003.

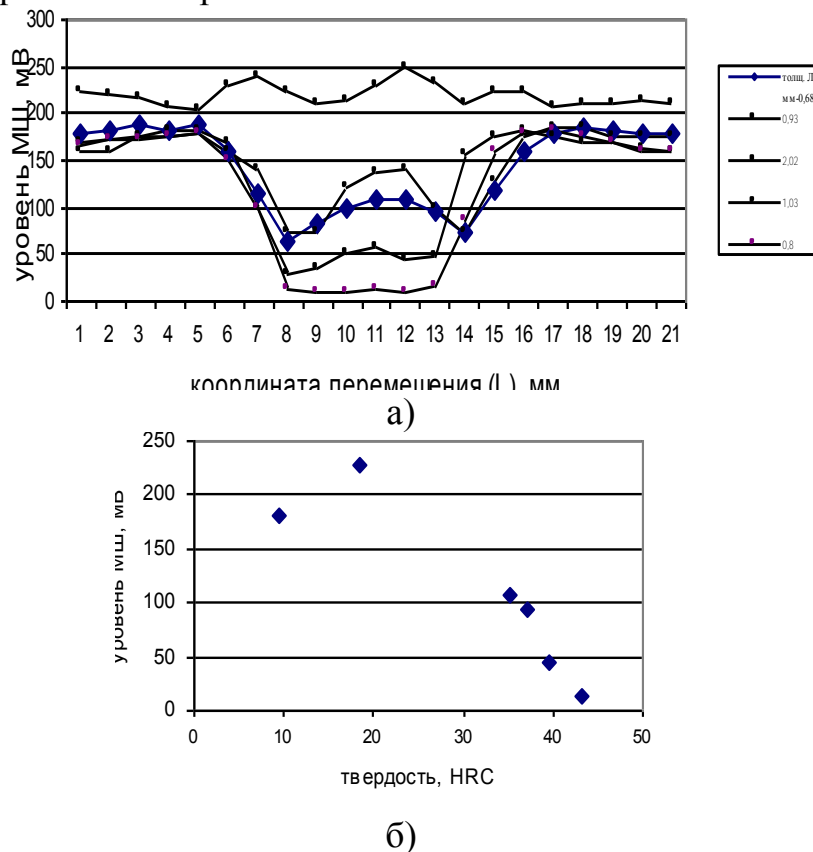


Рисунок 1 – Зависимость уровня МШ от: а) длины L , б) твердости HRC (значение твердости 9,4 HRC соответствует $\delta= 0$ мм; 18,5 – $\delta=2,02$; 35,1 – $\delta=1,03$; 37,2 – $\delta=0,68$; 39,6 – $\delta=0,93$; 43,2 – $\delta=0,8$).

Литература

1. Венгринович, В.Л. К вопросу о толщине информативного слоя при магнитошумовой структуроскопии/В.Л. Венгринович, В.П. Якунин, С.Д. Леготин, В.Л. Бусько // Дефектоскопия, 1986. – №2, –С. 89–93.

2. Бусько, В.Н. Возможность контроля методом магнитных шумов деградации металла в результате поверхностного изнашивания/В.Н. Бусько, В.Л. Венгринович, А.Г. Довгялло и др. // Химическая техника, 2007, –№ 7. – С. 46–48.

УДК 621.385

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТЕРИЕВ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ ПОЛЕВОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ

А.Ф. Ильющенко, д-р техн. наук, проф., член-кор.,
И.В. Фомихина, канд. техн. наук, Л.В. Маркова, канд. техн. наук
ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАН Беларуси
(г. Минск, Республика Беларусь)

Введение. В настоящее время большое внимание уделяется остаточному ресурсу работы металлических конструкций, работающих в условиях термических, механических и химических воздействий.

Исследуются структура, механическая прочность, процессы старения, происходящие при эксплуатации [1]. Отмечается, что процессы старения сопровождаются повышением временного сопротивления, твердости, снижением пластичности и вязкости. Ухудшение механических свойств обуславливается структурными и фазовыми превращениями в материалах.

Актуальность данной работы заключается в изучении деградации структурно–механического состояния металлических конструкций, в том числе сварных соединений, под действием условий эксплуатации с выработкой критериев деградации структуры методом полевой металлографии.

В работе рассматриваются вопросы выявления деградации структурно–механического состояния металлических конструкций, процессы старения, определяется влияние старения на ухудшение свойств металлических конструкций.

Целью работы является определение критериев деградации структуры металлоконструкций в условиях химических и физических воздействий методом полевой металлографии.

Материал и методика исследования. Разработка критериев деградации структуры с использованием методики полевой металлографии осуществлялась на металлических конструкциях машиностроения и перерабатывающей промышленности предприятий Республики Беларусь: реакторах установок «Риформинг–3» ОАО «Нафтан»; сосудах для хранения масла и нефти ОАО «Цен-

троэнергомонтаж»; резервуарах и регенераторе жидкого азота ОАО «Гродно Азот».

Диагностика деградации структуры и свойств металлических конструкций проводилась на разработанном комплекте оборудования для полевой металлографии, состоящем из устройств для пробоподготовки поверхности объектов, портативного микроскопа «Portamet» фирмы «Buehler» Швейцария для исследования структуры, твердомера переносного портативного ТПЦ-4 для измерения твердости по ГОСТ 22761-77.

Результаты исследования. В результате проведенных исследований состояния металлических конструкций в соответствии с ГОСТ 5640-68, ГОСТ 5639-82, ГОСТ 8233-56, Шкалой Всесоюзного теплотехнического института (г. Москва) были разработаны критерии деградации структуры под действием нагрузок и коррозионной среды, включающие следующие факторы:

1. Присутствие неметаллических оксидных, силикатных, нитридных, сульфидных включений 2 – 5 баллов;
2. Наличие карбидной сетки более 3 балла, карбидной ликвации;
3. Дефекты сварных соединений – твердые включения, непровары, несплавления, трещины, полости;
4. Сфероидизацию перлита более 3 балла и графитизацию перлита;
5. Разнозернистость, увеличение размера зерна больше 7 балла;
6. Образование бейнита при отпуске и видманштетта при перегреве в углеродистых конструкционных сталях;
7. Выпадение хрупкой сигма-фазы при циклических нагрузках в области нагрева – охлаждения; мартенсита – при низких температурах эксплуатации в аустенитных нержавеющих сталях;
8. Питтинговые разъедания и межкристаллитная коррозия.

Определено, что при неразрушающем методе контроля твердость является наиболее чувствительной механической характеристикой, характеризующей степень деградации прочностных свойств конструкций в процессе эксплуатации. Критерии деградации структуры и твердость позволяют определить остаточный ресурс работы оборудования в процессе его эксплуатации.

Литература

1. Деформационное старение стали / В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Долженко, – Москва: Металлургия, 1992. –320 с.

УДК 620.179.14

О ВОЗМОЖНОСТЯХ ЭКСПРЕСС-КОНТРОЛЯ УГЛЕРОДА В СТАЛЯХ МАГНИТОДИНАМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

В.Р. Чурило, канд. техн. наук, В.И. Шарандо, канд. техн. наук
ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси»

(г. Минск, Республика Беларусь)

Задача экспресс–контроля содержания углерода в сталях является традиционной и актуальной для машиностроительных предприятий. Она не может быть решена спектрально с помощью стилоскопа, т. к. для выявления данного элемента необходимо отсутствие кислорода на всем оптическом пути. Разработанные в последнее время квантометры и эмиссионные спектрометры требовательны к образцам, используют вакуумирование и продувку рабочих пространств высокочистым аргоном. Наиболее распространены отечественные (г. Гомель) экспресс–анализаторы АН–7529, АН–7560, АН–8012, АУС–8044 и иностранные фирм МЕТАВАК, LECO и других, осуществляющие сжигание пробы в потоке кислорода и количественный анализ образовавшегося CO_2 различными физико–химическими методами; это установки мощностью до 4 кВА, эксплуатируемые в закрытых лабораторных помещениях. Из магнитных приборов в прошлом имели некоторое распространение карбометры, основанные на связи магнитной проницаемости сплава с содержанием углерода и требовавшие специальных образцов.

Целью исследований была оценка возможностей неразрушающего экспресс–контроля углерода в сталях с помощью разработанных в ИПФ НАН Беларуси магнитодинамических приборов.

Магнитодинамический метод имеет два направления, связанные с получением информации о разных магнитных параметрах материала контролируемого изделия. В первом случае сигнал, характеризующий индукцию в приложенном поле и связанный с магнитной проницаемостью μ , получается в катушке, окружающей постоянный магнит, при его отрыве от изделия. Сигнал интегрируется устройством типа веберметра. На этом принципе построены магнитные толщиномеры марки МТЦ. Во втором случае измеряется интегральный сигнал с катушки без магнита, отрываемой от предварительно намагниченного изделия. Так работают измерители остаточной намагниченности ИОН–3. Локальное намагниченное пятно может быть создано на изделии с помощью приставного постоянного магнита. При этом величина остаточной индукции коррелирует с коэрцитивной силой материала H_c .

Исследовались медленно охлаждённые, а также подвергнутые интенсивной закалке после поверхностного нагрева методом ТВЧ стали с содержанием 0,1–0,9%С, 0,3–0,7%Si и 0,2–0,5%Mn. Индукция в приложенном поле определялась толщиномером МТЦ–3–2. Остаточная индукция измерялась прибором ИОН–3, намагниченное пятно создавалось стержневым магнитом диаметром 8 и длиной 10мм из NdFeB–37. Велось усреднение по ряду измерений.

Из результатов, представленных на рисунке 1, следует, что рост содержания углерода в медленно охлаждённых сталях приводит к слабому понижению индукции в приложенном поле. В закалённых сталях это понижение доходит до 5% измеряемого сигнала. Остаточная индукция при добавлении данной примеси увеличивается и для медленно охлаждённого, и для закалённого состояния, величина сигналов при закалке возрастает. Разброс показаний связан с колеба-

нием примесей кремния и марганца и возможными структурными факторами. В случае практического использования предпочтительным представляется параметр остаточной индукции, (сигнал прибора ИОН-3) изменяющийся в два-три раза; кроме того, использование большого диаметра намагничивающего полюса может обеспечить усреднение по значительной площади. Относительное изменение индукции в приложенном поле (сигнал прибора МТЦ-3-2) невелико, и на него могут сильнее влиять колебания условий измерения, контакта и тому подобные факторы.

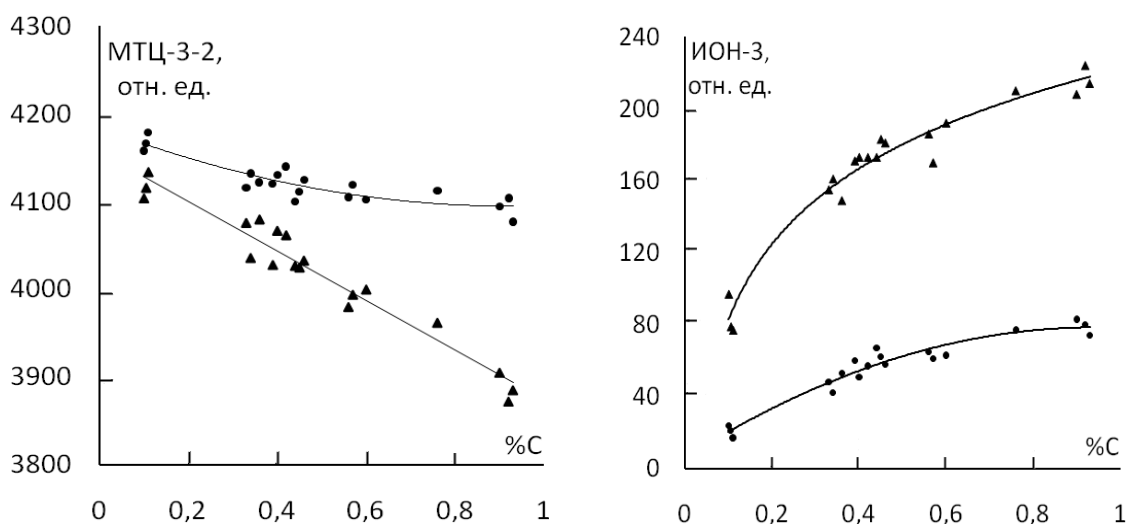


Рисунок 1 – Зависимость показаний МТЦ-3-2 и ИОН-3 от содержания углерода в медленно охлаждённых (●) и закалённых (▲) сталях

УДК 621.7

ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИЕМЫ РАЗРАБАТЫВАЕМОЙ МЕТОДИКИ КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ

Ф.И. Пантелеенко, д-р техн. наук, член-корр., профессор,
А.С. Снарский, канд. техн. наук, доц.
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

В практике изготовления сварных ответственных металлоконструкций (к которым относятся: сосуды, работающие под давлением; котлы; магистральные трубопроводы и т.п.) применяют хорошо зарекомендовавший себя методологический подход, заключающийся в определении качества изготавливаемых изделий, их механических и технологических свойств не на самом изготовленном изделии (т.к. стандартные испытания предполагают вырезку образцов из конструкции, после которой без ремонта эксплуатация не возможна), а

на образцах, вырезанных из контрольных сварных соединений (КСС). КСС – это сварное соединение, вырезанное из числа производственных сварных соединений или сваренное отдельно, но являющееся идентичным или однотипным по отношению к производственным сварным соединениям (по большинству конструктивных и технологических признаков).

Используя многолетний положительный опыт применения КСС в практике изготовления и ремонта различных ответственных металлических конструкций, предлагается также и в практику нанесения защитных покрытий (по аналогии с КСС) ввести понятие контрольного образца (далее КО) – образца с нанесенным покрытием.

Предлагается использовать следующие требования к КО.

КО должен быть аналогичным изделию с нанесенным покрытием.

Аналогичный КО – это образец с нанесенным покрытием с обязательным совпадением с восстанавливаемым (упрочняемым) объектом по следующим характеристикам:

- материалу, используемому для создания покрытия (химический состав, фракционный состав (в случае применения порошкового материала), вид материала (порошок, электрод, порошковая проволока, лента и т.п.);

- материалу подложки (марка стали, способ получения, вид ее термической обработки);

- способу нанесения (например, плазменная, газопламенная, электронно-лучевая наплавки и т.п.);

- оборудованию;

- исполнителю;

- технологическим режимам и особенностям нанесения (в том числе с учетом геометрии поверхности, на которую производится нанесение: плоская или цилиндрическая);

- режимам предварительного и/или сопутствующего подогрева перед нанесением или при нанесении покрытия;

- размерам восстанавливаемых поверхностей (что определяет особенности наплавки: за один или несколько проходов; один или несколько слоев).

Размеры КО должны быть достаточными для выполнения операций обработки (как правило шлифовки), а также для использования выбранных методов метода контроля. Целесообразно применение образцов с многопроходным покрытием (при необходимости использования многопроходного нанесения покрытий на восстанавливаемый объект).

Контроль качества наплавки, а также работоспособности и надежности системы «нанесенное покрытие – подложка» рекомендуется выполнять на КО.

В качестве основных методов контроля качества КО предлагается использовать следующие:

- визуальный контроль (внешний осмотр на наличие недопустимых дефектов: трещин, несплавлений, избыточной пористости, отслоений покрытия и т.п.);

– магнитный (коэрцитиметрический) метод контроля (контроль по уровню значений коэрцитивной силы при выборе материала покрытия под конкретную марку подложки);

– контроль по твердости (контроль на соответствие требуемого диапазона значений по твердости);

– контроль по трещиностойкости (для выбора по максимальному уровню трещиностойкости материала для нанесения покрытий).

Таким образом, используя указанные выше рекомендации, возможно максимально эффективно подобрать вид и марку материала для восстановления конкретного изделия, а также скорректировать технологические режимы и приемы нанесения покрытия на изделие с позиции оценки качества системы «покрытие–подложка» и потенциальной ее работоспособности и надежности.

УДК 621.052.08

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО–ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПОЛЕЙ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА АКУСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПАРОПРОВОДОВ ТЭС

А.Н. Смирнов¹ д-р техн. наук, проф., А.В. Бенедиктов², инж.,

¹Кузбасский государственный технический университет,

²Кемеровская ГРЭС

(г. Кемерово, Российская Федерация)

Надежное прогнозирование работоспособности технических устройств опасных производственных объектов (ТУОПО), является одной из основных проблем в промышленности. В России более 70 % потенциально опасного оборудования отработало расчетный срок службы, и старение значительно опережает темпы технического перевооружения. Только в энергетике по состоянию на август 2009 года около 90 % технических устройств тепловых электростанций исчерпало ресурс, большая его часть достигла физического износа.

Существующий в настоящее время подход к прогнозированию работоспособности и увеличению эксплуатационного ресурса металла ТУОПО отличается большим многообразием руководящих документов, методов, методик и средств исследований и испытаний. Поэтому очевидна необходимость разработки нового методологического подхода к оценке работоспособности металла ТУОПО, основанного на выявлении закономерностей эволюции микроструктуры и изменения физико–механических характеристик неразрушающими физическими методами исследования.

Акустические методы испытаний имеют ряд преимуществ, заключающихся в уникальных свойствах ультразвуковых волн выявлять множество рассеян-

ных микроповреждений, размеры каждого из которых меньше порога чувствительности многих других методов испытаний.

В металле ТУОПО накопление микроповрежденности, образование микро- и макротрещин происходит, преимущественно, в поверхностных слоях изделий и применение акустических методов может привести к выявлению таких зон. Одним из важнейших достоинств акустических методов является возможность исследовать поверхностные микроструктурные несовершенства в материалах с применением поверхностных акустических волн Рэлея (ПАВ).

Цель настоящей работы заключается в установлении закономерностей изменения акустических характеристик в зависимости от структурно-фазового состояния теплоустойчивых сталей и разработка критерия предельного состояния металла ТУОПО ТЭС.

В работе исследовано более пятисот паропроводных и пароперегревательных труб и сварных соединений после различных сроков эксплуатации (от 15 до 450 тыс. час.), разрушенных труб и их гибов, а также контрольных участков паропроводов Томь–Усинской, Беловской и Кемеровской ГРЭС, Западно-Сибирской и Ново-Кемеровской ТЭЦ, изготовленных из сталей 20, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 12Х2МФСР.

Определены механические свойства, исследована микроструктура с применением оптической, электронной дифракционной, растровой микроскопии, спектрально-акустического и акустико-эмиссионного методов. Проведены испытания на длительную прочность при температуре 600°C. Измерена плотность сталей, выполнен фазовый анализ и высокотемпературные испытания на ползучесть.

При увеличении срока наработки металла от исходного состояния до 287 тыс. час. длительная прочность, экстраполированная на 10^4 час., снизилась от 149 до 28 МПа (сталь 12Х1МФ). Со снижением уровня длительной прочности стали 12Х1МФ после большого срока наработки при рабочих параметрах произошло повышение содержания легирующих элементов в карбидном осадке, а именно, *Cr* от 17,8 до 37,0%, *Mo* от 28,2 до 55,3% и *V* от 60,8 до 79,3%. При длительной эксплуатации в сталях происходит дифференциация бейнитной и перлитной составляющих, сфероидизация и коагуляция карбидов с преимущественным их выделением по границам зерен. Бейнитные зёрна неоднородны по своему строению, ферритная матрица бейнитных зёрен характеризуется неоднородной плотностью дислокаций. Микроструктура металла трубы с минимальной длительной прочностью (28 МПа) состоит из феррита и крупных коагулированных карбидов, расположенных по границам зёрен, мелкие карбиды распределены в ферритных зёрнах, на границах зёрен обнаружены микропоры.

В сталях с длительной прочностью свыше 100 МПа обнаружено три типа дислокационных субструктур (ДСС): сетчатая, клубково-ячеистая и фрагментированная. Основным типом субструктуры является сетчатая. Клубково-ячеистая и фрагментированная ДСС встречаются значительно реже. В сталях с длительной прочностью ниже 90 МПа клубково-ячеистая субструктура отсутствует. Основным типом субструктуры здесь является *фрагментированная*.

На поверхности паропроводов и в зонах разрушений в отдельных участках присутствует еще один (четвертый) тип субструктуры – субструктура с *высокой плотностью окисления*. Пятым типом субструктуры, присутствующим в исследуемых сталях, является *субструктура предразрушения* (микротрещины). Трещины наблюдаются на границах зерен в тех местах, где крупные карбиды $M_{23}C_6$ располагаются в виде цепочек. Шестой тип субструктуры – *субструктура с микропорами*.

Поля внутренних напряжений изучали по параметрам изгибных экстинкционных контуров (контуров изгиба–кручения). Контуров изгиба–кручения наблюдали и измеряли в сетчатой и фрагментированных субструктурах, от карбидных частиц, расположенных на границах фрагментов и от границ фрагментов, внутри крупных карбидных частиц. Выявлена связь плотности контуров изгиба–кручения с длительной прочностью теплоустойчивых сталей.

Установлено, что источниками внутренних (дальнодействующих) полей напряжений в исследуемых сталях являются: (1) – поля, возникающие от дислокационных зарядов в поляризованной дислокационной структуре, т.е. от избыточной плотности дислокаций, внутри сетчатой и фрагментированной субструктур; (2) – несовместность деформаций отдельных фрагментов и зерен (границы фрагментов и зерен); (3) – частицы карбидных фаз, расположенных на границах и в стыках фрагментов; (4) – крупные частицы карбида $M_{23}C_6$, находящиеся на границах зерен.

В теплоустойчивых хромомолибденованадиевых сталях амплитуда кривизны–кручения кристаллической решетки изменяется в пределах 500–1800 рад/см. Это – моментные локальные напряжения вблизи источников. Их средняя амплитуда в карбидных частицах колеблется от 340 – 520 МПа до 1000 МПа. При снижении длительной прочности в исследованных сталях обнаружено увеличение величины внутренних полей напряжений.

На основе широкого набора экспериментальных данных по исследованию теплоустойчивых хромомолибденованадиевых сталей впервые установлены физические закономерности распространения ПАВ при изменении плотности контуров изгиба–кручения, величины локальных внутренних (дальнодействующих) полей напряжений и длительной прочности. Доказано, что уменьшение плотности контуров изгиба–кручения, значений амплитуды кривизны–кручения кристаллической решетки, величины локальных внутренних напряжений приводит к уменьшению степени ослабления ультразвука и снижению времени задержки ПАВ.

При математическом моделировании для длительно–работающих теплоустойчивых хромомолибденованадиевых сталей установлено преимущество показателей времени задержки ПАВ и микротвердости границ зерен, представляющих характеризующих состояния металла, доказана высокая степень корреляции ($r \cong 0,997$) времени задержки ПАВ с длительной прочностью.

Разработан комплексный критерий предельного состояния (ККПР) длительно–работающего металла вида $K_f = \frac{W_\tau - W_0}{W_f - W_0} \cdot \frac{W_f}{W_\tau} \cdot \gamma$, который определяется

временем задержки ПАВ в металле с исходным состоянием структуры (W_0), в металле, исчерпавшем свой ресурс работоспособности (W_f) и в контролируемом металле (W_τ). Определены численные значения ККПР для структурных различных состояний исследованных сталей и показано, что при величине критерия $K_f \geq 0,7$ исследованные стали достигают предельного состояния, характеризующегося наличием в микроструктуре высокой плотности источников внутренних полей напряжений, субструктур с микропорами и микротрещинами.

Полученные физические закономерности положены в основу способа неразрушающего контроля степени поврежденности металла элементов теплоэнергетического оборудования (Патент РФ №2231057) и методики оценки предельного состояния ТУОПО. Результаты научных исследований нашли широкое применение в энергетической, химической, угольной, металлургической и других отраслях промышленности Кузбасса в виде методик, критериев, приборов и баз данных широкого спектра сталей после различных сроков эксплуатации.

Литература

1. Смирнов, А.Н. Диагностирование технических устройств опасных производственных объектов / А.Н. Смирнов, Б.Л. Герике, В.В. Муравьев. – Новосибирск: Наука, 2003. – 244 с.

2. Пат. № №2231057 Российская Федерация. Способ неразрушающего контроля степени поврежденности металлов эксплуатируемых элементов теплоэнергетического оборудования / А.Н. Смирнов, Н.А. Хапонен. – 2004.

3. Смирнов, А.Н. Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12Х1МФ / А.Н. Смирнов, Э.В. Козлов. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2004. – 163 с.

УДК 621.791.05:620.179

ВЫЯВЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ МИКРОПОВРЕЖДЕННОСТЕЙ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОБЪЕКТАХ КОТЛОАДЗОРА СПЕКТРАЛЬНО–АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Н.В. Абабков, аспирант, А.О. Хасанов, инж., А.А. Качаев, инж.

Кузбасский государственный технический университет, г. Кемерово
Нано-Центр Национального исследовательского Томского политехнического
университета, (г. Томск, Российская Федерация)

Безопасная эксплуатация технических устройств, применяемых в теплоэнергетической промышленности, относятся к объектам котлонадзора и являются подведомственными Ростехнадзору, является важнейшей задачей. К этим техническим устройствам относятся: котлы паровые, трубопроводы пара, сосу-

ды, работающие под давлением более 0,07 МПа; котлы водогрейные, трубопроводы, работающие при температуре нагрева воды более 115 °С. Вышеперечисленные технические устройства предназначены для выработки и передачи тепловой энергии или теплоносителя и являются потенциально опасными объектами.

При производстве и в процессе длительной эксплуатации в элементах рассматриваемых объектов возникают различные дефекты, которые чаще всего располагаются в поверхностном или в подповерхностном слоях. При этом толщина подповерхностного слоя достигает нескольких миллиметров. К таким дефектам, прежде всего, относятся хрупкие и усталостные трещины, межкристаллитная коррозия и дефекты сварки. Все вышеперечисленные повреждения основного металла и сварных соединений зачастую приводят к техногенным катастрофам и человеческим жертвам.

Поэтому при обеспечении безопасной эксплуатации данных видов оборудования возникает ряд проблем, и имеют место частые выходы оборудования из строя. В первую очередь, это связано с тем, что большая часть оборудования (85–90 %) выработала свой ресурс и нуждается в полной или частичной замене. Однако, современное состояние экономики в теплоэнергетической промышленности не позволяет достичь поставленных целей.

Весьма актуальным становится вопрос разработки новых, эффективных технологий, методов и способов оценки работоспособности и восстановления ресурса элементов технических устройств. И для обеспечения безопасной эксплуатации ответственных конструкций все более широкое распространение получает концепция, основанная на «прогнозировании и предупреждении» вместо используемой старой концепции «обнаружение и устранение» [1].

В целях обнаружения поверхностных дефектов в производственных условиях применяют различные методы неразрушающего контроля: капиллярный, акустический, вихретоковый и магнитопорошковый методы. Одними из наиболее перспективных методов контроля состояния материала в настоящее время считаются акустические методы, в частности спектрально–акустический метод. Акустические характеристики материалов (скорость распространения упругих волн, затухание и дисперсия, акустический импеданс) имеют связь с механическими свойствами материалов, позволяет по акустическим характеристикам материала судить о его механических свойствах [2–5].

Объектом исследований выбран барабан парового котла ПК–10. В качестве образцов для проведения исследований спектрально–акустическим методом были взяты фрагмент поврежденного водоопускного отверстия (образец длительно–работающего металла), а также образец металла, имеющего исходное состояние.

Результаты исследований показали, что для образца длительно–работающего металла, имеющего поверхностные дефекты, величина времени задержки поверхностной акустической волны (ПАВ) составила $R = 5818$ нс, а для образца с исходным состоянием металла – $R = 5765$ нс. Это объясняется тем, что наличие поверхностных микроповрежденностей и микропор препят-

ствует распространению ПАВ и увеличивает время ее задержки по сравнению с исходным состоянием металла.

Следующими этапами исследований было определение пикнометрической плотности и определение количества и размеров пор. Эти испытания проводились с целью установления соотношений между размером, количеством и объемом пор с характеристиками ПАВ.

Исследования по определению пикнометрической плотности для образцов стали барабана котла проводили на гелиевом пикнометре Ultrapycnometer 1000, который измеряет открытую пористость твердых материалов с точностью до 0,01%. При этом плотность исходного образца составила $7,7738 \text{ г/см}^3$, а у образца длительно-работающего металла – $7,7650 \text{ г/см}^3$. Это свидетельствует о том, что количество пор в образце длительно-работающего металла значительно больше, нежели в исходном металле.

На втором этапе проводились испытания по определению размеров и количества пор. При этом использовался ртутный поромер Poremaster 33, а пористость измерялась на станции низкого давления (размер пор от 4 до 1000 мкм). Распределение пор по размерам приведены на графиках (рисунок 1, а и б), на которых по осям абсцисс отложены диаметры пор, а по осям ординат – нормализованные объемы (отношение объема ртути поглощенного при интрузии к массе исследуемого образца).

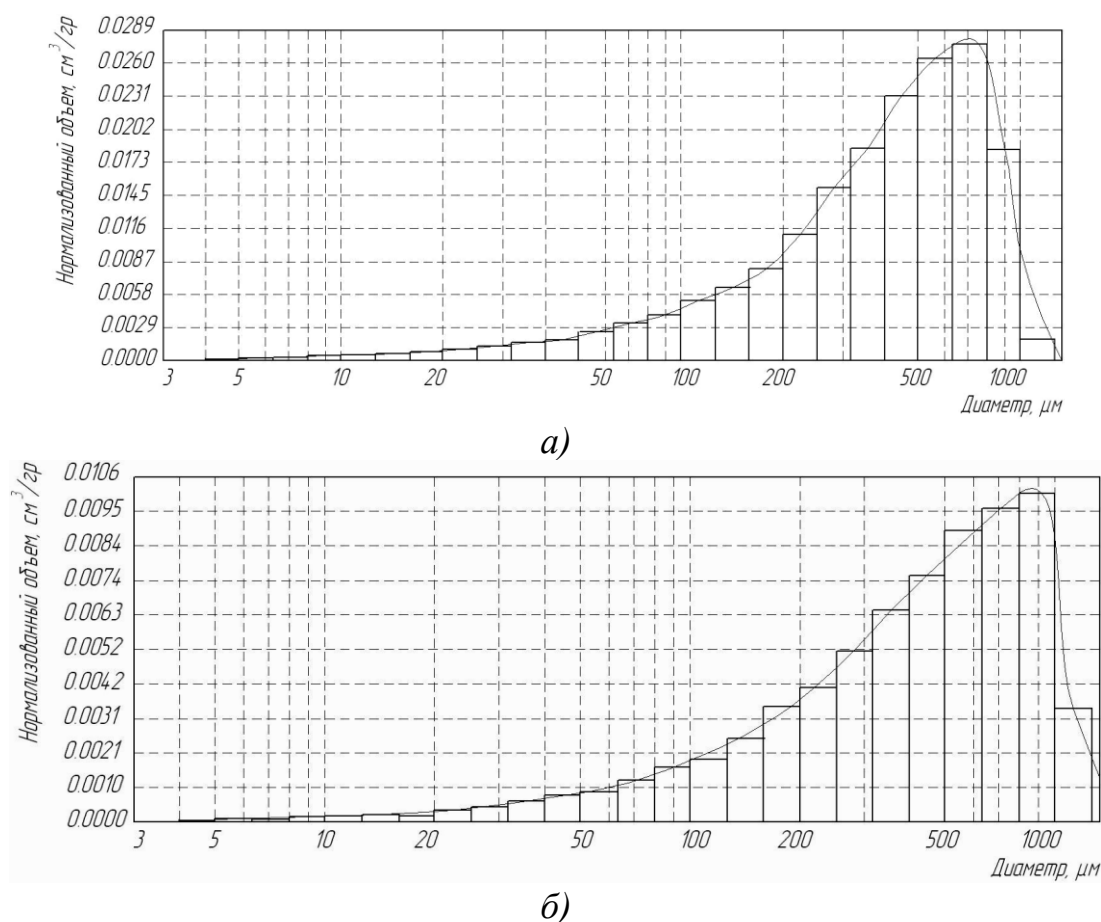


Рисунок 1 – Количество и размер пор, находящихся на поверхности образцов

а – исходное состояние металла; б – длительно работающий металл

Из графиков видно, что поведение распределения пор (форма гистограммы) одинаковы для обоих образцов, но для образца длительно–работающего металла поглощение ртути значительно больше. Из этого следует, что поры в обоих образцах одинаковых размеров, однако в образце длительно работающего металла их значительно больше.

Таким образом, можно сделать вывод что, наличие микропор в поверхностном слое образца длительно работающего металла действительно препятствует распространению ПАВ и увеличивает время ее задержки по сравнению с исходным состоянием металла. Это показывает возможность применения спектрально–акустического метода контроля для выявления поверхностных микроповрежденностей.

Литература

1. Махненко, В.И. Риск–анализ как средство формализации принятия решений о внеплановом ремонте сварных соединений / В.И. Махненко, Е.А. Великоиваненко, О.И. Олейник // Автоматическая сварка, 2008, №5. – С.5–10.
2. Смирнов, А. Н. Диагностирование технических устройств опасных производственных объектов / А. Н. Смирнов, Б. Л. Герике, В. В. Муравьев. – Новосибирск : Наука, 2003. – 244 с.
3. Алешин, Н.П. Физические методы неразрушающего контроля сварных соединений: Учебное пособие. – М.: Машиностроение, 2006. – 368с.
4. Углов, А.Л. Методы и средства акустического контроля качества оборудования при изготовлении и эксплуатации / А.Л. Углов, В.И. Ерофеев, А.Н. Смирнов – М.: Наука, 2007.–192 с.
5. Смирнов, А.Н. Применение волн Релея для контроля поверхностного слоя сварного шва и основного металла, выполненного из стали 16М / А.Н. Смирнов, С.В. Фольмер // Контроль. Диагностика. Ресурс. – Кемерово, 2007. – С.221–226.

УДК 621.172:620.178

КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА СОСТОЯНИЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ПО МЕХАНИЧЕСКИМ, МАГНИТНЫМ И СТРУКТУРНЫМ ХАРАКТЕРИСТИКАМ

Ф.И. Пантелеенко, член-корр., д-р техн. наук, проф.,
А.С.Снарский, канд. техн. наук, доц.
Белорусский национальный технический университет
(г. Минск, Республика Беларусь)

Вопросы эффективного контроля состояния ответственных металлоконструкций были и остаются весьма актуальными. Проведенными ранее исследо-

ваниями установлена эффективность использования при диагностике ответственных металлоконструкций (к которым относятся и сосуды, работающие под давлением) следующих основных методов неразрушающего контроля:

1 метод – магнитный (коэрцитиметрический) метод, который выявляет участки с максимальным значением напряженно–деформированного состояния металла по максимальному значению замеренной коэрцитивной силы (кроме объектов, изготовленных из нержавеющей сталей аустенитного класса);

2 метод – металлографический (полевая металлография) – оценка структуры и уровня ее деградации непосредственно на конструкции за счет использования переносного микроскопа;

3 метод – дюрометрический – оценка уровня механических свойств металла по параметрам отпечатка индентора после измерения твердости на материале переносными твердомерами.

Установлена необходимость включения в разрабатываемую методику отбраковки конструкции на нескольких этапах:

1 этап – первичная отбраковка конструкции. Следует проводить по результатам оценки твердости металла и/или наличия недопустимых дефектов в результате внешнего осмотра и данных толщинометрии.

2 этап – основная отбраковка. Указанную отбраковку следует проводить:

– по результатам оценки основных механических свойств металла, полученных в результате математической обработки эмпирических формул взаимосвязи параметров отпечатка индентора с пределом прочности, пределом текучести и ударной вязкостью материала корпуса диагностируемого сосуда,

– по уровню фактического напряженно–деформированного состояния материала диагностируемого сосуда или его элемента (по величине коэрцитивной силы, чтобы она не превышала максимально допустимых значений, характеризующих предел текучести конкретного материала).

– по результатам обработки экспериментальных данных по состоянию структуры металла – уровню ее дефектности и деградации (за счет полевой металлографии непосредственно на диагностируемом сосуда или его элементе).

Проанализировано материальное исполнение большинства видов сосудов, работающих под давлением. Выполнена разбивка объектов (сосудов) на группы по материальному исполнению, что позволяет перед началом работ по оценке уровня деградации структуры уточнить алгоритм и конкретные технологические приемы их проведения. Установлена необходимость корректировки методики при диагностике сосудов, изготовленных из нержавеющей сталей аустенитного класса, которые не магнитны (сталь 08X18H10T, 12X18H10T и др.) из–за невозможности применения для этих сталей основного выбранного метода – магнитного (оценивающего уровень напряжений по коэрцитивной силе).

Экспериментально подтверждена целесообразность применения метода полевой металлографии, основанного на анализе структуры металла практически в любом доступном месте конструкции за счет применения переносных микроскопов, для следующих случаев:

– применение для сосудов, изготовленных из сталей, склонных к перегреву (в первую очередь, высоколегированных сталей ферритного класса);

– применение для сосудов, изготовленных из сталей, склонных к подкалке при сварке (изготовленных из высоколегированных сталей мартенситного класса и теплоустойчивых сталей);

– применение для сосудов любого материального и конструктивного исполнения в случае несоответствия материала сосуда (в том числе металла шва и зоны термического влияния) по твердости требуемому диапазону, указанному в Правилах устройства и безопасной эксплуатации сосудов, с учетом марки стали.

Разрабатываемая методика, а также ее элементы и основные используемые методы были использованы при выполнении ряда работ, по расследованию причин трещинообразования и разрушений на ряде ответственных конструкций для различных предприятий и организаций Республики Беларусь.

УДК 621.82: 621.89: 544.72

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИИ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ПРИМЕНЕНИЯ СМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ С НАНОСТРУКТУРНЫМИ АЛМАЗАМИ

В.Ю. Блюменштейн, д-р техн. наук, проф., Л.Н. Образцов, аспирант
Кузбасский государственный технический университет
(г. Кемерово, Российская Федерация)

Контактная долговечность подшипников качения определяется свойствами поверхностных слоев дорожек и тел качения и условиями эксплуатационного нагружения.

Свойства поверхностного слоя дорожек качения подшипников формируются в процессе изготовления. При этом механические свойства определяются химическим составом, исходными свойствами металла, режимом термической обработки и др., а микрогеометрия, в основном, формируется на шлифовальной и полировальной операциях. В соответствии с теорией технологического наследования в процессе механической обработки в поверхностном слое дорожки качения происходит постепенное накопление деформаций и исчерпание запаса пластичности металла. В процессе термической обработки происходит частичное или полное «залечивание» образовавшихся дефектов и восстановление свойств. Последующее шлифование и полирование приводит к накоплению новых свойств, распространяющихся на определенную глубину.

Проведено моделирование и численные расчеты накопленных деформаций и исчерпания запаса пластичности металла дорожек качения колец подшипника

на стадиях механической обработки. Наследуемые свойства положены в основу расчетов контактной долговечности подшипника.

Для проведения испытаний на долговечность была взята партия подшипников типа 180208А. Методика испытаний предполагала различное время работы подшипников для выявления закономерностей накопления деформаций и исчерпания запаса пластичности. Испытания проводились в условиях использования в подшипниках пластичной смазки с наноструктурными алмазами.

Основной способ получения наноалмазов – взрывной синтез. Эта технология основана на детонационном превращении углеродосодержащих взрывчатых веществ с отрицательным кислородным балансом. Продуктом такого превращения является углеродная шихта, содержащая от 20 до 60 % наноалмазов с примесью так называемых неалмазных форм углерода (микрографит, сажа). В Кемеровском филиале Института химии твердого тела и механохимии СО РАН был разработан метод выделения и очистки ультрадисперсных алмазов. Полученные ультрадисперсные алмазы отличаются повышенной дисперсностью и однородностью со стабильным размером частиц ($4,3 \pm 0,4$ нм) и не подвержены графитизации при длительном хранении и использовании.

Исследования показали, что при использовании в пластичной смазке наноалмазов происходит снижение шероховатости дорожки качения подшипника по сравнению с использованием смазки без модификатора. В среднем шероховатость ниже на 30%, а это обуславливает более высокие эксплуатационные характеристики подшипника качения, и всего механизма в целом.

Исследования, проведенные на растровом сканирующем микроскопе JEOL JSM 6390 LA и нанотехнологическом комплексе «УМКА», показали, что при контактном усталостном нагружении продолжается накопление деформаций и происходит исчерпание запаса пластичности металла, что проявляется в появлении раковин, ямок, оспин; происходит местное выкрашивание поверхности дорожки качения.

При этом наноалмазы, имеющие свойства мощного структурообразователя, обеспечивают дисперсионное упрочнение композиции, и проявляют себя, с одной стороны, как подшипники при высоких нагрузках, вследствие непосредственного контакта металла тела и дорожки качения. С другой стороны, наноалмазы замедляют разрушение поверхностного слоя дорожки качения, заполняя трещины и благодаря собственному заряду удерживают ее от дальнейшего развития.

Полученные закономерности положены в основу методики расчета контактной долговечности с учетом технологического наследования в условиях применения смазок с наноалмазами.

Содержание

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ

Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко. ПОЛУЧЕНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ АНТИФРИКЦИОННОГО АЛЮМИНИЕВО–КРЕМНИЕВОГО КОМПОЗИТА	7
В.М. Константинов. ФИЗИКО–ХИМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СПЛАВАХ ДЛЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ.	8
М.В. Тумилович, Л.П. Пилиневич, В.В. Савич. ПОРИСТЫЕ ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ЗДОРОВЬЯ ЧЕЛОВЕКА И ОХРАНЫ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ.	10
В.Ю. Блюменштейн. МЕХАНИКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ НА СТАДИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ.	12

РАЗДЕЛ 1. ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ.

В.Н. Ковалевский, С.В. Григорьев, А.Е. Жук. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ SiC НА МИКРОЧАСТИЦАХ АЛМАЗА В ПРОЦЕССЕ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ.	16
В.Н.Ковалевский С.В.Григорьев А.Е.Жук Л.Ф.Керженцева ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ НА ФЕРРОАБРАЗИВНЫХ ПОРОШКАХ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ.	17
В.Н. Ковалевский, А.Е. Жук, А.В. Ковалевская. Д.Г. Сачава. И.В. Фомихина. ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ СОЗДАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ТВЕРДЫЙ СПЛАВ – КОМПОЗИТ (АЛМАЗ – SiC)	19
Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ТЕРМОНЕЙТРАЛЬНЫХ ПОРОШКОВ И ПОКРЫТИЙ ИЗ НИХ.	21
А.С. Калиниченко, В.И. Жорник, В.А. Калиниченко. ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАКРОГЕТЕРОГЕННЫХ КОМПОЗИТОВ В ПРИСУТСТВИИ СМАЗКИ, МОДИФИЦИРОВАННОЙ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ АЛМАЗАМИ. .	22
Е.Ф. Пантелеенко. ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ДИФФУЗИОННОМ БОРИРОВАНИИ ЧАСТИЦ БЕЛОГО ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО ЧУГУНА.	24

Р.П. Быков, К.Е. Белявин, Д.С. Пальчевский. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В ПОРОШКАХ ТИТАНА ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ СПЕКАНИИ.	26
А.П. Ласковнев, Г.В. Марков. ВВЕДЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ ГРАФИТА В СОСТАВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.	28
А.Ф. Ильющенко, Е.Е. Петюшик, В.М. Горохов, О.А. Прохоров, А.А. Дробыш, С.П. Игнатенко. ПОЛУЧЕНИЕ ПРЕПРЕГОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНОГО ВОЛОКНА И ПИРОЛИЗОВАННЫХ БАКЕЛИТОВЫХ СВЯЗОК МЕТОДОМ НАМОТКИ.	29
А.И. Комаров, В.И. Комарова, В.Т. Сеньюль. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ В РЕАКЦИЯХ in-situ ТУГОПЛАВКИХ НАНОРАЗМЕРНЫХ МОДИФИКАТОРОВ ПРИ РАЗРАБОТКЕ ЛИТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ.	31
Е.Е. Петюшик, А.А. Дробыш. РЕГУЛИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРИСТЫХ ПРОНИЦАЕМЫХ ИЗДЕЛИЙ НА ОСНОВЕ КВАРЦЕВОГО ПЕСКА.	33
В.И. Жорник, А.И. Полуян, А.И. Камко. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СВЯЗОК, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ДОБАВКАМИ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ АЛМАЗОВ.	35
Е.Е. Петюшик, Н.А. Афанасьева, Т.Е. Петюшик, В.Е. Романенков. ФОРМИРОВАНИЕ ПОРИСТОГО СЛОЯ НА АЛЮМИНИЕВОМ ПРОФИЛЕ С АКСИАЛЬНЫМИ КАНАВКАМИ.	37
Б.П. Середа, Д.Б. Середа. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ РЕАКЦИЙ СВС-СИСТЕМ.	38
П.А. Витязь, В.И. Жорник, В.А. Кукарко, Р.Г. Штемплук. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ХРОМАЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ.	40
Н.М. Чекан, С.Р. Онысько, И.П. Акула, В.В. Акулич. НАНОКОМПОЗИЦИОННОЕ ПОКРЫТИЕ ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ СРОКА СЛУЖБЫ ШТАМПОВОГО ИНСТРУМЕНТА.	42
Л.В. Судник, Г.Г. Горанский. НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ КЕРАМИКИ. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ.	44
И.М. Шиманович, О.А. Шиманович, Л.М. Давидович. ПОЛУЧЕНИЕ ЛЕНТ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ СДВИГОМ.	46
В.М. Александров, В.К. Шелег, Н.В. Киршина. КОМПАКТНО-ПОРИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ.	47

И.А.Сосновский, Ю.Н.Гафо, О.О.Кузнечик, С.Е.Клименко, И.И.Грудько, И.П.Трембицкий. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МОДИФИКАТОРОВ ПРИ ИНДУКЦИОННОЙ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ НАПЛАВКЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ.	49
И.И.Образцова. НАНОМАТЕРИАЛЫ ДЛЯ АНТИФРИКЦИОННЫХ СМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ.	51
В.Н.Ковалевский, В.С.Нисс, С.В.Григорьев. ОЦЕНКА КАЧЕСТВА НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ЧАСТИЦЫ ПОРОШКА ПРИ МАГНЕТРОННОМ РАСПЫЛЕНИИ КОМБИНИРОВАННЫХ КАТОДОВ.	52
Л.Н.Образцов. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДОРОЖЕК КАЧЕНИЯ КОЛЕЦ ПОДШИПНИКОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ.	54
Л.С.Богинский, О.П.Реут, В.Т.Шмурадко, В.В.Саранцев ИЗОСТАТИЧЕСКОЕ ПРЕССОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ.	56
Н.А.Руденская, Г.П.Швейкин, Н.В.Соколова, М.В.Руденская. ИМПУЛЬСНОЕ ДЕЛЕНИЕ СФЕРОИДОВ В ПЛАЗМЕННОМ ПОТОКЕ.	58
В.В.Клубович, М.М.Кулак, Л.Л.Платонов. МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗЦОВ БОРИДОВ ТИТАНА ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ.	59
Н.А.Антанович, Е.В. Овчинников, В.А.Лиопо, С.В.Авдейчик, В.В.Андрюкевич. НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ МАШИНО- СТРОИТЕЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФТОРСОДЕРЖАЩИХ МАТРИЦ.	61
Н.А.Антонович, Е.В.Овчинников, Е.И.Эйсымонт, А.В.Струк, В.И.Кравченко. ОСОБЕННОСТИ ВЫБОРА КОМПОНЕНТОВ ДЛЯ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ НАНОКОМПОЗИТОВ.	63
Н.А.Антонович, Е.В.Овчинников, В.В.Гаврилова, Г.Н.Горбацевич, В.В.Воропаев, В.В.Сорокин МАЛОНАПОЛНЕННЫЕ ТРИБО- ТЕХНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФТОРПОЛИМЕРОВ. . .	65
Э.И.Зенькевич, К. фон Борцисковски. НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ И ОРГАНИЧЕСКИХ МОЛЕКУЛ: ПРИНЦИПЫ ФОРМИРОВАНИЯ, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ.	67

РАЗДЕЛ 2. ТЕХНОЛОГИИ УПРОЧНЕНИЯ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ

О.Г.Девойно, А.Ф.Пантелеенко. ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ И СВОЙСТВ БОРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ.	71
Д.Е.Маликов, А.В.Беляков. ПОЛНОПРОФИЛЬНЫЙ РЕМОНТ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН.	72
А.В.Беляков, А.Н.Горбачев, М.Дерета. ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ПРИ УПРОЧНЕНИИ И ВОССТАНОВЛЕНИИ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ПОСЛЕДНИХ СТУПЕНЕЙ ПАРОВЫХ ТУРБИН ТЕПЛОВЫХ И АТОМНЫХ ЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ БЕЗ РАЗЛОПАЧИВАНИЯ РОТОРОВ.	74
А.М.Столин, П.М.Бажин. СВС-ЭКСТРУЗИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ ЭЛЕКТРОДОВ С НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРОЙ ДЛЯ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ.	76
Ф.И.Пантелеенко, Б.Б.Хина, В.В.Саранцев. ВЛИЯНИЕ МАТЕРИАЛА ОСНОВЫ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ.	78
Д.И.Боровик. ПРИМЕНЕНИЕ УСОВЕРШЕНСТВОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С КЕРАМИЧЕСКИМ НАПОЛНИТЕЛЕМ.	80
Ю.Н.Гафо, О.О.Кузнечик, И.А.Сосновский, А.В.Сосновский, С.Е.Клименко. ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ НАПЛАВКИ ИЗНОСОСТОЙКИХ И АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ.	81
А.В.Беляков. ПРОЦЕССЫ АЛИТИРОВАНИЯ И ДИФфуЗИОННОГО ХРОМИРОВАНИЯ СПЛАВОВ ВЖЛ2 И ВЖЛ16 ДЛЯ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ УЗЛОВ СУХОГО ТРЕНИЯ АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ.	83
Е.С.Голубцова, Н.Б.Каледина. ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ АЗОТИРОВАНИЯ, ПЛОТНОСТИ ПРЕССОВОК, ДИСПЕРСНОСТИ ПОРОШКА КРЕМНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ АЗОТИРОВАНИЯ НА СОДЕРЖАНИЕ α -Si ₃ N ₄ ФАЗЫ В СТРУКТУРЕ ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ РЕАКЦИОННЫМ СПЕКАНИЕМ.	85
О.А.Останин. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ОЧАГЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	86

В.В.Рубаник, М.Н.Сарасеко, А.В.Линевич, В.В.Яснoв, Н.Н.Поддубная, С.Н.Юркевич. ФОРМИРОВАНИЕ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ	88
М.А.Красовский, В.А.Лавренко, С.М.Чернега. ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМ Al–Bi и Al–Sb В СРЕДЕ 3 % РАСТВОРА NaCl	90
К.Й.Чой, А.В.Белый, В.А.Кукареко. СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ МАРТЕНСИТНО–СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ТИПА Fe–Co–W, ОБРАБОТАННОЙ ИНТЕНСИВНЫМИ ПОТОКАМИ ИОНОВ АЗОТА	91
М.А.Белоцерковский, А.В.Чекулаев. ПОВЫШЕНИЕ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ НАНЕСЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ГАЗОПЛАМЕННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ ПРОВОЛОК	94
Б.П.Серета, Д.О.Кругляк. ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА МЕДНЫХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ СВЧ	96
О.В.Хренов, А.В.Лешок. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИОНО–ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ	98
Г.Ф.Ловшенко, В.М.Шеменков. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ОБРАБОТКОЙ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ	99
М.А.Леванцевич, К.Й. Чой, И.А.Солдатенков. ВЫБОР ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ВАЛКОВ ПЕЧЕЙ ОТЖИГА ЛИСТОПРОКАТНЫХ СТАНОВ.	101
И.Л.Поболь, И.В.Мурашова, П.В.Рудак. УПРОЧНЕНИЕ НЕПЕРЕТАЧИВАЕМОГО ТВЕРДОСПЛАВНОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПУТЕМ НАНЕСЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ	103
Ю.В.Хлопков. ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВОССТАНОВЛЕННЫХ АВТОТРАКТОРНЫХ ИЗДЕЛИЙ	105
T.Pihl, R.Pihl, V.Vainola. SOME PROPERTIES OF COMBINED BARRIER COATINGS	106
Г.В.Петришин, Е.Н.Демиденко, Е.Ф.Пантелеенко. ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ РАБОЧИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗМЕЛЬЧИТЕЛЕЙ КОРМОУБОРОЧНОЙ ТЕХНИКИ	108
В.М.Константинов, В.Г.Дашкевич. ОСОБЕННОСТИ БОРОХРОМО–АЛИТИРОВАНИЯ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЬНЫХ ПРОВОЛОК	110
Ф.И.Пантелеенко, Г.В.Петришин, А.Ф.Пантелеенко. ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БОРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ В ТЕХНОЛОГИИ МАГНИТНО–АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ	112
М.В.Семенченко. БОРИРОВАНИЕ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЦИКЛИЧЕСКОГО ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОГО НАГРЕВА	113

В.С.Ивашко, В.А.Лойко, К.В.Буйкус. ФОРМИРОВАНИЕ ТРИБО- ТЕХНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ДИСУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА	115
В.С.Ивашко, В.А.Лойко, Л.Н.Поклад. ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ ТОПЛИВНОЙ АППАРАТУРЫ	117
В.Г.Щербаков. АНАЛИЗ ПУТЕЙ СНИЖЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ ДИФфуЗИОННО–ЛЕГИРОВАННЫХ НАПЛАВОЧ- НЫХ ПОРОШКОВ	119
В.М.Константинов, Г.А.Ткаченко. ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТА- ЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЧВОРЕЖУЩИХ ДЕТАЛЕЙ	120
О.О.Кузнечик, К.Е.Белявин, Ю.Н.Сараев, Д.В.Минько. АДАПТИВ- НОЕ УПРАВЛЕНИЕ ПОРОШКОВОЙ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ НАПЛАВКОЙ	122
И.В.Фомихина, Ю.Г.Алексеев, В.С.Нисс. А.Ю.Королев ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МОДИФИЦИРОВАННОГО СЛОЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТНО–ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ	124
О.О.Кузнечик, К.Е.Белявин, Д.В.Минько, И.А.Сосновский, А.В.Сосновский. СИСТЕМА РЕГИСТРАЦИИ БЫСТРОПРОТЕК- АЮЩИХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ СВАРКЕ И НАПЛАВКЕ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	125
В.В.Клубович, В.А.Томило, Е.В.Хрущев. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИ- ЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ УДАРНЫМ ИНСТРУМЕНТОМ	127
М.А.Белоцерковский, А.И.Камко. ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ В ПРОЦЕССЕ ПРИРАБОТКИ И ЭКСПЛУАТАЦИИ	129
М.А.Леванцевич, Н.Н.Максимченко, В.Н.Калач. ПОВЕРХНОСТНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ДЕТАЛЕЙ КУЗНЕЧНО–ПРЕССОВОЙ ОСНАСТКИ	131
М.А.Леванцевич, В.И.Жорник, В.Н.Калач. ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ ЗАДИРОВ В ПОДВИЖНЫХ СОПРЯЖЕНИЯХ СТАНКОВ	132
И.О.Соколов, Н.В.Спиридонов. ФРЕТТИНГ–КОРРОЗИЯ ОПОРНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ТЯЖЕЛОНАГРУ- ЖЕННЫХ ВАЛОВ	134
Т.В.Вигерина. ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ВАЛОВ ПОВЕРХНОСТНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИ- РОВАНИЕМ	136
А.С.Неверов, Ж.Н.Громыко И.В.Приходько. РАЗРАБОТКА СМАЗОЧНО–ОХЛАЖДАЮЩИХ СРЕД НА ОСНОВЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ НИЗКОМОЛЕКУЛЯРНЫХ УГЛЕВОДОРОДОВ И ВОДЫ	138

И.Н.Степанкин, В.М.Кенько, И.А.Панкратов. ФОРМИРОВАНИЕ СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ГРАВЮР ВЫСАДОЧНОГО И ЧЕКАНОЧНОГО ИНСТРУМЕНТА С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ УПРОЧЕНИЕМ ПОВЕРХНОСТИ	139
Е.М.Макушок, Е.Е.Петюшик. ПОДХОДЫ К ПРОБЛЕМЕ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕОРИИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ С ТОЧКИ ЗРЕНИЯ СИНЕРГЕТИКИ И МЕХАНИКИ ВЫНУЖДЕННОЙ САМООРГАНИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ДВИЖЕНИЯ	142
А.П.Кастрюк, В.П.Иванов. ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН	143
М.Л.Хейфец, В.А.Гайко, В.И.Бородавко, А.М.Пынькин. ВЫБОР КОНСТРУКТОРСКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ	145
М.А.Тамаркин, Э.Э.Тищенко. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ОБРАБОТКЕ В ГРАНУЛИРОВАННЫХ РАБОЧИХ СРЕДАХ	147
А.А.Фокин, А.В.Беляков. ПРИЧИНЫ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ ВХОДНЫХ КРОМОК РАБОЧИХ И ВЫХОДНЫХ КРОМОК НАПРАВЛЯЮЩИХ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН И ЗАДАЧИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ	149
В.Э.Завистовский. ВЛИЯНИЕ ПОР НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПОКРЫТИЯ	150
М.Л.Хейфец, Н.Л.Грецкий, С.В.Семенов. КОМБИНИРОВАННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРЕДЕЛЬНО ИЗНОШЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ С ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ И НАПЛАВКОЙ ПРОВОЛОКОЙ	152
И.Н.Головко, Д.Н.Андрианов. ВЛИЯНИЕ ПРИВОДА МЕХАНИЗМА КАЧЕНИЯ КРИСТАЛЛИЗАТОРА МАШИНЫ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК (МНЛЗ) НА КАЧЕСТВО НЕПРЕРЫВНО-ЛИТОГО СЛИТКА	153
А.И.Веремейчик, М.И.Сазонов, В.М. Хвисевич, С. Якушевич. ПЛАЗМОТРОН ДЛЯ ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ	155
В.А.Горохов. ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ И ИНСТРУМЕНТА ППД С УЛУЧШЕНИЕМ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ. . .	157
Ф.И.Пантелеенко, В.А.Писарев, С.Н.Жизнякав. РЕМОНТНАЯ НАПЛАВКА ОБОРУДОВАНИЯ ВО ВНЕЦЕХОВЫХ УСЛОВИЯХ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКИ В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ	159
М.В.Пимонов. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	160

Panteleenko F.I., Afshin Heidari M. NUMERICAL SIMULATION OF WELDING DISTORTION IN THIN PLATES	162
И.Л.Поболь, Д.В.Юшкевич, А.Е.Колесникова. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ТЕХНОЛОГИЙ СВАРКИ	164
А.А.Кречетов. ФОРМИРОВАНИЕ И ТРАНСФОРМАЦИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА НА СТАДИЯХ ЖИЗНЕННОГО ЦИКЛА ИЗДЕЛИЙ	166
Р.А.Понкрашкин. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ НА ОБЩИЙ УРОВЕНЬ ВИБРАЦИИ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ	167
В.В.Слизников. ПРИНЦИПЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ УСТОЙЧИВОСТИ РАЗВИТИЯ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ	169
А.В.Гребенников. ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ КУЗБАССКОГО УГОЛЬНОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ	170
Т.Н.Стрижевская. ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩЕГО ИЗМЕНЕНИЯ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 40Х	172
В.М.Голуб. ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОЛЕЦ ПАР ТРЕНИЯ ТОРЦОВЫХ УПЛОТНЕНИЙ С ИЗНОСОСТОЙКИМ РАБОЧИМ СЛОЕМ	174
М.В.Ситкевич. ПРОЦЕССЫ ДИФфуЗИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ БЕЗ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СПЕЦОБОРУДОВАНИЯ	176
А.С.Калиниченко, В.А.Калиниченко, Д.В.Воробьев. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ В ПРОЦЕССЕ ИОННОГО ОСАЖДЕНИЯ ИЗ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ	177
В.И.Кузьмин, А.А.Михальченко, Е.В.Картаев, Н.А.Руденская. УЗЕЛ КОЛЬЦЕВОГО ВВОДА ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПОТОК ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ	179
Н.А.Руденская, К.Й.Чой, Н.В.Соколова, А.В.Новоселов, М.В.Руденская, Н.Л.Кравченко. КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВЕРХЗВУКОВОГО ПЛАЗМОТРОНА	182
Н.А.Руденская, С.А.Соболев, М.В.Руденская. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПЛАЗМОТРОНА УШР-2 ДЛЯ НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ	185
О.П.Штемпель, А.Л.Лисовский, С.Ф.Денисенко. ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БЕЗОЛОВЯНИСТЫХ БРОНЗ ДИФфуЗИОННЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ	187
Ю.В.Соколов, И.Г.Позняк. СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ В ПРОЦЕССЕ ФОРМОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ НАПЫЛЕНИЕМ	188

О.Г.Девойно, М.А.Кардаполова, О.К.Яцкевич. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМПОНЕНТОВ КОМПОЗИЦИОННОГО КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ДИФФУЗИОННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ, НА ПАРАМЕТРЫ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ НА ЕГО ОСНОВЕ	190
В.Ф.Григорьев, Ю.А.Дакало. МЕТРОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ В ИНЖЕНЕРИИ ПОВЕРХНОСТИ	193
С.М.Чернега, М.А.Красовский. ПРИМЕНЕНИЕ КАРБИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ МИКРОУДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ КАВИТАЦИИ	194
Е.В.Овчинников. МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТОНКОСЛОЙНЫХ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ	195
А.Л.Голозубов. ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССОВ В ЖАРОСТОЙКИХ КРЕМНИЙСОДЕРЖАЩИХ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ПОКРЫТИЯХ И ПРИПОВЕРХНОСТНОЙ ОБЛАСТИ ПОДЛОЖКИ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР	197
В.С.Ивашко. ТЕХНОЛОГИИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ МАШИН	199
В.А.Оковитый. ФОРМИРОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ МЕТОДАМИ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ВЫСОКО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ	201

РАЗДЕЛ 3. КОНТРОЛЬ. ДИАГНОСТИКА. ИСПЫТАНИЯ

В.Г.Дашкевич, С.Ф.Денисенко. ОСОБЕННОСТИ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ ИГЛОПОДОБНОЙ СТРУКТУРЫ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ	208
А.В.Беляков. СТЕНДОВЫЕ ТРИБОХАРАКТЕРИСТИКИ СШП ИЗ СПЛАВА ВЖЛ16 ДЛЯ СТВОРОК ОТСЕКА ПОЛЕЗНОГО ГРУЗА ВКС «БУРАН» ПОСЛЕ ДИФФУЗИОННОГО ХРОМИРОВАНИЯ И АЛИТИРОВАНИЯ	209
Н.Г.Березкина, И.О.Лейпунский, А. Н.Горбачев, А.В.Беляков. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ АММИАЧНОГО ОТКЛИКА ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ МЕТАЛЛА ТЕПЛОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ	211
А.С.Глинка. ОЦЕНКА КАЧЕСТВА ДЕТАЛЕЙ МАШИН С ПРИМЕНЕНИЕМ СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ	213

Д.Г.Соколов, А.В.Беляков. СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ НА ЭРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ. . .	214
И.Е.Загорский. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗОНАНСНЫХ СХЕМ В ВИХРЕТОКОВЫХ МЕТОДАХ КОНТРОЛЯ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ	215
В.Ф.Матюк, М.А.Мельгуй, Д.А.Пинчуков. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ЦЕМЕНТАЦИИ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ МНОГОПАРАМЕТРОВЫМ МЕТОДОМ	217
В.Ф.Матюк, В.Н.Бусько, В.А.Бурак. УСТОЙЧИВОСТЬ ГРАДИЕНТА НОРМАЛЬНОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ ПОЛЯ ЛОКАЛЬНОЙ ОСТАТОЧНОЙ НАМАГНИЧЕННОСТИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА СТАЛЕЙ К ВОЗДЕЙСТВИЮ РАСТЯГИВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ .	219
И.В.Мирошин. ВЛИЯНИЕ ИСТОРИИ НАГРУЖЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛА НА СИГНАЛЫ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ, РЕГИСТРИРУЕМЫЕ В ПРОЦЕССЕ РЕЗАНИЯ	221
В.Ф.Матюк, А.В.Стрелюхин, А.А.Осипов. МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНОГО МАГНИТНОГО СОСТОЯНИЯ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ С УЧЕТОМ НЕЛИНЕЙНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА.	223
В.Ф.Матюк, А.А.Осипов, А.В.Стрелюхин. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНОЙ МАГНИТНОЙ ИНДУКЦИИ ВДОЛЬ ПОЛОГО СТЕРЖНЯ КРУГЛОГО СЕЧЕНИЯ, НАМАГНИЧЕННОГО В ОДНОРОДНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ.	225
А.Б.Логов, Р.Ю.Замараев, А.А.Логов. МЕТОД АНАЛИЗА И ВЫБОРА РЕЖИМОВ УНИКАЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ.	227
С.Г.Сандомирский, Э.Б.Синякович. МАГНИТНЫЙ КОНТРОЛЬ ГЛУБИНЫ ТВЧ-ЗАКАЛЕННОГО СЛОЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ ОСЕЙ ДВИГАТЕЛЕЙ.	228
О.В.Холодилов, С.В.Короткевич, В.В.Кравченко, А.В.Янчилик. СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКОГО ЗОНДИРОВАНИЯ ПРИ ДИАГНОСТИРОВАНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МАСЕЛ.	231
П.Н.Богданович, Д.А.Близнац, Д.В.Ткачук. АБРАЗИВНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ НЕОРГАНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	233
В.В.Бурченков. МОНИТОРИНГ ТЕПЛОВОГО КОНТРОЛЯ ПОДВИЖНОГО СОСТАВА.	235
А.Л.Майоров, Г.Е.Коновалов, М.В.Асадчая. АВТОМАТИЗАЦИЯ КОНТРОЛЯ ДЕФЕКТОВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ.	237
А.Р.Баев, А.Л.Майоров, В.В.Парадинец. ОЦЕНКА ГЛУБИНЫ ЗАКАЛЕННЫХ СЛОЕВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ АКУСТИЧЕСКИХ ИЗМЕРЕНИЙ.	239

М.С.Махалов. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ УПРОЧНЕННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТОДАМИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ.	241
В.Н.Бусько, В.Л.Венгринович, А.В.Макаров. К ВОПРОСУ О КОНТРОЛЕ ЛАЗЕРНО–УПРОЧНЕННЫХ СЛОЕВ МЕТОДОМ ЭФФЕКТА БАРКГАУЗЕНА.	243
А.Ф. Ильющенко, И.В. Фомихина, Л.В. Маркова. ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТЕРИЕВ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ ПОЛЕВОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ.	245
В.Р.Чурило, В.И.Шарандо. О ВОЗМОЖНОСТЯХ ЭКСПРЕСС–КОНТРОЛЯ УГЛЕРОДА В СТАЛЯХ МАГНИТОДИНАМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ.	246
Ф.И.Пантелеенко, А.С.Снарский. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИЕМЫ РАЗРАБАТЫВАЕМОЙ МЕТОДИКИ КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ.	248
А.Н.Смирнов, А.В.Бенедиктов. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО–ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПОЛЕЙ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА АКУСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПАРОПРОВОДОВ ТЭС.	250
Н.В.Абабков, А.О.Хасанов, А.А.Качаев. ВЫЯВЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ МИКРОПОВРЕЖДЕННОСТЕЙ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОБЪЕКТАХ КОТЛОАДЗОРА СПЕКТРАЛЬНО–АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ. .	253
Ф.И.Пантелеенко, А.С.Снарский. КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА СОСТОЯНИЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ПО МЕХАНИЧЕСКИМ, МАГНИТНЫМ И СТРУКТУРНЫМ ХАРАКТЕРИСТИКАМ.	256
В.Ю.Блюменштейн, Л.Н.Образцов. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИИ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ПРИМЕНЕНИЯ СМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ С НАНО–СТРУКТУРНЫМИ АЛМАЗАМИ.	258

Научное издание

ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Сборник материалов
II Международной научно-практической конференции

Подписано в печать 20.05.2010.

Формат 60×84¹/₈. Бумага офсетная.

Отпечатано на ризографе. Гарнитура Таймс.

Усл. печ. л. 15,75. Уч.-изд. л. 12,32. Тираж 200. Заказ 514.

Издатель и полиграфическое исполнение:

Белорусский национальный технический университет.

ЛИ № 02330/0494349 от 16.03.2009.

Проспект Независимости, 65. 220013, Минск.