

# ИНЖЕНЕР- МЕХАНИК

№ 3 (56)  
июль – сентябрь  
2012

Республиканский межотраслевой производственно-практический журнал  
Издается с июля 1998 года  
Выходит один раз в три месяца

Учредитель — Белорусское общество инженеров-механиков

Главный редактор академик С.А. Астапчик

Редакционная коллегия: М.С. Высоцкий, М.А. Андреев, В.Н. Дашков, А.М. Захарик, А.Б. Зуев, В.Л. Колпашиков, Л.Н. Крупец, Д.И. Корольков, Г.С. Лягушев, Е.И. Медвецкий, М.Г. Мелешко, С.А. Чижик

Адрес редакции:

220141, Минск, ул. Купревича, 10 (ранее Жодинская, 4)

тел./ факс 203-88-80; 226-73-36

E-mail: mail@boim.by

Свидетельство о регистрации № 1132 от 21.04.1998

Подписной индекс 00139

Компьютерная верстка Н.В. Райченко

Подписано в печать 28.09.2012.

Формат 60×84/8. Бумага офсетная.

Гарнитура «Таймс». Печать офсетная.

Усл. печ. л. 5,6. Уч.-изд. л. 4,7.

Тираж 250 экз. Заказ № 292.

Цена номера договорная.

Отпечатано с оригинал-макета заказчика в ГНУ «Физико-техническом институте НАН Беларуси».

Лицензия ЛП № 02330/0494176 от 3.04.2009 г.

220141, г. Минск, ул. Купревича, 10.

## СОДЕРЖАНИЕ

### Материалы конференции

VII Международная научно-техническая конференция «Современные методы и технологии создания и обработки материалов» Минск, 19–21 сентября 2012 г. .... 2

Энергоэффективные и ресурсосберегающие технологии керамики на основе оксида алюминия и диоксида циркония. .... 4

Использование техногенных отходов при производстве высокопористых ячеистых корундовых материалов. .... 7

Наноструктурные пленочные материалы и нанопроволоки. .... 9

Объемные наноструктурированные сплавы с эффектами памяти формы и сверхупругости. .... 14

Разработка технологии создания защитного покрытия на основе сульфида цинка для голографических изображений. .... 18

Государственные научно-технические программы — элемент инновационной политики Беларуси. .... 23

Инновационное развитие Республики Беларусь. .... 25

Устройства запуска беспилотных летательных аппаратов. .... 27

Первые результаты выплавки чугуна и стали в дуговой печи постоянного тока Бобруйского машиностроительного завода. .... 31

### Разработки ученых и специалистов

Разработка полунатурного моделирующего стенда динамики полета малоразмерного беспилотного летательного аппарата. Структура стенда и описание используемых систем координат. .... 37

### Из истории авиации

Звезды и тернии. .... 43

## VII МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ И ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ И ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ Минск, 19–21 сентября 2012 г.

В период с 19 по 21 сентября 2012 г. в Физико-техническом институте НАН Беларуси прошла VII международная научно-техническая конференция «Современные методы и технологии создания и обработки материалов». Традиционно эта конференция привлекает внимание специалистов в области материаловедения, высокоэнергетических технологий, процессов обработки металлов и сплавов давлением из различных стран. В текущем году в ее работе приняло участие свыше 130 ученых и специалистов из России, Украины, Казахстана, Германии, Китая, Испании, Беларуси, Вьетнама и других стран. В ходе работы конференции заслушано 155 докладов и сообщений.

В рамках пленарных заседаний конференции заслушаны доклады академика НАН Украины О.М. Ивасишина, в котором рассмотрены новые направления научных исследований, получившие развитие в Институте металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, д.т.н. В.Е. Овчаренко, посвященный новым технологическим процессам, получения мультимодальных защитных покрытий высокопрочных инструментальных материалов и развиваемым в настоящее время Институтом физики прочности и проблем материаловедения Сибирского отделения РАН. Новые перспективы исследований в области обработки материалов с применением интенсивной пластической деформации, зародившихся в ФТИ НАН Беларуси несколько десятилетий тому назад легли в основу совместных докладов, представленных Нижегородским государственным университетом им. Н.И. Лобачевского, ОАО «ОКБМ Африкантов» (г. Нижний Новгород) и ФТИ НАН Беларуси. В докладе генерального директора Научно-практического центра НАН Беларуси по материаловедению В.М. Федосюка рассмотрены

новые результаты исследований в области наноструктурных магнитных материалов. В докладах А.А. Шипко и А.С. Замыслова рассмотрены актуальные вопросы формирования и реализации программ научных исследований, а также научно-технических программ, являющихся важным инструментом инновационного развития республики.

На заседаниях секции «Конструкционные и функциональные материалы в современной технике, методы их получения, материалы для микро- и наноэлектроники» были заслушаны доклады ведущих отечественных и зарубежных ученых, научных сотрудников и аспирантов. Вниманию участников конференции были представлены доклады многих известных научных школ Беларуси и других стран. Доклады, включенные в программу конференции вызвали большой интерес и сопровождались активными дискуссиями. Можно отметить доклады представителей Российского химико-технологического университета им. Д.И. Менделеева (г. Москва), Центрального научно-исследовательского института материалов (г. Санкт-Петербург), Южно-Уральского государственного университета (г. Челябинск), ФТИ НАН Беларуси (г. Минск). В докладе профессора Н.А. Макарова (Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева) рассмотрены результаты актуальных исследований процессов консолидации частиц керамики различного состава. Его коллега Д.О. Лемешев в своем выступлении, также охватил большой пласт научно-исследовательских работ, проведенных сотрудниками университета. Оба доклада отмечены дипломами конференции. Дипломом конференции также отмечено выступление к.т.н. К.Б. Подболотова, представившего доклад, посвященный созданию

термостатного материала, способного противостоять колебаниям температур на основе содержащейся керамики. К.т.н. Н.М. Чекан представил интересный доклад о разработке композиционного материала для узлов трения космических аппаратов. Доклад также был отмечен дипломом конференции. Оживленную дискуссию вызвал доклад А.В. Абрамовой (ООО «Виатех», г. Москва), подготовленный по результатам работ в научных организациях России и Израиля. Тема доклада – нанесение антибактериальных покрытий на текстиль с созданием установки.

Широкий круг вопросов модифицирования поверхности и создания слоев с различным уровнем физико-механических свойств рассматривался на заседании секции «Высокоэнергетические технологии получения и обработки материалов. Технологии и оборудование инженерии поверхностей». Результаты научных исследований и технологические разработки представили как научные академические организации (ФТИ НАН Беларуси, Институт сильноточной электроники, Институт физики прочности и материалов Сибирского отделения Российской академии наук, Институт электросварки им. Платона НАН Украины), так и учреждения образования (БГУ, БНТУ, БГТУ, БарГУ). В представленных научных докладах получили дальнейшее развитие разработки, относящиеся к ионно-лучевому воздействию, индукционному нагреву, лазерной обработке, различным технологиям вакуумного осаждения защитных слоев. Необходимость научного сопровождения технологических разработок подтвердили результаты исследований структуры, механических свойств материалов, подвергнутых различным видам обработки, по-

зволившие обеспечить повышение их эксплуатационных свойств, в частности, высокопрочного чугуна, сплавов на основе алюминия и титана, хромистых сталей, твердого сплава. Можно отметить ряд научных работ, посвященных упрочнению дереворежущего инструмента различными методами: магнитно-импульсная обработка, осаждение вакуумно-плазменных покрытий, химико-термическая обработка. Как показали проведенные исследования, стойкость инструмента возможно повысить в 1,2–3,0 раза в зависимости от вида древесины.

Отличительной особенностью докладов, представленных в секции «Технологические процессы обработки металлов давлением, получения материалов с применением технологий литья» являлась прикладная направленность докладов и дискуссий. Доклады содержали результаты исследований по научно-техническому обеспечению развития крупнейших промышленных предприятий республики (МТЗ, МАЗ, ММЗ, БМЗ, Гомсельмаш и др.). Большую заинтересованность в использовании новых технологических процессов, в частности, поперечно-клиновой прокатки и точной штамповки на своем предприятии высказал представитель российского предприятия ОАО «Белебеевский завод «Автономаль». Выступившие на конференции гости из Китайской Народной Республики познакомили участников конференции с достижениями в области деформационных технологий и их математического моделирования. Интересный доклад «Анализ условий, приводящих к образованию сварного соединения при горячей поперечно-клиновой прокатке слоистых деталей» представил сотрудник ФТИ НАН Беларуси В.В. Петренко.

УДК 666.3-135:620.97

## ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫЕ И РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Н.А. Макаров

ФГБОУ ВПО Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева  
г. Москва, Россия

*Describes new promising construction ceramics developed in MUCTR Department of Ceramics and Refractories with sintering temperature 1350–1550 °C. This can be achieved by use of sintering aids based on eutectic compositions, and general criteria for selecting such compositions are laid out. Scientific experience shows that ceramic materials in binary system  $Al_2O_3 - ZrO_2$  doped with various eutectics can widely be used for manufacturing parts of valves and control elements, certain types of cutting tools, thread feeders, wear-resistant grinding media and such.*

Концепции преобразования российской промышленности предполагают создание технологичных принципиально новых материалов, обеспечивающих развитие различных секторов экономики. Керамика характеризуется совокупностью уникальных физико-технических свойств, которыми не обладает практически ни один иной класс материалов. Одними из наиболее перспективных оксидных материалов в современной технике благодаря высокой механической прочности, трещиностойкости, износостойкости, твердости, огнеупорности, химической стойкости являются материалы на основе системы  $Al_2O_3 - ZrO_2$ .

Несмотря на существование широкой гаммы керамических материалов различного назначения, разработанных на основе оксида алюминия и системы  $Al_2O_3 - ZrO_2$ , высокая энерго- и ресурсоемкость их изготовления растущие требования научно-технического прогресса заставляют осуществлять поиск путей создания новой керамики, обладающей высоким уровнем физико-механических характеристик, но гораздо более низкой температурой спекания. Подобное возможно только посредством направленного управления формированием структуры оксидной керамики, основываясь на существующих взаимосвязях в цепочке состав – структура – свойство – технология, что является надежным способом интенсификации технологических процессов, снижения себестоимости и повышения качества готовой продукции. Один из путей решения поставленных задач — использование в качестве модификаторов добавок эвтектических составов.

Цель работы состоит в выявлении закономерностей формирования структуры материалов на основе системы  $Al_2O_3 - ZrO_2$ , модифицированных добавками эвтектических составов, а также в разработке методов управления структурой, что позволит создать энерго- и ресурсоэффективные технологии керамических материалов, обладающих высоким уровнем физико-механических свойств и температурой спекания 1350–1550 °C.

Основные задачи при конструировании материалов с принципиально новыми свойствами заключаются в установлении взаимосвязи в ряду состав – структура – свойства – технология; сочетании принципиально новых подходов к выбору модифицирующих компонентов и совершенствованию имеющихся технологических принципов.

В основе технологии материалов системы  $Al_2O_3 - ZrO_2$  лежат принципы создания прямосвязанных структур при тождественности структурных характеристик слагающих керамику кристаллических фаз. Для обеспечения высокой прочности возникает необходимость обеспечить плотное срастание кристаллов при отсутствии пористости, что требует высокотемпературных обжигов. Энергозатратность этих процессов заставляет искать способы управления формированием микроструктуры за счет использования добавок, приводящих к снижению температур спекания при сохранении высокого уровня механических характеристик.

Перспективным способом управления процессом формирования структуры материалов на основе системы  $Al_2O_3 - ZrO_2$  представляется ис-

пользование в качестве модификаторов добавок структурированных эвтектических составов (эвтектических добавок, СЭЖ) в силу минимальных температур плавления, наличия структурированных элементов в жидкости, несущих «генетическую» память о кристаллических фазах эвтектики, упорядоченного мелкокристаллического строения. Следовательно, массоперенос при спекании материала представляется возможным регулировать посредством оптимизации состава, структуры и свойств жидкой фазы на основании знаний о физико-химии процессов высокотемпературной обработки.

В качестве основных материалов в работе применяли глиноземы марок ГН-1 и ГЛМК. Глинозем марки ГН-1 предварительно измельчали мокрым способом в шаровой мельнице корундовыми шарами. Размер кристаллов корунда по данным петрографического анализа составляет 4–6 мкм.

Глинозем ГЛМК (легирован 0,25 мас. % MgO) измельчали аналогично в течение 24 (ГЛМК-1) или 48 (ГЛМК-2) ч. Фазовый состав глинозема представлен  $\alpha$  –  $Al_2O_3$  в количестве 97 %, шпинелью и около 1 % примеси стекловидной фазы. Размер кристаллов корунда по данным петрографического анализа составляет 2–3 мкм для ГЛМК-1 и 1–2 мкм для ГЛМК-2.

В гидроксид алюминия вводили гидрокарбонат магния из расчета модифицирования синтезируемого оксида 0,25 мас. % MgO. Порошок прокачивали при температуре 1300 °С. Скорость нагревания составляла 3 град/мин. В дальнейшем этот материал обозначен  $Al_2O_3$  – Г. Размер кристаллов корунда по данным петрографического анализа составляет 0,5–1,5 мкм.

Для изготовления оксида алюминия методом гетерофазного осаждения в качестве исходного материала использовали  $AlCl_3 \cdot 6H_2O$ .

В осажденный гидроксид алюминия вводили соль магния из расчета 0,25 мас. % MgO по отношению к  $Al_2O_3$ . Материал затворяли дистиллированной водой или ацетоном и измельчали вибропомолом. В первом случае материал обозначен  $Al_2O_3$  – X – 1, во втором случае –  $Al_2O_3$  – X – 2.

Порошок прокачивали при температуре 1250 °С. После прокачивания материал измельчали мокрым способом в тех же условиях. Суспензии высушивали при температуре 80–100 °С. Размер частиц — менее 1 мкм.

Методом совместного осаждения из хлорида алюминия и оксихлорида циркония синтезировали материал в системе  $Al_2O_3$  –  $ZrO_2$ , содержащий 20 мас. % диоксида циркония.

Технология получения порошка соосажденной смеси гидроксидов аналогична синтезу  $Al_2O_3$  – X. Порошок прокачивали при 1350 °С с выдержкой 3 ч. Перед измельчением исходной смеси гидроксидов помимо соли магния добавляли хлорид иттрия в расчете на стабилизацию  $ZrO_2$  3-мя мол. %  $Y_2O_3$ . Размер частиц порошков  $Al_2O_3$  –  $ZrO_2$  по данным оптической микроскопии – менее 1 мкм.

В качестве упрочняющего компонента использовали порошок частично стабилизированного диоксида циркония, полученный химическим осаждением из оксихлорида циркония в концентрированный раствор аммиака. Методика гетерофазного осаждения аналогична методике получения порошка  $Al_2O_3$  – X. После осаждения гидроксида циркония к последнему добавляли хлорид иттрия в расчете на стабилизацию  $ZrO_2$  3-мя мол. %  $Y_2O_3$ . Полученную композицию затворяли ацетоном и измельчали в барабанах вибромельницы шарами из  $ZrO_2$  при соотношении мелющие тела : ацетон : материал 5:3:1. Суспензию высушивали при 80 °С, порошок протирали через сито № 05.

Твердый раствор на основе  $ZrO_2$  синтезируется при температуре 560 °С. Поэтому, исходный порошок прокачивали при 600 °С. Размер частиц порошков  $ZrO_2$  по данным оптической микроскопии — менее 1 мкм.

Кроме того, в работе использовали каолин, бентонит и тальк, которые являются компонентами шихты для изготовления мелющих тел.

Модификатор MnO –  $Al_2O_3$  –  $SiO_2$  вводили в глиноземы различных марок, а также в  $Al_2O_3$  – Г, в количествах 2–5 % мас. Использование ГЛМК-2 и  $Al_2O_3$  – Г позволяет при содержании добавки 4 % мас. получить плотный материал с пределом прочности при изгибе  $370 \pm 40$  МПа.

Введение ЧСДЦ дает возможность получать плотную керамику при содержании СЭЖ 4 % мас. Предел прочности при изгибе для материала на основе  $Al_2O_3$  – Г при введении эвтектики в количестве 5 % мас. составляет  $550 \pm 40$  МПа, для керамики на основе системы  $Al_2O_3$  –  $ZrO_2$  (4:1) —  $580 \pm 50$  МПа. Все материалы характеризуются высокими модулями Вейбулла, что свидетельствует о равномерности их микроструктуры. Наилучшими свойствами обладает керамика, синтезированная на основе  $Al_2O_3$  – Г и  $Al_2O_3$  –  $ZrO_2$  – 2.

Исследования свойств материалов с добавкой FeO –  $Al_2O_3$  –  $SiO_2$  показывают, что плотную керамику удастся синтезировать при температуре 1500 °С и содержании добавки 4 % мас. Введение 5 % мас. добавки позволяет снизить температуру спекания до 1450 °С. Максимальный предел проч-

ности при трехточечном изгибе —  $345 \pm 30$  МПа — наблюдается для керамики, содержащей 5 % мас. добавки и обожженной при температуре  $1500$  °С.

При введении ЧСДЦ в количестве 30 % мас. удаётся при  $1400$  °С синтезировать материал с прочностью при изгибе  $540 \pm 55$  МПа. Обжиг при  $1500$  °С приводит к увеличению прочности до  $630 \pm 50$  МПа. Керамика, содержащая 20 % мас. ЧСДЦ и обожженная при  $1450$  °С, обладает пределом прочности при изгибе  $\sim 600 \pm 50$  МПа и модулем Вейбулла, равном 17.

Плотный материал синтезирован при температуре  $1500$  °С и использовании 4 % мас. модификатора в системе  $ZnO - Al_2O_3 - SiO_2$ . Предел прочности при трехточечном изгибе —  $342 \pm 40$  МПа — характерен для керамики, содержащей 5 % мас. добавки и обожженной при температуре  $1500$  °С.

Введение 10 % мас. ЧСДЦ позволяет синтезировать плотный материал с пределом прочности при изгибе  $467 \pm 55$  МПа при температуре  $1500$  °С. Керамика, содержащая 20 % мас. ЧСДЦ и обожженная при  $1450$  °С, характеризуется прочностью  $450 \pm 55$  МПа и модулем Вейбулла, равном 16.

Управление процессом формирования микроструктуры керамики может быть достигнуто за счет использования в качестве модификаторов нескольких оксидов, образованных элементами 2 группы Периодической системы.

Так, в системе  $CaO - ZnO - SiO_2$  выбраны 4 эвтектические точки, условно обозначенные CZS-1, CZS-2, CZS-3, CZS-4, имеющие температуры плавления  $1170$ ,  $1295$ ,  $1345$  и  $1360$  °С, соответственно.

Наилучшие свойства характерны для материалов, модифицированных добавкой CZS-1. Плотную керамику удаётся синтезировать при температуре  $1500$  °С, содержание добавки составляет 4 % мас. Введение ЧСДЦ приводит к улучшению свойств. Максимальные значения прочности ( $450 \pm 32$  МПа) наблюдаются при введении 5 % мас. добавки и температуре обжига  $1450$  °С.

Материал, содержащий 5 % мас.  $CaO - ZnO - SiO_2$ , 2 % мас.  $MgO - SiO_2$  и 20 % мас. ЧСДЦ, обожженный при  $1450$  °С, характеризуется пределом прочности при изгибе, равном 510 МПа. Модуль Вейбулла для такой керамики составляет 15.

В качестве СЭЖ могут быть использованы инвариантные точки CZAS-1, CZAS-2, CZAS-3 с температурами плавления  $1320$ ,  $1275$ ,  $1250$  °С, соответственно.

Температура плавления добавки CZAS-1 слишком высока, и, несмотря на большую кислотность

модификатора, ее введение не позволяет синтезировать керамику с высоким уровнем свойств. Наиболее эффективна, с точки зрения воздействия на процесс спекания, добавка CZAS-3.

Показатели пористости ниже, а механической прочности выше у образцов на основе соосаженных оксидов алюминия и циркония. Для керамики, полученной на основе глинозема ГЛМК, соответствующие характеристики ниже, нежели для материалов, синтезированных из  $Al_2O_3 - \Gamma$ .

Введение модификатора CZAS-3 позволяет синтезировать керамику с механической прочностью  $600 \pm 45$  МПа на основе соосаженных материалов и  $540 \pm 43$  МПа — на основе  $Al_2O_3 - \Gamma$ .

Эффективным способом регулирования микроструктуры и свойств материалов является использование титансодержащих эвтектических добавок. Так, введение в  $Al_2O_3 - \Gamma$  1 % мас. добавки  $ZnO - TiO_2$  позволяет получить плотную керамику при температуре  $1450$  °С. Механическая прочность при этом составляет  $310 \pm 20$  МПа.

Значительных успехов в управлении формированием микроструктуры керамики удаётся достичь за счет введения в состав материала 2,5 % мас.  $MnO - TiO_2$ . Плотная керамика с прочностью 300 МПа синтезирована при температуре  $1350$  °С. Введение в материал ЧСДЦ дает возможность получить механическую прочность на уровне  $520 \pm 25$  МПа.

Одной из важнейших проблем в технологии циркониевой керамики является то, что диоксид циркония при температурах  $1100 - 1200$  °С подвержен интенсивной рекристаллизации, приводящей к падению механической прочности. Эффективный способ ее предотвращения — воздействие на зерна диоксида циркония внешней сжимающей нагрузкой за счет введения в состав материала второй фазы, роль которой отводится оксиду алюминия. Температура спекания таких материалов находится в пределах  $1600 - 1650$  °С. Последнее заставляет осуществлять поиск новых энерго- и ресурсосберегающих технологий подобной керамики. Для управления структурой и свойствами керамики использовали модификатор CZAS-3.

Независимо от количества вводимой модифицирующей добавки при содержании 10 мас. %  $Al_2O_3 - \Gamma$  на кривых наблюдается максимум, проходящий на температуру  $1500$  °С. Большей прочностью обладают материалы, содержащие в своем составе 3 % мас. эвтектической добавки.

Аналогичны тенденции изменения прочностных свойств керамики, содержащей 20 % мас.

$\text{Al}_2\text{O}_3 - \Gamma$ . Наибольшей механической прочностью —  $800 \pm 30$  МПа — обладает материал, содержащий 3 % мас. добавки эвтектического состава и обожженный при температуре  $1500^\circ\text{C}$ .

По результатам работы:

1. На основе оксида алюминия и системы  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  посредством введения модификаторов эвтектических составов  $\text{M}'_x\text{O}_y - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{M}''_n\text{O}_m$ , где  $\text{M}''_n = \text{Si}^{4+}, \text{Ti}^{4+}$ , создана технология высокоплотных керамических материалов, обладающих мелкокристаллическим строением, пределом прочности при трехточечном изгибе  $500-600$  МПа, имеющих температуру спекания на уровне  $1350-1550^\circ\text{C}$ , перспективных для применения в различных областях техники.

2. На основе диоксида циркония посредством введения эвтектической добавки в системе  $\text{CaO} - \text{ZnO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$  и 20 % мас.  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \Gamma$  разработана технология керамики, обладающей мелкокристаллическим строением, пределом прочности при трехточечном изгибе  $800 \pm 30$  МПа, имеющей температуру спекания  $1500^\circ\text{C}$ , перспективной для применения в качестве конструкционной.

3. Синтезирована керамика с температурой спекания  $1500-1520^\circ\text{C}$ , нашедшая применение в качестве мелющих тел. Лучший из разработанных материалов приблизительно в 3 раза превосходит уралит при измельчении электрокорунда,

в 8 раз — при помоле кварцевого песка и в 14 раз — при измельчении керамических красок. Проведены опытно-промышленные испытания материалов. Установлено, что по показателям износостойкости и размолоспособности мелющие тела не уступают лучшим зарубежным аналогам.

4. Получена партия порошка эвтектической добавки  $\text{MnO} - \text{TiO}_2$  с целью ее использования в производстве торцевых уплотнений для водяных насосов.

5. Изготовлены кольца из износостойкой керамики на основе оксида алюминия с добавкой эвтектического состава в системе  $\text{MnO} - \text{TiO}_2$ , а также  $\text{ZrO}_2$  для испытания в качестве сопел струйных мельниц.

6. Разработаны технические условия и технологические инструкции на керамические материалы «КОРТИМ» и «НТК-1», предназначенные для изготовления керамических изоляторов, применяемых в производстве вакуумплотных металлокерамических узлов изделий радиоэлектронной техники. Инструкции внедрены в производство.

7. Результаты работы нашли применение в учебном процессе при организации подготовки инженеров по специальности «Химическая технология тугоплавких неметаллических и силикатных материалов», бакалавров и магистров по направлению «Химическая технология».

УДК 666.641: 544.478-03

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ВЫСОКОПОРИСТЫХ ЯЧЕЙСТЫХ КОРУНДОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

*Д.О. Лемешев, И.А. Козлов, Д.И. Бирюков*

*ФГБОУ ВПО Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева  
г. Москва, Россия*

*The work shows the possibility of using industrial wastes in the production of highly porous cellular materials for alumina catalyst supports, high-temperature catalysts, filters for iron.*

*The use of marriage in the production can significantly enhance the performance of finished products, such as heat resistance, corrosion resistance and thermal conductivity. In addition, the use of industrial wastes to reduce the sintering temperature of these materials.*

В настоящее время в качестве носителей катализаторов для проведения жидкофазных процессов используют активированный уголь, цеолиты, оксид алюминия и др. в виде гранул, таблеток и экструдантов. Такие катализаторы имеют ряд серьезных недостатков: низкую механическую прочность, высокое гидравлическое сопротивление, подвержены разрушению при контакте с перемешивающими устройствами и, как следствие этого, теряют каталитическую активность, попадают в продукты реакции, что приводит к необходимости дополнительных операций по их очистке, осложняя тем самым технологический процесс и удорожая целевой продукт.

Поэтому разработка промышленной технологии блочных высокопористых ячеистых материалов (ВПЯМ), носителей (ВПЯН) и, на их основе катализаторов (ВПЯК), способных предотвратить вышеназванные недостатки, актуальна. Выбор типа пористого проницаемого материала для изготовления фильтрующих элементов зависит от условий эксплуатации этих изделий.

Целью данной работы являлась оптимизация существующего состава, благодаря использованию брака готовых изделий в производстве корундовых ВПЯМ. Введение брака готовых изделий предпочтительно, как с экономической точки зрения, так и с экологической.

Для получения ВПЯМ используется метод дублирования полимерной матрицы. Наиболее сложной задачей является удаление избытка шликера при сохранении по возможности более однородного слоя керамического порошка на поверхности пенополиуретана (ППУ). Применяемый для жестких пенополиуретанов метод центрифугирования совершенно непригоден для эластичных ППУ, избыток шликера из которых удаляют отжатием. Отжатие прокаткой через валки может быть как одно–двукратным, так и многократным. Для лучшего удаления избытка шликера применяют также и отжатие через валки между двумя кусками непропитанного пенополиуретана с

близким или одинаковым с пропитываемым куском диаметром ячейки.

В нашей работе использовался способ равномерного распределения шликера в заготовках сложной формы с прямоугольным поперечным сечением. Подача блока или профилированных изделий из пенополимера осуществляется сверху. В промежуток между первыми и вторыми валками подается шликер, который по мере прохождения через зазоры попарно расположенных валков распределяется в пенополимере. Заготовка при этом многократно сжимается и перекручивается. В конце расположены валки со сложным профилем, соответствующим форме пропитываемого изделия. На этих валках достигается равномерное сжатие всех частей заготовки, обеспечивающее более высокое качество пропитки и, в конечном счете, готового изделия.

Полученные таким образом заготовки высушивали в два этапа: образцы «подвяливали» при комнатной температуре, затем в сушильном шкафу при температуре не более 120 °С.

Обжиг проводили в электропечи сопротивления с карбидкремниевыми нагревателями с выдержкой при конечной температуре 1500 °С.

На полученных образцах были определены значения коррозионной стойкости и механической прочности.

В результате проделанной работы можно сделать выводы:

1. Введение боя в количестве до 20 масс. % не приводит к снижению механических и эксплуатационных характеристик готовых изделий.
2. Коррозионная стойкость образцов с 20 масс. % боя выше, чем у контрольных образцов без боя.

Благодаря введению боя готовых изделий можно существенно снизить затраты на производство высокопористых ячеистых материалов, а следовательно и снизить цену на готовую продукцию. Кроме того, использование боя в производстве ВПЯМ позволяет решить проблему его утилизации.



# НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПЛЕНОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И НАНОПРОВОЛОКИ

*В.М. Федосюк*

*ГНПО «Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению»*

*Институт физики твердого тела и полупроводников НАН Б*

*г. Минск, Беларусь*

## Введение

Среди магнитных наноматериалов [1–3] гранулированные (или так называемые наноструктурные) пленочные материалы занимают особое место. Они представляют собой нановключения ферромагнитного металла (Co, Ni, Fe и их сплавы) в диа- (n-p Cu, Ag) либо парамагнитной (n-p Re) матрице. Первоначально интерес к таким объектам появился вследствие открытия в них (как ранее и в мультислойных пленках пленочных структурах [4]) также эффекта гигантского изотропного магнитного сопротивления (ГМС) [5]. Позже нанокластерные пленки стали рассматриваться как весьма перспективный материал — среда для сверхвысокоплотной магнитной записи [6], а также как основа для создания магнитных охлаждающих устройств.

Для получения нанокластерных материалов используются различные методики: молекулярно-лучевая эпитаксия, различные типы вакуумного напыления (электронно- и ионно-лучевое, магнетронное, лазерное) и т.д. Метод электролитического осаждения отличается от них прежде всего своей относительной простотой и низкой себестоимостью [3].

## Гранулированные пленки сплавов CuCo

Система CuCo притягательна тем, что при комнатной температуре медь и кобальт практически не растворимы друг в друге, и поэтому удобны для получения метастабильных сплавов.

Ранее [4] в наших работах на системах CoFeP, CoW и CoNiW, элементы которых являются ограниченно растворимыми друг в друге, мы показали, что тем не менее указанные сплавы были однородными. Поэтому казалось весьма вероятным, что сплавы CuCo, полученные при подобных условиях также будут однородными. Как мы покажем ниже, оказались все не так.

Пленки сплавов CuCo получались методом электролитического осаждения на медные и алюминевые подложки, а также ситалл с химически нанесенным аморфным немагнитным подслоем фосфида никеля NiP из электролита состава, в г/л:  $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$  — 30;  $\text{CoCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  — 3,3;  $\text{H}_3\text{BO}_3$  — 6,6;  $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  — 23,3;  $\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  — от 10 до 30 при кислотности электролита  $\text{pH} = 6,0$ , его температуре 20 °C и катодной плотности тока  $D_k = 5 \text{ mA/cm}^2$ . Содержание кобальта в пленках CuCo задавалось концентрацией его ионов в электролите и составляло от 6 до 20 ат%.

Атомный состав пленок определялся рентгено-флюоресцентным анализом, а также химическим способом. Для структурных исследований использовался рентгеновский дифрактометр «Дрон-3М» на излучении  $\text{Co-K}_\alpha$  с графитовым монохроматором, электронные микроскопы «ЭВМ-100ЛМ» и «Jeol-3010» с ускоряющим напряжением до 300 кВ.

Магнитные исследования пленок CuCo проводились на медных подложках в области температур 2–300 К и полях до 5 Тл на квантовом СКВИД-магнетометре «MPMS-5». В дополнение к обычным измерениям магнитного момента в функции поля и температуры проводились также измерения начальной магнитной восприимчивости после охлаждения в нулевом (ZFC) и малом (FC) магнитных полях [7]. В этом случае образец охлаждается до 2 К сначала в нулевом внешнем магнитном поле. Далее прикладывалось поле  $H = 5 \text{ мТл}$  и образец нагревался до 300 К и затем снова охлаждается уже в поле 5 мТл.

Для того чтобы оценить диамагнитный вклад медной подложки предварительно проводились ее измерения определенной массы без нанесенного магнитного покрытия, что далее учитывалось при проведении измерений для пленок.

Измерялись как пленки свежеприготовленные, так и после отжига в вакууме при температурах 200, 400 и 600 °С выдержками по 30 минут.

Как уже говорилось, содержание кобальта в пленках CuCo задавалось концентрацией соли  $\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  в электролите, и для ее содержания 10, 15, 20 и 30 г/л состав пленок был, соответственно,  $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$ ,  $\text{Co}_8\text{Cu}_{92}$ ,  $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ ,  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$  (табл. 1).

Рентгеновские исследования показывают лишь наличие рефлексов ГЦК-решетки меди. И только для образца  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$  (образец № 718) различаются дополнительно рефлексы ГЦК-Co. Это означает, что средний размер нановключений кобальта составляет лишь несколько десятков нм и менее.

Табл. 1

Данные похимическому составу пленок CuCo, их температуре блокирования  $T_b$  и среднему размеру кластеров кобальта

№ образца	$T_{\text{блокирования}}, \text{K}$	Диаметр (нм)	at% Co.
725	55±5	7, 6	6
722	80 ± 10	8, 7	8
715	210 + 20	12, 0	11
718	260 ± 25	12, 8	20

Типичные кривые перемагничивания пленок  $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$  приведены на рис. 1. Пленки имеют гистерезис, а также безгистерезисную, стремящуюся к насыщению ветвь на их кривых перемагничивания (рис. 1, а) при низких температурах измерения, и только безгистерезисное поведение при комнатной температуре (рис. 1, б).

Температурная зависимость остаточной намагниченности пленок приведена на рис. 2. Она отличается от той, которая наблюдалась на пленках AgCo с подобным по кобальту составом [7]. Зависимости на рис. 2 имеют вогнутость, что говорит о некотором интервале температур блокирования, и не строго определенной. Максимальная температура блокирования может быть определена экстраполяцией низкотемпературной части зависимости остаточной намагниченности на ось температур.

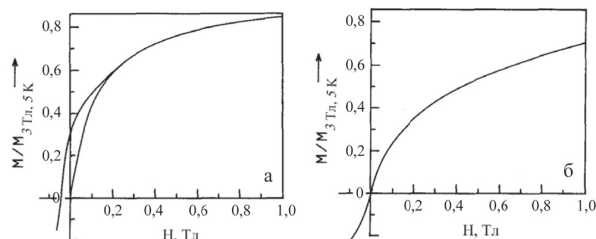


Рис. 1. Типичные кривые перемагничивания пленок  $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ : (а) — 5 К, (б) — 300 К

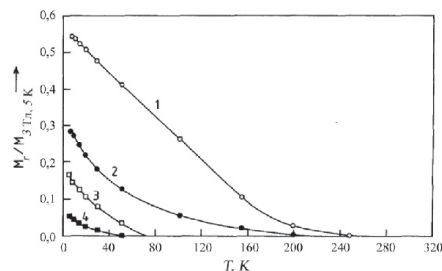


Рис. 2. Температурная зависимость остаточной намагниченности исследованных образцов. Значения приведены к намагниченности при 3 Тл и 5 К. (1) —  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$  (2) —  $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$  (3) —  $\text{Co}_8\text{Cu}_{92}$  (4) —  $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$  (табл. 1)

Напомним, что средняя температура блокирования образцов, приведенная в табл. 1, рассчитывалась на основании хорошо известного соотношения Бина-Левингстона [1]:  $K_A V = 25k_B T_b$ , где  $K_A$  — константа анизотропии ферромагнитного включения,  $V$  — объем этого включения,  $k_B$  — постоянная Больцмана и  $T_b$  — средняя температура блокирования. Обратим внимание на практически линейный характер зависимости (1) на рис. 2 для образца состава  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$ . Такая зависимость может указывать на проявление двумерного магнетизма [4]. То есть для указанного состава вкрапления кобальта могут быть вытянутыми (игольчатого типа).

### Структура пленок CuCo

Структура пленок чистой меди, осажденной из электролита и при условиях, приведенных ранее представляет собой ГЦК-фазу Cu, состоящую из поликристаллитов размера  $\sim 700$  нм и имеющую слоистое строение. При добавлении в электролит 3,3 г/л  $\text{CoCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  структура пленок становится более сложной. Наряду с большими ( $\sim 700$  нм) кристаллитами появляются меньшие (порядка 50 нм). Большие кристаллиты образуют двойники. При добавлении в электролит серноокислого кобальта от 10 до 30 г/л осаждаемые пленки становятся мелкодисперсными со средним размером зерен  $\sim 40$ –50 нм. Наблюдаются мелкие вкрапления зерен кобальта между кристаллитами меди (рис. 3).

Электронно-микроскопические и электронографические исследования показывают наличие только рефлексов ГЦК-Cu при содержании кобальта в пленках  $\leq 8$  ат.%. При увеличении концентрации кобальта до  $\sim 10$ –12 ат.% можно уже рассмотреть дополнительно рефлексы (101) и (100) ГПУ-Co. Для пленок  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$  на темнопольных электронно-микроскопических снимках различаются светлые области кобальта размером около 10 нм (рис. 3, б).

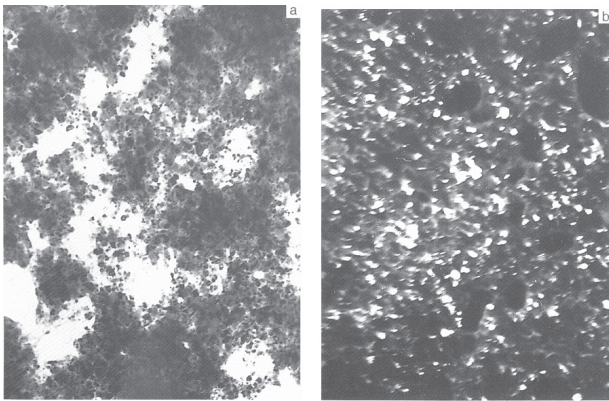


Рис. 3. Светлопольные (а) и темнопольные(б) снимки  $Co_{11}Cu_{89}$  пленок (увеличение  $\times 30000$ )

### Влияние состава и отжига на суперпарамагнетизм нанокластерных пленок CuCo

Для того чтобы сделать вывод о присутствии в системе свойств «чистого» суперпарамагнетизма, необходимо выполнение двух условий: 1) кривые перемангничивания должны иметь гистерезис при температурах ниже температуры блокирования и быть безгистерезисными при температурах выше температуры блокирования; 2) кривые перемангничивания в координатах поля, нормированного к температуре измерения, должны накладываться друг на друга в области температур выше  $T_b$ . В отличие от большого количества работ мы определили [1–7], что даже для наиболее разбавленного в магнитном отношении исследованного сплава  $Co_6Cu_{94}$  нельзя говорить об эффекте чистого суперпарамагнетизма (рис. 4). Указанные кривые при температурах заведомо больше температуры блокирования  $T_b \sim 50$  К для сплава  $Co_6Cu_{94}$  (рис. 4) не накладываются друг на друга. Существенными являются взаимодействия между нанокластерами кобальта в диамагнитной матрице меди.

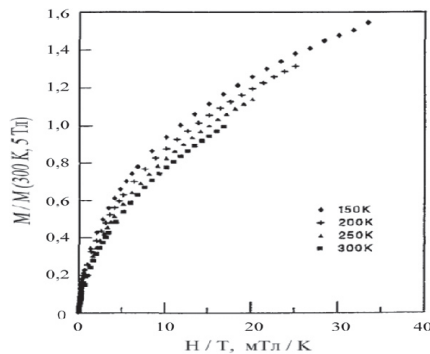


Рис. 4. Намагниченность неотожженной  $Co_6Cu_{94}$  пленки как функция приведенного к температуре поля; намагниченность нормирована к значению при температуре 300К и полях 5 Тл

На рис. 5 приведены зависимости обратной начальной восприимчивости в функции температуры измерения для разных температур отжига пленок. В предположении, что в высокотемпературной области магнитная восприимчивость подчиняется закону Кюри-Вейса  $\chi \sim (T - T_{int})^{-1}$ , где  $T_{int}$  — температура взаимодействия, она может быть получена экстраполяцией высокотемпературной части. Таким образом, для неотожженного образца состава  $Co_6Cu_{94}$  она составляет около 20°К. Для отожженного при 200 °С и 400 °С — соответственно 35 и 50°К. По температуре взаимодействия может быть оценена и энергия взаимодействия нанокластеров кобальта в матрице меди  $E_{int} = k_b T_{int} \sim 1,7 \times 10^{-3}$  эВ для неотожженного состава  $Co_6Cu_{94}$ . Для составов с большим содержанием кобальта она увеличивается и равна  $\sim 3,3 \times 10^{-3}$  эВ для  $Co_8Cu_{92}$ ,  $\sim 4,7 \times 10^{-3}$  эВ для  $Co_{11}Cu_{89}$  и  $\sim 14 \times 10^{-3}$  эВ для  $Co_{20}Cu_{80}$ . Такие величины энергии взаимодействия составляют от 1 до 5 % от энергии магнитной кристаллографической анизотропии.

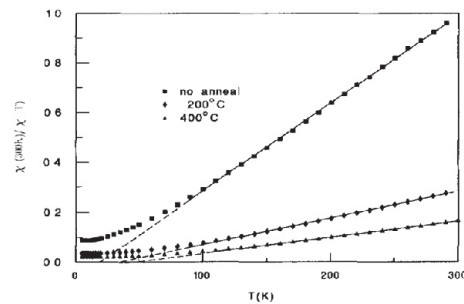


Рис. 5. Температурная зависимость обратной величины восприимчивости для неотожженного и отожженного при 200 °С и 400 °С сплава  $Co_6Cu_{94}$  в поле 5 мТл

Таким образом, взаимодействие магнитных кластеров кобальта в диамагнитной матрице меди существенно, что и является причиной невыполнения условий существования классического «чистого» явления суперпарамагнетизма в наногранулированных пленках сплавов CuCo и их взаимодействие растет по мере содержания в пленках кобальта, а также их отжига. Очевидно, что эффекты взаимодействия кластеров кобальта также как их средний размер, а также степень резкости перехода на границе матрица/кластер, будут сказываться на магнитооранспортных свойствах гранулированных систем [2].

### Нанокластерные CuCo нанопроволоки

Первоначально интерес к нанопроволокам возник при исследовании многослойных пленочных структур. В них при определенном соотно-

шении толщин чередующихся магнитных и немагнитных слоев, причем в крайне ультратонкой, в несколько нанометров, области был открыт эффект гигантского изотропного магнитосопротивления. Он составлял десятки %, что в несколько раз выше, чем у обычно использовавшегося до этого времени пермаллоя (~ 2,5 %). Этот эффект вызван преимущественным рассеянием электронов проводимости на магнитных моментах чередующихся слоев. Попытки еще более увеличить этот эффект привели к идее использовать геометрию, когда электрический ток не параллелен плоскости пленки и соответственно слоев, а перпендикулярен. В этом случае уже каждый электрон пересекал бы все границы раздела слоев и эффект ожидается в этом случае выше. Но в обычном случае такую геометрию сложно реализовать технически — необходимо из многослойной пленочной структуры фотометрическими методами вытравливать участки, чтобы увеличить сопротивление — даже относительно небольшое изменение электросопротивления на фоне очень малой  $\sim 10^{-9}$  Ом его величины технически затруднительно. Выходом оказалось электроосаждение многослойных структур в поры поликарбонатных и оксида алюминия мембран. И первыми это сделали не химики, а физики из Швейцарии, и далее чуть позже из Бристолья (Великобритания). Они не знали, что с химической точки зрения осаждение в поры диаметром 10 нм и длиной 60 мкм (т.е. соотношение диаметр/длина составляет 1:60000) «невозможно» из-за проблем смачивания стенок, капиллярного эффекта и т.д. А физики попробовали и сделали. И действительно магниторезистивный эффект в геометрии, когда электрический ток перпендикулярен плоскости слоев, существенно выше. Из известных литературных данных достигнутое на сегодня значение — это около 70 % при комнатной температуре и ~ 120 при температуре жидкого азота. Такие значения достигнуты на многослойных нанопроволоках CoNoCu/Cu в порах оксида алюминия после отжига.

Мы, к сожалению, оказались не первыми в получении и исследовании многослойных нанопроволок, но первыми в получении и исследовании нанопроволок гранулированного типа [1], а также многослойных со сложным периодом так называемого «спин-клапанного» типа [7]. В настоящей части работы обсудим лишь некоторые аспекты нанопроволок гранулированного типа (неоднородных сплавов).

Нанопроволоки кластерных сплавов CuCo осаждали из электролита состава, в г/л:

$\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O} — 30; \text{H}_3\text{BO}_3 — 6,6; \text{Na}_3\text{C}_6\text{H}_5\text{O}_7 \cdot 5,5\text{H}_2\text{O} — 20; \text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O} — 50$  при  $\text{pH} = 5,7$  и комнатной температуре. Как говорилось чуть ранее о сомнениях, возможно ли осуществить процесс электролиза в столь узкие (до 10 нм) и столь относительно длинные (до 60 мкм) поры, оказалось можно. Необходимо лишь использовать существенно более высокие плотности тока осаждения. Не  $D_K = 5 \text{ мА/см}^2$ , как это было для нанокластерных сплавов подобного состава, а десятки и даже сотни мА в пересчете на  $1 \text{ см}^2$ . На одну сторону мембраны (поликарбонатной или оксида алюминия, которые сегодня промышленно выпускаются как различного рода калиброванные фильтры) предварительно напылялся подслоя золота под углом к плоскости мембраны. Таким образом запылялась часть боковых стенок пор снизу, прилегающих к подслою Au. Процесс осаждения начинается именно с этих боковых стенок. Далее заполняется вся нижняя часть поры, и нанопроволока начинает расти уже к поверхности. Если выдерживать время осаждения дальше, то на обратной от подслоя золота поверхности будут появляться выступы (рис. 6), которые далее будут срастаться между собой, образуя сплошной проводящий слой. Это далее удобно для последующих измерений магниторезистивных измерений по двухкомпонентной схеме: снизу мембраны/сверху.

На рис. 7 приведены кривые перемагничивания CuCo нанопроволок, когда намагничивающее поле прикладывается вдоль 7 (а) и перпендикулярно 7 (б) осям нанопроволок. Видна ощутимая разница в магнитном поведении вследствие большого размагничивающего фактора самих нанопроволок. Принимая во внимание, что средний состав нанопроволок содержит около 20 ат.%Co, то в грубом приближении намагниченность нанопроволоки будет около 1/5 от намагниченности чистого кобальта. Это должно привести примерно к размагничивающему полю  $\sim 1,7 \text{ кЭ}$ , стремящемуся повернуть вектор намагниченности нанопроволок по их оси (т.е. перпендикулярную поверхность пористых мембран, которые используются для получения нанопроволок. Этим и объясняется различие в петлях гистерезиса на рис. 7.

На рис. 8 приведены ZFC-FC кривые нанопроволок. Если для сплошных нанокластерных пленок состава  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$  пик на кривых ZFC был в диапазоне  $260^\circ\text{K}$  (соответственно такой была и температура блокирования пленок указанного состава), то на рис. 8 просматривается лишь стремление к насыщению. И пик очевидно должен был

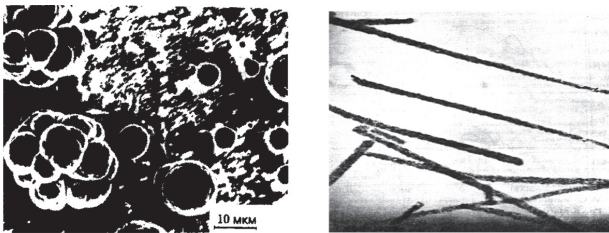


Рис. 6. а — различные участки поверхности алюминиевых мембран после их частичного подрастворения; б — электронно-микроскопическое изображение участка нескольких нанопроволок  $\text{Si}_{75}\text{Co}_{25}$  диаметром 10 нм

бы быть где-то около 350 К. Соответственно такой должна быть температура блокирования, и соответствующий ей средний размер нанокластеров должен быть не порядка 12,8 нм (табл. 1), а выше (можно пересчитать используя ранее приводимую формулу Бина-Левингстона). Вероятно одним из объяснений указанного факта может быть вытянутость нанокластеров вдоль оси нанопроволок вследствие их чрезвычайно малого диаметра.

Таким образом, в настоящей работе мы кратко проанализировали структуру и магнитные свойства нового перспективного класса магнитных материалов — нанокластерных пленок и нанопроволок. Их магниторезистивные свойства обсуждаются в работах соответственно [1, 5, 7].

#### Список использованных источников

1. Федосюк, В.М. Электролитически осажденные пленки и наноструктуры / В.М. Федосюк, Т.А. Точицкий. — Минск: изд. центр БГУ, 2011. — 511 с.
2. Fedosyuk, V.M. Nanogranular electrodeposited magnet: cobalt alloys / V.M. Fedosyuk // In “Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology”, 2004, vol. 2, p. 895–918, edited by N.S. Nalwa, American Scientific Publishers.
3. Точицкий, Т.А. Электролитически осажденные наноструктуры / Т.А. Точицкий, В.М. Федосюк. — Минск: Изд. Центр БГУ, 2002. — 353 с.
4. Федосюк, В.М. Многослойные магнитные структуры / В.М. Федосюк. — Изд. Центр БГУ: Минск, 2000. — 197 с.
5. Федосюк, В.М. Гигантское магнитосопротивление в мультислойных покрытиях / В.М. Федосюк, О.И. Касютнич // Зарубежная радиоэлектроника. Успехи современной радиотехники. — 1997. — № 8. — С. 71–78.
6. Точицкий, Т.А. Двойникование в наноструктурных пленках и нанопроволоках / Т.А. Точицкий, В.М. Федосюк. — Изд. Центр БГУ, 2009, 523 с.
7. Федосюк, В.М. Наноструктурные пленки и наноструктуры / В.М. Федосюк. — Изд. Центр БГУ: Минск, 2006. — 311 с.

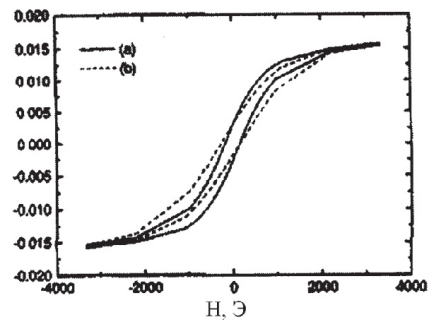


Рис. 7. Кривые перемагничивания  $\text{SiCo}$  нанопроволок, выращенных на мембранах из оксида алюминия с диаметром пор 0,02 мкм: намагничивающее поле прикладывается вдоль (а) и перпендикулярно (б) осям нанопроволок

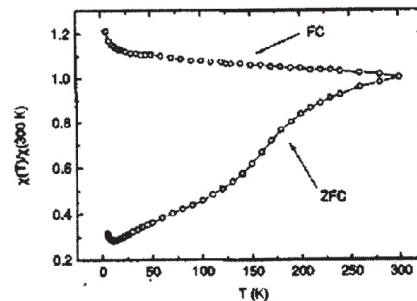


Рис. 8. Температурная зависимость магнитной восприимчивости пленок после охлаждения в нулевом (ZFC) и малом (5 мТл) (FC) магнитных полях

УДК 539.4:669.3

## ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ СПЛАВЫ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХУПРУГОСТИ

*А.И. Лотков**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН**г. Томск, Россия*

*In the given paper the short review of works on reception by methods of severe plastic deformation of preparations with ultrafine-grained structure from nickelid titanium based alloys with shape memory effects and superelasticity and to research of their functional properties is given.*

Хорошо известно, что при напряжениях больших предела упругости после снятия нагрузки изделия из обычных металлов и сплавов не воспроизводит первоначальные размеры и форму. В 1962 году были открыты сплавы никелида титана, обладающие так называемым «эффектом памяти формы». Образцы, приготовленные из этих сплавов после пластической деформации восстанавливают свою первоначальную геометрическую форму в результате нагрева («эффект памяти формы») или непосредственно после снятия нагрузки (сверхупругость). Механизмом, определяющим свойства «памяти формы», является кристаллографическое обратимое термоупругое мартенситное превращение открытое Г.В. Курдюмовым и Л.Г. Хандросом [1]. В настоящее время известно большое число сплавов с обратимым мартенситным превращением, обладающих свойствами «памяти формы»: Ni–Al, Ni–Co, Ni–Ti; Ti–Nb; Fe–Ni; Cu–Al, Cu–Al–Ni, In–Ti и др.

В группе сплавов с памятью формы сплавы на основе никелида титана обладают уникальным набором свойств, которые выделяют эти сплавы из всех известных сплавов с памятью формы: они имеют максимальную величину обратимой неупругой деформации и способны генерировать большие реактивные напряжения, обладают при этом высокой коррозионной стойкостью, износостойкостью, пластичностью и высокой биомеханической совместимостью с костными и мягкими тканями живого организма [2, 3]. Подобное сочетание свойств обеспечило их широкое техническое и медицинское применение [3–5]. С расши-

рением сфер использования этих интеллектуальных материалов в изделиях космической техники, медицины, микро- и нано-электромеханических систем и возрастающей потребностью к уменьшению материалоемкости и миниатюризации изделий возникла необходимость в значительном повышении их пределов текучести и прочности при сохранении высокой пластичности и функциональных характеристик.

Анализ имеющихся результатов исследований сплавов на основе никелида титана показал, что ресурс повышения их физико-механических свойств традиционными методами легирования и термомеханических обработок в значительной степени исчерпан. Это является объективной причиной повышенного интереса к разработке новых высокопроизводительных и экономичных технологических методов получения этих материалов с ультрамелкозернистой и нано-структурой.

Исследования возможностей различных технологий получения ультрамелкозернистых сплавов на основе никелида титана ведутся в большинстве промышленно-развитых стран мира (Германия [6], США [7], Япония [8], Австрия [9], Китай [10] и др.). Нанокристаллические сплавы на основе никелида титана в виде тонких (0,1–0,3 мм) дисков малого диаметра (до 20 мм) получены кручением под высоким давлением [11], в виде тонких лент (до 0,1 мм) — рекристаллизацией из аморфного состояния, достигнутого сверхбыстрой закалкой из расплава [12].

Формирование ультрамелкозернистой и нано-структуры в металлических материалах мето-

дами интенсивной пластической деформации (ИПД) сопровождается не только уменьшением размеров элементов зеренно-субзеренной структуры и увеличением степени неравновесности их границ, но и протеканием не менее значимых изменений в объеме зерен: увеличением плотности дефектов (вакансий, дислокаций), возникновением упругих деформаций вблизи границ зерен и появлением в зернах больших внутренних напряжений. Эти изменения могут оказать (и оказывают) влияние на мартенситные превращения, эффекты памяти формы и сверхэластичности, на механические свойства [13].

Получение полуфабрикатов для изготовления изделий из никелида титана, как правило, ведут при высоких температурах ( $T_{\text{деф.}} > 0,5T_{\text{пл.}}$ ). Однако при «горячем» деформировании сплавов на основе TiNi значительного измельчения зеренной структуры и, следовательно, упрочнения сплавов не происходит [14]. Эффективное измельчение микроструктуры сплавов под действием ИПД наблюдается при «теплом» деформировании ( $T_{\text{деф.}} < 0,5T_{\text{пл.}}$ ).

В течение последних лет исследования влияния ИПД на термоупругие МП, механические и функциональные свойства сплавов на основе TiNi являются одним из приоритетных направлений работы лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы ИФПМ СО РАН. В рамках совместных проектов с ИФПМ при УГАТУ (г. Уфа), СФТИ им. В.Д. Кузнецова (г. Томск), ИФМ УрО РАН выполнен цикл исследований МП, механических свойств, ЭПФ и сверхэластичности в СМК двойных сплавах на основе TiNi (50,2 и 50,6 ат. % Ni), полученных РКУ-прессованием при 723 К с величиной накапливаемой истинной деформации от 0,8 (один проход) до 6,4 (8 проходов) при угле между каналами 110° [15–18]. Показано, что формирование СМК структуры в сплаве с 50,2 ат. % Ni приводит к смене последовательности МП при охлаждении сплавов от B2→B19' (в крупнозернистом состоянии) до B2→R→B19' причем температура начала формирования R фазы повышается не более чем на 5 градусов, а температура МП R→B19' понижается на 15–20 градусов при увеличении накапливаемой деформации до 6,4. При этом последовательность обратного МП не меняется (B19'→B2). В результате последующих отжигов при 523–773 К наблюдали повышение температур МП, но последовательность МП оставалась по-прежнему B2→R→B19'. Формирование СМК структуры в образцах сплава Ti<sub>49,8</sub>Ni<sub>50,2</sub> (ат. %) способствует снижению уровня остаточной пластической деформации после формовосстанов-

ления образцов при реализации однократного ЭПФ. В образцах сплава с 50,6 ат. % Ni наблюдали увеличение эффекта сверхэластичности от 6 до 9 % и на 15–20 градусов ширины температурного интервала его проявления при переходе от крупнозернистого состояния к СМК структуре, полученной после 8 проходов РКУ-прессования. Выполнены исследования [16–18] закономерностей формирования деформационного мартенсита — фазы B19' в крупнозернистом и СМК состояниях сплава Ti<sub>49,8</sub>Ni<sub>50,6</sub> (ат. %). Исследования проведены in situ методом оптической металлографии. Впервые показано, что закономерности формирования деформационного мартенсита при увеличении деформации в процессах растяжения крупнозернистых и СМК образцов существенно отличаются. В крупнозернистых состояниях сплава образуются зоны локализации превращения B2→B19', разделяющие объем образцов на фрагменты размером 200–250 мкм, центральные области которых сохраняют структуру исходной B2 фазы. При увеличении деформации превращение в мартенситную фазу B19' развивается сначала по приграничным областям этих фрагментов и затем завершается в их центральных областях при напряжениях, близких к пределу текучести сплава. В образцах с СМК структурой уже на начальных стадиях изотермического растяжения фронт деформационного мартенситного превращения зарождается у одного из захватов образца в виде макрополосы, пересекающей все сечение образца под углом 60° к оси растяжения, а затем осуществляется его периодическое продвижение вдоль образца на расстояние до 400 мкм за каждый акт продвижения. Каждому акту продвижения макрополосы предшествует формирование более узких (20–30 мкм) и коротких (< 500 мкм) мезополос локализации превращения. При этом напряжения, необходимые для развития деформационного МП на всех стадиях деформирования, в образцах с СМК структурой в 1,8–2 раза выше, чем в крупнозернистых образцах сплава Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub> (ат. %).

Методом РКУ-прессования при 723 К с углом между каналами 110° не удалось достигнуть наноструктурного состояния в исследуемых сплавах. Только последующая холодная прокатка [19, 20] СМК образцов позволила получить в них наноструктуру, но в этом состоянии в 90 % объема образцов наблюдалась стабилизация B2 фазы даже при охлаждении до 140 К (при  $T < 260$  К сплав Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub> имел монофазную B19' структуру в СМК состоянии). Прокатанные сплавы были малодеформируемы и хрупко разрушались при величине деформации около 5 %.

Совместно с белорусскими исследователями под руководством Копылова В.И. (ФТИ НАН Беларуси) проведены исследования закономерностей формирования УМЗ структуры в процессе «жесткого» (угол между каналами  $90^\circ$ ) РКУ-прессования образцов сплава  $Ti_{50}Ni_{47,3}Fe_{2,7}$  (ат. %) при 723 К [21–23]. В крупнозернистом состоянии сплав  $Ti(Ni, Fe)$  испытывают последовательность  $MPB2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  (R фаза появляется при  $T < 278$  К, а фаза  $B19'$  — при  $T < 213$  К). При этом  $MP R \rightarrow B19'$  не завершается даже при охлаждении до 77 К. Установлено, что уже после первого прохода РКУ-прессования (истинная деформация 0,88) наблюдается интенсивная мезофрагментация структуры сплава полосами локализации деформации, причем как в мезообъемах, ограниченных этими полосами, так и внутри мезополос формируется СМК микроструктура со средним размером зерен — субзерен около 300 нм. Но внутри мезофрагментов встречаются и зерна мелкокристаллической фракции размером до 1–1,5 мкм. После второго и третьего проходов в мезополосах локализации деформации возникает более тонкая фрагментация микроструктуры, и появляется наноструктурная фракция с размером зерен 50–100 нм. При этом последовательность МП не меняется ( $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ ), температура МП  $B2 \rightarrow R$  остается практически постоянной, а температура начала МП  $R \rightarrow B19'$  понижается на 15–20 градусов, что приводит к заметному уменьшению объемной доли мартенситной фазы  $B19'$ , образующейся при охлаждении до 77 К. Изучены ЭПФ и сверхэластичность в полученных образцах с ультрамелкозернистой структурой. Показано, что после одного прохода РКУ-прессования величина ЭПФ превышает кристаллографический ресурс неупругой деформации и достигает 14,5 %, а полнота формовосстановления составляет 98,5 %.

В ИФПМ СО РАН проводятся исследования закономерностей формирования УМЗ структуры в сплавах на основе  $TiNi$  методом теплового абс-прессования [24–27]. В качестве модельного выбран сплав  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  (ат. %), который при  $T < 310$  К находится в мартенситном состоянии (структура  $B19'$ ). Исследовано влияние больших пластических деформаций (суммарная величина истинной деформации на конечном этапе достигала 7,7) при абс-прессовании в интервалах температур от 873 К до 573 К на микроструктуру, фазовый состав и мартенситные превращения. Показано, что при понижении температуры деформирования наблюдается последовательный переход от крупнозернистой к мелкозернистой структуре образцов с последующим формированием на конечном этапе смешанной УМЗ микроструктуры (СМК + нанофракция), как

и в сплаве  $Ti_{50}Ni_{47,3}Fe_{2,7}$  (ат. %) после РКУ-прессования при 723 К. В процессе абс-прессования наблюдается интенсивная фрагментация микроструктуры образцов, обусловленная развитием систем полос локализации деформации, внутри которых локализована основная объемная доля нанозерен. Установлено, что формирование УМЗ структуры приводит к изменению фазового состава образцов при 300 К (от монофазного  $B19'$  в крупнозернистых образцах к трехфазной структуре  $B2 + B19' + R$  после прессования при  $T < 673$  К), что обусловлено изменением последовательности и температур МП.

Сплавы с избытком никеля существенно менее пластичны, чем сплавы непосредственно вблизи эквиатомного состава. Предварительные исследования показали, что при горячей (973–1073 К) осадке с деформацией более 10 % происходит нарушение сплошности образцов сплава  $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$  (ат. %) в результате развития макро и микро трещин. Поэтому для накопления больших пластических деформаций в заготовках сплава  $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$  (ат. %) был выбран комбинированный термодеформационный режим, включающий горячее прессование при 973–1073 К и последующую теплую прокатку в ручьевых вальцах при 723 и 623 К с малыми деформациями ( $e = 0,02–0,03$ ) в каждом цикле обжатия. Каждый цикл многопроходной прокатки включал подогрев в течение 3 минут до температуры деформирования и два прохода образца через канал одного и того же сечения. Это позволило получить стержни хорошего качества размерами (6x6) мм<sup>2</sup> и (8x8) мм<sup>2</sup> длиной до 150 мм с накоплением деформации  $e$  до 2,3 и 1,8 соответственно с УМЗ структурой и хорошими функциональными характеристиками.

### Заключение

Специфика подхода к достижению УМЗ структуры в объемных заготовках сплавов на основе никелида титана обусловлена методами, позволяющими достигнуть больших пластических деформаций при наличии гиростатической компоненты давления. Это, прежде всего метод РКУП, разработанный в ФТИ НАНБ, позволяющий накапливать большие деформации без разрушения заготовки. Это также методы широко распространенные в промышленной металлообработке — ковка с переменной осью деформации (абс-прессование), а также прокатка в ручьевых вальцах. Использование этих методов с регламентированными режимами термомеханической обработки позволяет получать объемные наноструктурированные сплавы с эффектами памяти формы и сверхэластичности с высокими показателями прочности, в 1,5–2 раза превышающие показатели крупнозернистых образцов.



## Список использованных источников

1. Курдюмов, Г.В. О термоупругом равновесии при мартенситных превращениях / Г.В. Курдюмов, Л.Г. Хандрос // ДАН СССР. — 1949. — Т. 66. — № 2. — С. 211–214.
2. Хачин, В.Н. Никелид титана, структура и свойства / В.Н. Хачин, В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев. — М.: Наука, 1992. — 161 с.
3. Пушин, В.Г. Предпереходные явления и мартенситные превращения / В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев, В.Н. Хачин. — Екатеринбург: УрО РАН, 1998. — 368 с.
4. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч.1. Структура, фазовые превращения и свойства / В.Г. Пушин [и др.]. — Екатеринбург: Изд-во Уро РАН, 2006. — 440 с.
5. Журавлев, В.Н. Сплавы с термомеханической памятью и их применение в медицине / В.Н. Журавлев, В.Г. Пушин. — Екатеринбург: УрО РАН, 2000. — 151 с.
6. Atli, K.C., Karaman, I., Noebe e.a. Shape Memory Characteristics of Ti49.5Ni25Pd25Sc0.5 High Temperature Shape Memory Alloy after Severe Plastic Deformation // Acta Materialia. — 2011. — Vol. 59. — P. 4747–4760.
7. Waitz T., Kazykhanov V., Karnthaler H.P. Martensitic phase transformations in nanocrystalline NiTi studied by TEM // Acta Materialia — 2004. Vol. 52. — P. 137–147.
8. Tsuchiya K., Inuzuka M., Tomus D. e.a. Martensitic transformation in nanostructured TiNi shape memory alloy formed via severe plastic deformation // Materials Science and Engineering. — 2006A. — Vol. 438–440. — P. 643–648.
9. Frenzel J., Burow J.A., Payton E.J. e.a. Improvement of NiTi Shape Memory Actuator Performance Through Ultra-Fine Grained and Nanocrystalline Microstructures // Adv. Eng. Mater. — 2011.
10. Li Z., Cheng X. Deformation temperature and postdeformation annealing effects on severely deformed TiNi alloy by equal channel angular extrusion // Journal of University of Science and Technology Beijing. — 2007. — Vol. 14. — N. 6. — P. 533–537.
11. Valiev R.Z., Pushin V.G. Bulk nanostructured metallic materials: production, structure, properties, and functioning // the Physics of Metals and Metallography. — 2002. — Vol. 94. — Suppl. 1. — P. S1–S3.
12. Pushin V.G., Korolev A.V., Kourov N.I. e.a. SPD-induced nanocrystallization of shape memory NiMnGa-based and NiTi-based alloys quenched from liquid state // Mater. Sci. 2 Forum. — 2006. — Vol. 503–504. — P. 454–550.
13. Валиев, Р.З. Объемные наноструктурные металлические материалы / Р.З. Валиев, И.В. Александров. — М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. — 389 с.
14. Aboutaleb M., Morakabatia M., Kheirandisha Sh. e.a. Hot tensile properties and microstructural evolution of as cast NiTi and NiTiCu shape memory alloys // Materials & Design 2011V. 32, N. 1. P. 406–413.
15. Grishkov I. V., Lotkov A., Kudinova E, Valiev R. Proc. X APAM Topical Seminar and III Conf. “Materials of Siberia. Nanoscience and Nanotechnology”. 2003. June. Novosibirsk. Novosibirsk: IC SB RAS. 2003. P.107–108.
16. Физическая мезомеханика / Дударев Е.Ф. [и др.] // Спецвыпуск. — Часть 1. — 2004. — Т. 7. — С. 127–130.
17. Эволюция структуры и свойства металлических материалов / Потекаев А.И. [и др.] ; под общ. ред. А.И. Потекаева. — Томск: Изд-во НТЛ, 2007. — 444 с.
18. ФММ / Пушин В.Г. [и др.] // Т. 107. — Вып. 3. — 2009. — С. 316–330.
19. Физическая мезомеханика / Гришков В.Н., [и др.] . — 2004. — Спец. вып. — Ч. 2. — С. 26–29.
20. Изв. вузов. Физика. А.Б. Скоырский [и др.] // 2009. — Т. 52. — № 5. — С. 72–77.
21. Перспективные материалы / А.И. Лотков [и др.]. — 2007. — Спец. вып. Сентябрь. — Т. 2. — С. 396–398.
22. Сверхэластичность в сплаве Ti (Ni, Fe) с субмикроструктурной структурой, полученной РКУ-прессованием / А.И. Лотков [и др.] // Многофункциональные материалы в современной технике, микро- и наноэлектронике : сб. материалов. — Минск: ФТИ НАН Беларуси. — 2008. — С. 147–152.
23. Физическая мезомеханика / А.И. Лотков, [и др.]. — 2007. — Т. 10. — № 3. — С. 67–79.
24. Физическая мезомеханика / В.Н. Гришков [и др.]. — 2006. — Т. 9. — Спецвыпуск. — С. 95–98.
25. Вопросы материаловедения / А.И. Лотков [и др.]. — 2008. — № 1 (53). — С. 161–165.
26. Электронная микроскопия и прочность кристаллов / А.И. Лотков [и др.]. — 2009. — Вып. 16. — С. 154–163.
27. Перспективные материалы / А.И. Лотков [и др.]. — 2011. — № 3. — С. 98–107.

УДК 621.793.12

## РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ ЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СУЛЬФИДА ЦИНКА ДЛЯ ГОЛОГРАФИЧЕСКИХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

С.К. Ших

Физико-технический институт НАН Беларуси

г. Минск, Беларусь

*Structure and physical-mechanical properties of zinc sulfide coatings, deposited on polymer materials. Polypropylene and polystyrene films were used as matrix materials. Data presented demonstrate that zinc sulfide coatings reveal high properties and as a protective surface layer of polygraphic products with holographic image.*

Голографические изображения широко используются в области полиграфии при изготовлении защитных элементов ценных бумаг, акцизных марок, упаковки, этикеток и т.п. продукции. Голографическое изображение в подавляющем большинстве случаев представляет собой тисненый рисунок, созданный в слое носителя, например лака на основе полиметилметакрилата, нанесенного на полимерную пленку полипропилена, полиэтилентерефталата и т.п. полимерные материалы. Для защиты голографического рисунка от механических и химических факторов используются различные виды покрытий, наиболее распространенными являются покрытия на основе алюминия. Недостатком таких покрытий является невысокая механическая прочность, обусловленная физико-механическими свойствами алюминия, прежде всего невысокой твердостью, составляющей по Бринеллю 170 МПа. В работе исследована возможность использования для формирования защитного слоев на голографических изображениях покрытий на основе сульфида цинка, используемого, в частности, при создании просветляющих оптических покрытий.

Сульфид цинка [1–3] кристаллизуется в двух модификациях: гексагональной (вюрцит) и с периодом решетки  $a = 3,81 \text{ \AA}$ ,  $c = 2,34 \text{ \AA}$ , плотностью равной 3980–4080 кг/м<sup>3</sup> и показателем преломления света в диапазоне 250–1500 нм — 2,36 и кубической (сфалерит) с  $a = 5,34 \text{ \AA}$ , плотностью —

4090 кг/м<sup>3</sup>, показателем преломления — 2,64 при температуре 1200 °С кубическая модификация переходит в гексагональную. Стандартная теплота образования вюрцита  $\Delta H_{298}^g = 1,9 \cdot 10^5 \text{ Дж/моль}$ , а сфалерита  $\Delta H_{298}^c = 2,0 \cdot 10^5 \text{ Дж/моль}$ . При обычном давлении ZnS не плавится. Когда давление составляет порядка 150 атмосфер сульфид цинка плавится при температуре 1850 °С. Нагрев сульфида цинка в вакууме до температуры 1185 °С приводит к его молекулярной сублимации. В табл. 1 приводится зависимость давления насыщенных паров сульфида цинка при внешнем давлении  $1 \cdot 10^{-8}$ – $1 \cdot 10^2 \text{ Па}$  [4].

Табл. 1

$T, \text{ K}$	1127	1252	1408
$P, \text{ Па}$	1	10	100

В воде ZnS нерастворим, но растворяется в кислотах с образованием сероводорода. Во влажном воздухе (а также в виде водной суспензии) медленно окисляется до сульфата цинка. Поэтому, в оптическом производстве, при нанесении многослойных покрытий, содержащих слои сульфида цинка, обязательно учитывают это его свойство, и принимают все меры к изоляции покрытия в целом от воздействия окружающей среды, особенно влажной [5, 6].

Отметим другие свойства сульфида цинка. Его удельная теплоемкость равна 45 Дж/моль·К,

коэффициент линейного расширения —  $6,1 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ , а коэффициент теплопроводности  $27 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ . Все эти данные относятся к комнатной температуре.

Сульфид цинка образует широкие классы двойных тройных сульфидов, легко легируется такими металлами, как Cu, Ag, Te, Bi и т.д. В частности, сульфид цинка, легированный S и Ag, обладает люминесцентными свойствами в смеси с CdS широко применяется для изготовления телевизионных трубок и экранов.

### Методы нанесения покрытия из ZnS

Сульфид цинка широко применяется для создания многослойных оптических покрытий различного назначения в оптике [6]. В основном, это зеркала, фильтры, светоделители. Для получения наибольшего оптического эффекта сульфид цинка применяют, чаще всего, с фторидом магния  $\text{MgF}_2$ , у которого коэффициент преломления в видимом диапазоне равен 1,38. Оба материала наносятся в вакууме методами резистивного или электронно-лучевого испарения. В резистивном методе сульфид цинка в виде порошка с размером частицы порядка 1 мкм тонким слоем насыпается в лодочку из фольги молибдена или тантала. По лодочке пропускают электрический ток, что приводит к ее разогреву до температуры сублимации сульфида цинка. Разогрев производят под заслонкой, которая закрывает подложку от потока пара. По достижении необходимой температуры лодочки, которую контролируют пирометром, заслонку отводят в сторону и поток молекул сульфида цинка осаждается на подложку. Контроль толщины нанесенного покрытия осуществляют с помощью спектрофотометра. После нанесения покрытия необходимой толщины поток пара прерывают заслонкой и отключают ток, проходящий по лодочке с сульфидом цинка.

Обычно покрытия из сульфида цинка наносят на подложку из оптического стекла. При этом для достижения максимальной адгезии покрытия к стеклу, последнее перед нанесением покрытия нагревают до температуры примерно  $150 \text{ }^\circ\text{C}$ . В этом случае, если при нанесении покрытия вакуум вакуумной камере не хуже  $5 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$ , покрытия получаются плотные, беспористые, гладкие, с наивысшей адгезией.

В электронно-лучевом методе нанесения сульфида цинка в виде таблетки помещается в молибденовый или танталовый тигель. Таблетка разогревается потоком электронов, идущим из электронно-лучевой пушки. Разогрев производится

под заслонкой. Здесь разогревается не тигель, а непосредственно сам сульфид цинка. Поэтому, по характерному свечению сульфида цинка судят о его температуре и в необходимый момент открывают заслонку и запускают процесс нанесения покрытия, который также контролируют по показаниям спектрофотометра.

Сравнивая два рассмотренных метода, можно сказать, что наиболее подходящим является электронно-лучевой метод. Он гибкий в управлении и универсальный.

Обычно, в оптических покрытиях, слои из сульфида цинка сопрягаются со слоями фторида магния  $\text{MgF}_2$ . Слои из  $\text{MgF}_2$  тверже слоев ZnS и более стойки к атмосферным воздействиям. Однако также многослойные покрытия закрываются либо дополнительным стеклом методом склейки, либо нанесением на многослойное покрытие атмосферного слоя из  $\text{SiO}_2$ , толщина которого варьируется в пределах 150–400 нм, что достаточно для защиты.

### Нанесение покрытий ZnS на поверхности на основе полимеров

В данной работе покрытия из сульфида цинка наносились на поверхность пленок из полипропилена и полистирола. Пленки были прозрачные, что позволяло осуществить контроль процесса нанесения непосредственно на самой пленке. Для этого через пленку пропускался пучок света и с помощью спектрофотометра СФКТ-348 регистрировались изменения интенсивности прошедшего через пленку света на длине волны 580 нм. Это позволяло определить толщину наносимого покрытия с точностью  $\pm 5 \text{ нм}$ .

Нанесение покрытий производили на вакуумной установке ВУ-1А электронно-лучевым методом. Перед нанесением покрытия поверхность пленки очищалась от загрязнений и в вакуумной камере проходила ионную очистку в плазме тлеющего разряда в кислороде. В вакуумной камере пленка располагалась на расстоянии  $\sim 400 \text{ мм}$  от тигеля электронно-лучевой пушки. В этот тигель помещали кусочки химически чистого ZnS, а также хром и бой кварцевого стекла. Цель нанесения хрома состояла в том, что его предварительное нанесение слоем толщиной  $\sim 15 \text{ нм}$  на пленку позволит увеличить адгезию последующего слоя ZnS. Нанесение же слоя  $\text{SiO}_2$  на слой ZnS позволит значительно увеличить его влагостойкость.

Подготовка поверхности заключается в следующем. С помощью мягкой губки поверхности, смоченной в моющем растворе «Fairgy» (1 часть моющего средства «Fairgy» на 100 частей теплой

воды), и практически без нажатия моется поверхность пленки. Каждое место должно проходить губкой как минимум два раза. После этого остатки моющего средства с поверхности пленки смываются потоком теплой воды. Оставшиеся на поверхности капли воды промокаются чистой бязью без трения по поверхности, оставшиеся следы воды высушиваются потоком теплого воздуха.

Предыдущая операция позволяет удалить с поверхности пленки практически все органические загрязнения, однако она не гарантирует их полное отсутствие. Чтобы это можно было сделать, поверхность пленки обрабатывают в плазме тлеющего разряда в кислороде. Для этого между металлическими стенками вакуумной камеры, служащими анодом, и находящимся в вакуумной камере катодом создается разность потенциалов величиной порядка 600–1000 В. В таких условиях в вакуумной камере зажигается тлеющий разряд, в плазме которого и обрабатывается поверхность пленки. Как показали предварительные эксперименты, время обработки не должно превышать 30 секунд. При большем времени обработки в пленке могут возникнуть радиационные повреждения и произойти деструкция пленки.

После ионной очистки поверхности пленки, вакуумная камера откачивалась до давления остаточных газов в ней не более  $7 \cdot 10^{-3}$  Па.

1. ZnS: толщина до 70 нм;
2. Cr+ ZnS: толщина слоев  $\sim (15 \text{ нм} + 70 \text{ нм})$ ;
3. ZnS+ SiO<sub>2</sub>: толщина слоев  $\sim (70 \text{ нм} + 20 \text{ нм})$ .

Такой выбор покрытий 2 и 3 обусловлен тем, что хром должен повышать адгезию слоев сульфида цинка к пленке, а слой кварца SiO<sub>2</sub> должен придать слою ZnS влагостойкость. Для испарения двух материалов использовался двухсекционный тигель, конструкция которого исключала перенасыление друг на друга материалов.

Электронно-лучевая пушка установки ВУ-1А позволяет достаточно широко варьировать скорость нанесения покрытия. При нанесении покрытий 1–3 напряжение, подаваемое на электронно-лучевую пушку, составляло 6–6,5 кВ, а ток электрического луча диаметром  $\sim 10$  мм не превышал 40 мА. Это позволило поддерживать скорость нанесения ZnS в пределах, обеспечивающих получение достаточно плотного, оптически прозрачного слоя ZnS.

После нанесения всех покрытий, пленка с покрытием удерживалась с вакуумной камере минимум 5 минут, что приводило к полной релаксации свойств нанесенного покрытия. Затем вакуумную камеру разгерметизировали и пленка с покрытием была готова к проверке ее свойств.

### Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий сульфида цинка на полимерных материалах

Рентгеноструктурные исследования проводилось с использованием стандартного метода рентгеноструктурного фазового анализа [6].

Рентгеновская съемка осуществлялась на дифрактометре ДРОН-3. Для уменьшения толщины анализируемого слоя использовался метод съемки под малым углом (метод скользящего пучка) [7]. При этом угол падения первичного рентгеновского пучка составлял  $6^\circ$ . Запись дифракционных линий осуществлялась в режиме сканирования (по точкам). Шаг сканирования —  $0,1^\circ$ , время набора импульсов в точке 15 сек. Рентгеновскую съемку выполняли в монохроматизированном CoK<sub>α</sub> излучении при ускоряющем напряжении 30 кВ и анодном токе 10 мА. Кристалл-монохроматор, в качестве которого использовался пиролитический графит, устанавливался на пути вторичного (дифрагированного) пучка лучей. Дифракционную картину регистрировали в диапазоне углов рассеяния ( $2\theta = 10\text{--}130^\circ$ ). Точность измерения межплоскостных расстояний  $d/n$  составляет  $\pm 0,0005$  нм.

### Результаты анализа структурно-фазового состава покрытий на полимерных пленках

Для исследования фазового состава напыленных покрытий проводился рентгенофазовый анализ полимерных пленок с использованием метода съемки под малыми углами. На рис. 1 приведены фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK<sub>α</sub>), полученных от исследуемых образцов полипропиленовых пленок. На дифрактограммах наряду с интенсивными дифракционными линиями от полипропилена (C<sub>3</sub>H<sub>6</sub>)<sub>n</sub> можно видеть слабые дифракционные линии от фаз ZnS<sub>текс.</sub> (рис. 1, б, з), Zn (рис. 1, в) и SiO<sub>2</sub> (рис. 1, з). Низкая интенсивность регистрируемых дифракционных линий от покрытий связана с их чрезвычайно малой толщиной и сравнительно большой глубиной эффективного рассеивающего слоя (2–3 мкм) для рентгеновского излучения.

Данные рентгенофазового анализа полистироловых пленок (C<sub>8</sub>H<sub>8</sub>)<sub>n</sub> с покрытиями также свидетельствуют о присутствии в поверхностном слое пленок фаз ZnS<sub>куб.</sub> (рис. 2, б, з), Zn и Cr (рис. 2, в) и SiO<sub>2</sub> (рис. 2, з).

Отличительной особенностью фазового состава для покрытий, нанесенных на полистирол

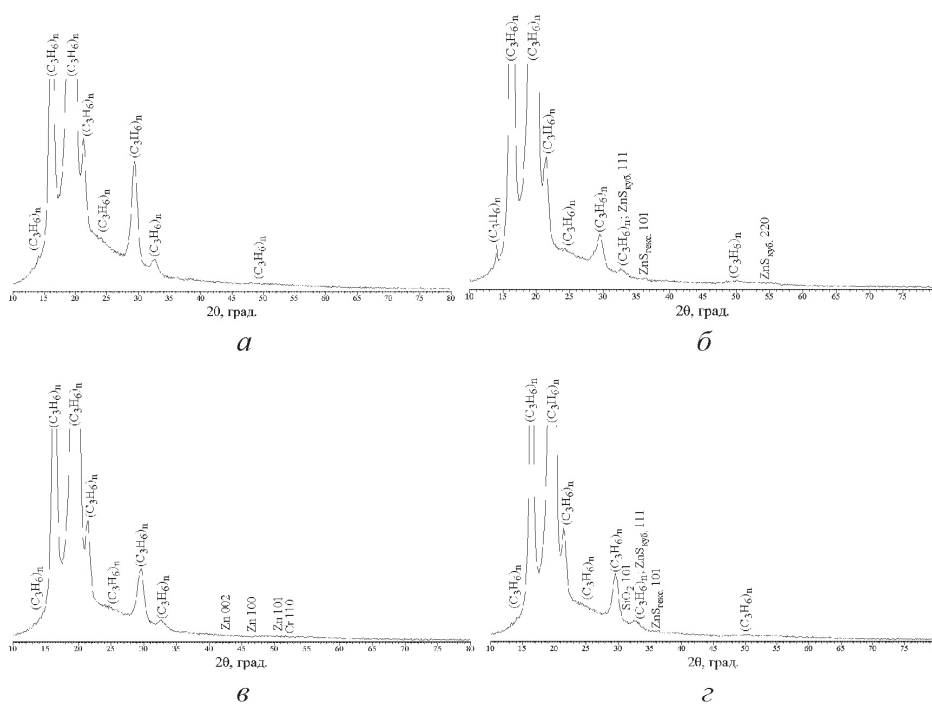


Рис. 1. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK<sub>α</sub>), полученные от поверхностных слоев полипропиленовой пленки, с нанесенными покрытиями: а — исходное состояние; б — покрытие ZnS (70 нм); в — покрытие Cr+Zn (10 нм + 70 нм); г — покрытие ZnS+SiO<sub>2</sub> (70 нм + 20 нм)

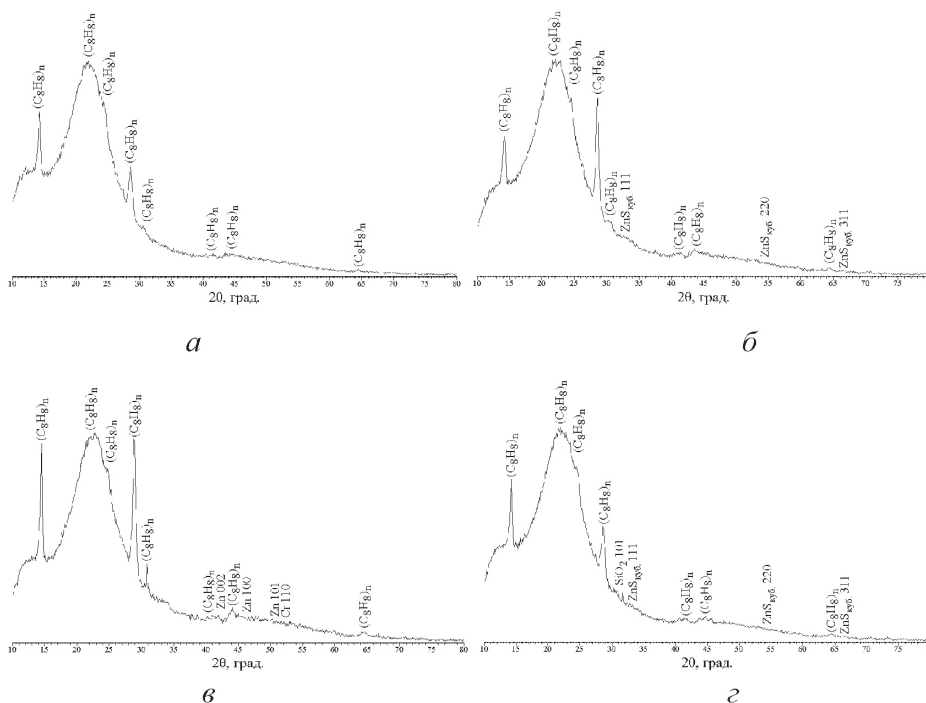


Рис. 2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK<sub>α</sub>), полученные от поверхностных слоев полистироловой пленки, с нанесенными покрытиями: а — исходное состояние; б — покрытие ZnS (70 нм); в — покрытие Cr+Zn (10 нм + 70 нм); г — покрытие ZnS+SiO<sub>2</sub> (70 нм + 20 нм)

является образование в покрытиях фазы  $ZnS_{\text{куб}}$  с кубической кристаллической решеткой (п.г.  $F\bar{4}3m$ ;  $a = 0,5406$  нм) в то время как в покрытиях, сформированных на полипропилене соединение  $ZnS$  имеет гексагональную кристаллическую решетку (п.г.  $R\bar{6}3mc$ ;  $a = 0,3821$  нм;  $c = 0,6257$  нм).

Относительную износостойкость изделий  $J_0/J$  определяли с использованием нанометрического комплекса на базе атомного силового микроскопа «Нанотоп 203М» по ширине царапины  $J$  при заданной нагрузке. В качестве величины сравнения использовали износостойкость  $J_0$  прототипа. Влагостойкость изделий оценивали по образованию матового налета визуальным и при помощи микроскопа при увеличении  $250\times$  после кипячения образцов в воде в течение 10 мин. Игру света на голографических элементах оценивали визуальным по пятибалльной шкале. Адгезию  $A$  определяли путем измерения усилия на отрыв прикреплённых к поверхности с помощью эпоксидной смолы контактных площадок фиксированной площади. Для минимизации влияния усадки смолы на результаты измерений в нее при отверждении добавляли наполнитель. Испытания проводили на разрывной машине с ценой деления 0,005 кг. Результаты измерений показали, что износостойкость изделий по сравнению с прото-

типом возросла примерно в 2 раза. Они являются влагостойкими, механически прочными и характеризуются адгезией, сравнимой по величине с прочностью контактирующих материалов на разрыв, что свидетельствует об образовании прочной химической связи между слоями. Многослойное защитное покрытие, полученное в едином технологическом цикле, усиливает игру света на дифракционных элементах голографического рисунка. Данные для изделий, не удовлетворяющих заявляемым требованиям, выделены серой заливкой. Такие изделия, как видно из таблицы, характеризуются более низкими эксплуатационными качествами, не позволяющими в полной мере решить поставленную задачу.

Таким образом, заявляемое техническое решение позволяет повысить качество изделия, содержащего голографическое изображение, за счет повышения его износостойкости, влагостойкости, а также улучшения адгезии защитного покрытия.

Таким образом, заявляемое техническое решение позволяет повысить качество изделия, содержащего голографическое изображение, за счет повышения его износостойкости, влагостойкости, а также улучшения адгезии защитного покрытия.

#### Список используемых источников

1. Краткая химическая энциклопедия. — М.: Химия, 1967.
2. Таблицы физических величин. — М.: Наука, 1975.
3. Физико-химические свойства полупроводниковых веществ: справочник. — М.: Наука, 1979.
4. Смитлз, К. Дж. Металлы: справочник: пер. с англ. / К. Дж. Смитлз. — М.: Металлургия, 1980.
5. Справочник технолога-оптика: справочник / под общ. ред. С.М. Кузнецова, М.А. Окатова. — Л.: Машиностроение, 1983.
6. Справочник технолога-оптика / под ред. М.А. Окатова. — 2-е изд. — СПб.: Политехника, 2004.
7. Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов. Том 1. Физические методы исследования металлов: справочное пособие / под редакцией А.Т. Туманова. — М.: Машиностроение, 1971. — 552 с.
8. Иванов, А.И. Рентгеноструктурный анализ поверхностного слоя / А.И. Иванов, Ю.Д. Ягодкин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. — Том 66. — № 5. — 2000. — С. 24–35.

УДК 001.893:[669.001.7+621.021.001.7

## ГОСУДАРСТВЕННЫЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ПРОГРАММЫ — ЭЛЕМЕНТ ИННОВАЦИОННОЙ ПОЛИТИКИ БЕЛАРУСИ

*С.А. Астапчик, О.А. Поко, А.С. Замыслов*  
*Физико-технический институт НАН Беларуси*  
*г. Минск, Беларусь*

Государственные научно-технические программы (ГНТП) представляют собой эффективный инструмент координации научно-исследовательских, экономических, организационно-хозяйственных, производственно-технических и других мероприятий, направленных на решение важнейших народнохозяйственных проблем. Активная роль государства в формировании и финансировании ГНТП способствует ускорению развития белорусской экономики путем переориентации направленности научных исследований и разработок на перспективное развитие отраслей реального сектора экономики с целью повышения их коммерческой значимости, проведения структурных преобразований в научно-технической сфере.

Физико-технический институт НАН Беларуси является активным участником процесса организации и развития научно-инновационной деятельности, много лет являясь организацией-головным исполнителем научно-технических программ машиностроительного профиля. В настоящее время это подпрограмма «Технологии машиностроения» государственной научно-технической программы «Технологии и оборудование машиностроения».

Работы, выполненные в рамках подпрограммы, позволили разработать и освоить в промышленности Республики Беларусь высокоэффективные ресурсо- и энергосберегающие технологии, оборудование и материалы.

В частности, многие разработки успешно осваиваются в производстве ОАО «Минский моторный завод». Разработана и внедрена технология изготовления поршней двигателей внутреннего сгорания (ДВС) с упрочняющей вставкой.

Разработана и находится в стадии освоения технология изготовления поршней ДВС с галерейным охлаждением, позволяющая производить двигатели в соответствии с экологическими требованиями международных стандартов Евро 4 – Евро 5 TIER 3. Разработана технология получения футеровочного материала для индукционных печей, позволяющего останавливать и запускать печь повторно. Оснащены и введены в эксплуатацию 3 индукционные печи, изготовлено 18 т огнеупорного керамического материала. Экономия электроэнергии по ОАО «Минский моторный завод» составляет 3–4,5 млн квт·ч /год. Разработана и внедрена комплексная технология переработки шлака, образующегося в результате переплава алюминия и стружечных алюминиевых отходов. Создан участок по переработке шлака производительностью более 100 т в год и по переработке стружки объемом более 500 т в год. Это позволило отказаться от использования дорогостоящих покупных шихтовых материалов.

На Минском заводе шестерен внедрены в производство технологии и оборудование для производства плоских элементов корпусов плугов, что позволило значительно сократить закупки ресурсной стали.

Разработана технология формирования градиентных структур в крестовинах и наружных кольцах карданных валов. Ее внедрение в производство ОАО «Белкард» позволило заменить легированные стали на более дешевые пониженной прокаливаемости, а также повысить технический ресурс выпускаемой продукции.

В настоящее время выполняется ГНТП нового цикла. Подпрограмма «Технологии машино-

строения» включает 5 заданий, т.е. число заданий сократилось более чем втрое. Это связано как с ужесточением требований к разработчикам, в первую очередь по размерам внебюджетного финансирования и обязательств по освоению, так и со слабой поддержкой инновационных идей предприятиями — потенциальными потребителями разработок.

Важный блок подпрограммы — это задания по созданию и внедрению оборудования и технологий скоростного индукционного нагрева. ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси» совместно с ведущими предприятиями республики в рамках Программы технического перевооружения и модернизации литейных, термических гальванических и других энергоемких производств на 2010–2015 годы, утвержденной постановлением Совета Министров Республики Беларусь, проводит работы по перевооружению промышленных предприятий использующих индукционное оборудование.

Проведенный специалистами ФТИ НАН Беларуси мониторинг индукционного оборудования на предприятиях Министерства промышленности показал, что в настоящее время более 30 % эксплуатируемого индукционного оборудования используется для нагрева заготовок или полуфабрикатов под последующую их деформацию в кузнечном, штамповом или прокатном производстве. При этом около 70 % оборудования имеют 100 % износ, 20 % — износ более 50 % и 10 % — износ менее 50 %. Абсолютное большинство данного оборудования в качестве источников ТВЧ использует устаревшие машинные преобразователи, к.п.д. которых составляет от 0,5 до 0,7.

Для ОАО «МАЗ» разрабатывается технологический процесс и комплект технологического оборудования для концевой обработки цилиндрических заготовок с последующим формированием деталей на горяче-ковочных машинах. При условии перехода от обязательного печного газового нагрева к локальному индукционному ТВЧ-нагреву можно получить значительную экономию топливно-энергетических и материальных ресурсов при одновременном повышении качества термической обработки и производительности труда. В 2011 г. разработана конструкторская документация на инверторные транзисторные блоки, комплект индукционного оборудования, изготовлены инверторные блоки (макеты) установки.

Разрабатываются технологический процесс и автоматизированная технологическая установка для поверхностной закалки деталей номен-

клатуры ОАО «МАЗ». В 2011 году разработана конструкторская документация на автоматизированную установку ТВЧ для закалки деталей и на устройство закалочного охлаждения. Данная технология позволит повысить производительность труда не менее чем на 12 %; обеспечить экономно производственных площадей до 30 %. Внедрение комплексной технологической установки позволит организовать поверхностную термообработку всей годовой потребности деталей номенклатуры ОАО «МАЗ» (ось правая 5336-2403070; 5440-2403070; 6303-2503071; P54326-2403070 и левая 103-2403071; 54321-2403071; 5440-2403071; 64221-2503070; 54321-2403071; P54326-2403071 заднего моста). В перспективе, после успешного испытания и производственной эксплуатации установки, возможно ее тиражирование и промышленный выпуск для других предприятий Республики Беларусь.

В 2012 году будет разработана и внедрена в производство ОАО «ИНТЕГРАЛ» технология ионного модифицирования в тлеющем разряде вставок матриц штампов, используемых для формовки и вырубки перемычек корпусов интегральных микросхем. Преимущества технологии: время модифицирования на глубину 0,15 мм не более 10 часов; снижение на 20–30 % удельных энергозатрат по сравнению с традиционными способами упрочнения, полная экологическая безопасность процесса упрочнения.

Эффективность выполнения подпрограммы «Технологии машиностроения» подтверждают следующие данные. За 2011 года выпущено продукции на сумму 2287,3 тыс. у.е. Общие затраты на разработки, включенные в план освоения составили 1651,7 тыс. у.е., в т.ч. из средств республиканского бюджета 823,8 тыс. у.е.

Ресурсоэффективность разработанных технологий и оборудования по заданиям подпрограммы составила:

- экономия электроэнергии — 891,14 кВт;
- экономия материальных ресурсов на 55,57 тыс. у.е.;
- экономия трудозатрат — 131,6 чел. день.

Выпущено конкурентоспособной продукции на внешних рынках на сумму 1212,89 тыс. у.е.

В заключение, на современном этапе развития страны оправданно сохранение и развитие государственных научно-технических программ как одной из форм организации научно-технической деятельности, позволяющей объединить потенциал академических институтов, научно-исследовательских структур вузов, отраслевых научно-



технических центров, лабораторий и технических подразделений предприятий. Практика показывает, что в программах нового цикла в значительной мере обеспечивается завершенность инновационного цикла от использования результатов фундаментальных и прикладных исследований, проведения на этой основе опытно-конструктор-

ских и опытно-технологических работ, разработки технологий и их освоения в производстве. Ужесточение контроля за освоением разработок требует усиления заинтересованности производственной сферы страны, предприятий и лиц, осуществляющих внедрение инноваций, методами экономического стимулирования.

## ИННОВАЦИОННОЕ РАЗВИТИЕ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ

*Войтов И.В.*

*Председатель Государственного комитета по науке и технологиям  
Республики Беларусь*

Новейшие технологии становятся элементом повседневной реальности. В настоящее время конкурентоспособной экономикой обладают страны, способные производить наукоемкую и высокотехнологичную продукцию. Для нашего государства, располагающего значительным научным потенциалом и не имеющего достаточной сырьевой базы, стратегия дальнейшего развития национальной экономики определяется эффективным использованием достижений белорусской науки.

Повышение конкурентоспособности национальной экономики возможно лишь при условии формирования национальной инновационной системы, работы научно-технического сектора с ориентацией на мировые тенденции. За прошедшее пятилетие созданы благоприятные стартовые условия, разработаны меры по стимулированию и сформирована законодательная база для осуществления инновационной деятельности, обеспечено функционирование новых финансовых механизмов поддержки субъектов инновационной инфраструктуры и инновационного предпринимательства.

Основным звеном национальной инновационной системы является Государственная программа инновационного развития Республики

Беларусь на 2011–2015 гг. Госпрограмма направлена на обеспечение выполнения в 2015 г. прогнозных показателей Программы социально-экономического развития Республики Беларусь на 2011–2015 гг. в научно-технологической сфере:

– увеличение удельного веса отгруженной инновационной продукции организациями, основным видом экономической деятельности которых является производство промышленной продукции, в общем объеме отгруженной продукции до 20–21 процента;

– увеличение доли инновационно активных организаций в общем количестве организаций, основным видом экономической деятельности которых является производство промышленной продукции, — не менее 40 процентов;

– рост внутренних затрат на научные исследования и разработки до 2,5–2,9 процента от ВВП;

– рост объема экспорта наукоемкой и высокотехнологичной продукции (товаров, работ, услуг) — не менее 7950 млн долл. США.

В 2011–2015 гг. планируется создание новых высокотехнологичных предприятий и производств, основанных на новейших технологиях (информационных, нано-электронно-оптических, тонкой химии, биотехнологиях и др.), обладающих наибольшей добавленной стоимостью и низкой энерго-

материалоемкостью, производство новейших экологически безопасных (чистых) материалов и продуктов. В целом по программе намечено выполнение 435 проектов по созданию новых предприятий и производств, из них 238 важнейших проектов по созданию новых предприятий и производств, имеющих определяющее значение для инновационного развития Республики Беларусь.

Благодаря работе отраслевых научно-производственных коллективов, организаций Национальной академии наук Беларуси, высших учебных заведений страны в целом обеспечивается достижение запланированных основных показателей социально-экономического развития в научно-технической сфере.

В рамках Госпрограммы в 2011 г. – первом полугодии 2012 г.) выполнялось 497 инновационных проектов, в том числе — 221 важнейший. Введены в эксплуатацию производства по 73 проектам, из которых 34 — важнейшие.

Общие инвестиционные затраты по проектам Госпрограммы составили 24,4 трлн р. Создано и (или) модернизировано 3 894 рабочих места. Объем производства инновационной продукции, созданной за этот период, составил 6,4 трлн р.

По введенным важнейшим проектам отгружено продукции на сумму 4,85 трлн р., в том числе инновационной — 4,024 трлн р. Поставлено на экспорт продукции на сумму 634,25 млн долл. США.

Для реализации целей и задач Государственной программы продолжается формирование Национальной инновационной системы: совершенствуется законодательная база, создаются мотивационные механизмы инновационной деятельности, развивается инновационная инфраструктура, инновационное предпринимательство и венчурное финансирование, реформируется система образования.

В настоящее время в республике функционирует 14 научно-производственных (научно-практических) центров, холдингов, увеличилось количество проектно-конструкторских организаций в 2,5 раза, возросло число научно-технических библиотек (служб научно-технической информации) до 518. Статус субъекта инновационной инфраструктуры присвоен 16 юридическим лицам (11 технопарков и 5 центров трансфера технологий). Резидентами технопарков являются около 60 организаций (предприятий) различной формы собственности.

В сфере регулирования научной, научно-технической и инновационной деятельности, а также в области охраны прав на результаты интеллек-

туальной деятельности подготовлено и принято более 70 нормативных правовых актов, в том числе за первое полугодие 2012 г. — более 20. Важнейшими из них являются: Закон Республики Беларусь «О государственной инновационной политике и инновационной деятельности в Республике Беларусь» от 10 июля 2012 г. № 425-З; Указ Президента Республики Беларусь от 5 июня 2012 г. № 253 «О Китайско-Белорусском индустриальном парке»; Указ Президента Республики Беларусь от 6 июня 2011 г. № 231 «О некоторых вопросах стимулирования развития высокоэффективных производств»; Указ Президента Республики Беларусь от 26 мая 2011 г. № 216 «О мерах по повышению эффективности использования объектов интеллектуальной собственности» и другие.

Для решения наиболее значимых задач научно-технического развития Республики Беларусь Указом Президента Республики Беларусь от 22 июля 2010 г. № 378 утверждены 9 приоритетных направлений научно-технической деятельности на 2011–2015 гг.

Реализацию приоритетных направлений научно-технической деятельности на 2011–2015 гг. обеспечивает Перечень государственных научно-технических программ (далее — ГНТП), утвержденный постановлением Совета Министров Республики Беларусь от 1.02.2011 г. № 116. С учетом современных мировых приоритетов развития науки и технологий в Перечне по сравнению с прошлой пятилеткой увеличилась доля программ по направлениям медицина, фармакология, биотехнологии, космические и информационные технологии.

Для обеспечения реализации программно-целевого метода планирования и полного инновационного цикла от фундаментальных и прикладных научных исследований до освоения разработанной научно-технической продукции в реальном секторе все 28 выполняемых в настоящее время ГНТП включены в 12 государственных комплексных целевых научно-технических программ.

В целях развития высокотехнологичных секторов экономики в рамках ГНТП предполагается разработка передовых технологий и новых видов наукоемкой и высокотехнологичной продукции на основе собственной сырьевой и материально-технической базы, организация ее серийного выпуска; создание условий для технологического обновления производства, повышения конкурентоспособности продукции белорусских предприятий на мировом рынке и перехода к V и VI

технологическим укладам, обеспечивая экспортоориентированность и импортозамещение создаваемой продукции.

В целях развития высокотехнологичных секторов экономики в рамках ГНТП проводятся научно-исследовательские, опытно-конструкторские и опытно-технологические работы с целью развития перспективных высокотехнологичных направлений экономики. Выполнение НИОК(Т)Р по заданиям программ позволяет создавать инновации, используемые для модернизации существующих и создания новых производств на предприятиях реального сектора экономики и социальной сферы.

ГНУ «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси» — тради-

ционно участник ряда крупнейших ГНТП — «Технологии и оборудование машиностроения», «БАК и технологии», «Новые материалы и технологии», «Ресурсосбережение», в рамках которых успешно реализуются разработки в области создания технологий и оборудования для нагрева, термообработки, литья, беспилотных летательных аппаратов, создания композиционных материалов и инструмента.

Таким образом, реализуемая в настоящее время инновационная модель создания конкурентоспособной, высокотехнологичной, ресурсо- и энергосберегающей, экологобезопасной экономики республики осуществляется с учетом международных тенденций и использованием лучших достижений белорусской науки.

УДК 629.7.085

## УСТРОЙСТВА ЗАПУСКА БЕСПИЛОТНЫХ ЛЕТАТЕЛЬНЫХ АППАРАТОВ

*А.С. Замыслов, В.В. Левкович, В.А. Томило, В.А. Францкевич*

*Физико-технический институт НАН Беларуси*

*г. Минск, Беларусь*

*The analysis of different designs of launching devices to launch the unmanned aerial vehicle (UAV) was given. Merits and demerits of launching devices with elastic elements were marked. Using flat springs as elastic elements was proposed, which will allow one to accelerate UAV with constant acceleration. In this case all the merits of launching device with elastic elements (such as simplicity of design, high energy efficiency, small size and weight etc.) are preserved.*

В настоящее время беспилотные летательные аппараты (БЛА) выполняют широкий спектр задач: от мониторинга окружающей среды до разведывательных и поисковых миссий. Наиболее эффективным способом запуска БЛА самолетного типа является применение катапульты — устройства, которое предназначено для придания БЛА начальной скорости и задания направле-

ния движения на начальном этапе. Это достигается путем пуска БЛА с движущейся каретки, разгоняемой по неподвижной направляющей. Конструкция катапульты должна обеспечивать надежный пуск БЛА, а параметры запуска должны быть постоянными при каждом последующем запуске. Основные требования, предъявляемые к механизмам и конструкциям катапульт:

1. Надежность. Механизмы катапульты должны работать надежно в разных климатических условиях. При запуске БЛА исключается его повреждение, а также поломки и заедания механизма запуска.

2. Эргономичность. Конструкция катапульты должна быть простой в развертывании и обслуживании. Узлы и материалы катапульты должны быть с минимальным весом и удобными для транспортировки.

3. Высокие эксплуатационные качества. Время подготовки катапульты к запуску БЛА должно быть минимальным. Характеристики запуска БЛА должны быть стабильными. Конструкция узлов катапульты должна быть простой и ремонтнопригодной.

4. Безопасность. При запуске БЛА исключается самопроизвольное, преждевременное срабатывание пусковых механизмов. Исключается вероятность нанесения травмы оператору.

Широко распространенной является классификация БЛА по массе. Согласно этой классификации БЛА делятся на:

- сверхлегкие (до ~5 кг);
- легкие (~5–50 кг);
- средние (~50–1000 кг);
- тяжелые (более 1000 кг).

Катапульты применяются для запуска легких и средних БЛА. Пуск сверхлегких БЛА осуществляется с руки оператора, что требует от него определенных навыков. Тяжелые БЛА взлетают по-самолетному с взлетной полосы. В случае легких и средних БЛА применение катапульты позволяет исключить человеческий фактор и осуществлять запуск БЛА с пересеченной местности.

По способу перемещения катапульты можно разделить на:

- переносные [1];
- буксируемые [2];
- монтируемые на шасси автомобиля [3].

Переносные катапульты являются самыми мобильными, но с их помощью можно запускать только легкие БЛА. Буксируемые катапульты часто входят в комплексы, состоящие из нескольких машин, что позволяет обеспечить лучшие условия работы операторов и обслуживающего персонала, но время, необходимое на их подготовку к пуску, как правило, превышает время, затрачиваемое на подготовку к пуску катапульт, монтируемых на шасси автомобиля.

На параметры запуска БЛА в значительной степени влияет тип применяемого в катапульте привода, которые бывают следующих типов:

- привод на основе упругих элементов (резина и различные виды полимеров) [1];
- использование энергии взрыва (порох, газ) [4];
- пневматический, гидравлический приводы и их сочетание [5];
- инерционный (использование вращающейся массы для накопления энергии) [6];
- использование силы гравитации (использование энергии падающего груза) [7].

Известно, что различные типы приводов создают различные стартовые условия БЛА. В работе [8] приведены законы распределения тягового усилия в зависимости от применяемого типа привода и предложена классификация катапульт. В своей работе В.А. Середа выделяет 3 типа законов распределения тягового усилия: регрессивный закон (присущ преобладающему большинству катапульт, в том числе пневматическим, гидравлическим и на упругих элементах), постоянный закон (присущ инерционным и вакуумным катапультам) и дегрессивный закон (присущ катапультам, основанным на падении противомассы в поле гравитационных сил). Катапульты, для которых характерен постоянный и дегрессивный законы, могут эффективно применяться для ввода в полет БЛА небольшой массы с низкой удельной нагрузкой на крыло. Следует отметить, что среди механических пусковых устройств гравикатапульта является наиболее маломощной и громоздкой. Катапульты, для которых характерен регрессивный закон распределения тягового усилия, предназначены для запуска тяжелых БЛА с высокой удельной нагрузкой на крыло.

Закон распределения тягового усилия может быть изменен с помощью вариаторов (например, копиров).

Как было указано ранее, для пуска легких БЛА применяются переносные катапульты. Чаще всего они комплектуются пневматическим приводом или приводом на основе упругих элементов, который является более простым конструктивно и в обслуживании. В качестве упругих элементов наиболее часто используются резиновые жгуты, которые являются главным недостатком данного вида катапульт. Устройства с использованием в качестве упругих элементов резиновых жгутов не обеспечивают стабильных условий разгона и запуска БЛА в необходимом интервале температур. Кроме того, с течением времени эластичные свойства жгута изменяются, а сравнительно низкая способность резины и других полимеров накапливать энергию приводит к увеличению габаритных размеров устройства в рабочем состоя-

нии. Также свойства полимеров изменяются под воздействием солнечного света, кислорода, высокой температуры, продуктов нефтепереработки и различных растворителей, а также при длительном хранении.

С учетом вышеприведенных недостатков можно сделать вывод, что при замене упругих элементов из резины или полимеров на упругие элементы с более стабильными характеристиками при различных условиях можно значительно улучшить эксплуатационные характеристики устройства с сохранением всех преимуществ данного типа катапульта.

Таковыми упругими элементами могут быть плоские пружины типа рессор.

На рис. 1 изображена кривая зависимости усилия от хода сжатия для плоской пружины.

Как показывает график, основное нарастание усилия сжатия происходит на первых 20–30 % хода и достигает 75–80 % от максимального. При последующем увеличении хода сжатия усилие растет незначительно и практически линейно. Такое свойство плоских упругих элементов позволяет, после предварительного поджатия на 20–30 % хода, производить разгон с практически равномерным ускорением. Постоянное значение перегрузки является условием реализации наиболее эффективного режима разгона БЛА [9]. Также убывающий закон движущей силы во время старта, присущий полимерным упругим элементам, заставляет повышать прочность конструкции БЛА из-за ударных нагрузок, что соответственно требует повышенной прочности БЛА и, как следствие, снижает полезную нагрузку [10].

На рис. 2, 3 представлены варианты исполнения катапульта с использованием плоских пружин (патент РФ № 8252 от 01.03.2012, заявка № а 20111476 от 04.11.2011).

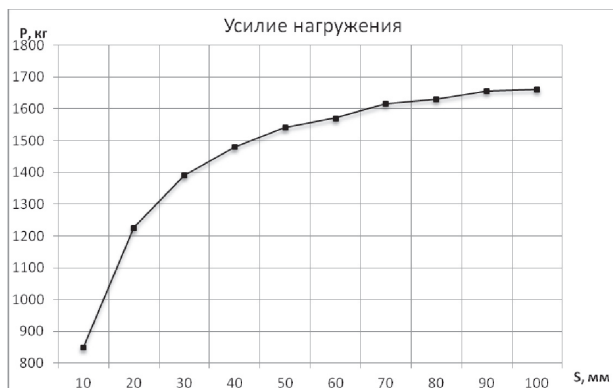


Рис. 1. График зависимости усилия нагружения плоской пружины от хода сжатия

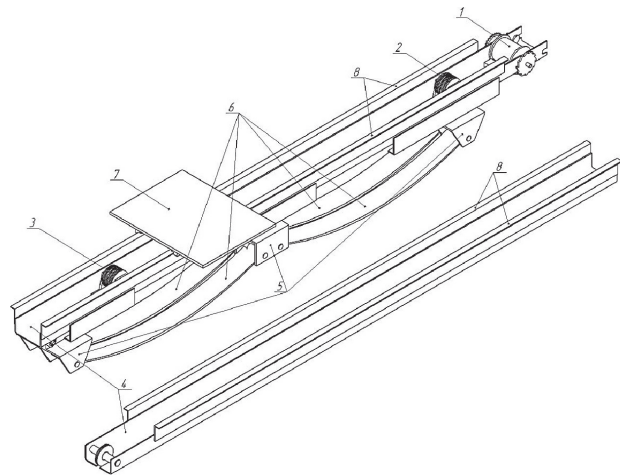


Рис. 2. Катапульта с использованием плоских пружин в разобранном виде

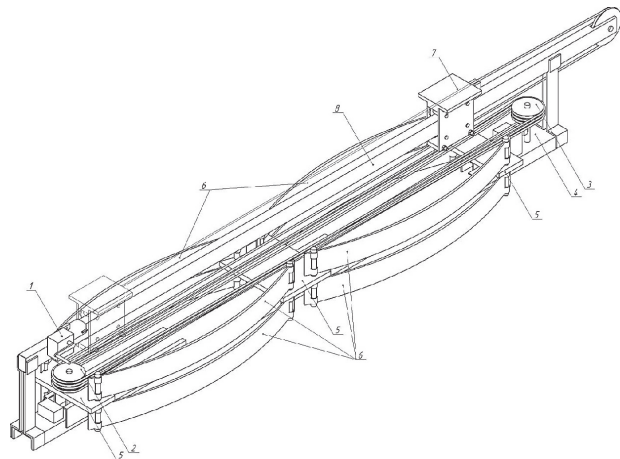


Рис. 3. Катапульта с использованием плоских пружин

Пуск БЛА осуществляется с площадки 7, которая перемещается в стартовое положение с помощью устройства натяжения 1. При перемещении площадки 7 через полиспаст (подвижная система блоков 2 и неподвижная система блоков 3) происходит сжатие упругих элементов 6, которые закреплены в каретках 5. На рис. 2 каретки закреплены снизу разъемного основания 4, на рис. 3 — наверху цельного основания 4. Разгон площадки 7 осуществляется по направляющим 8, которые закреплены непосредственно на основании 4 (рис. 2) или по направляющей 8, опосредованно закрепленной на основании 4 (рис. 3).

### Заключение

В статье рассмотрена возможность создания устройств запуска БЛА с приводом на основе упругих элементов, в которых в качестве упругих элементов используются плоские пружины.

Также приведены возможные варианты конструкции этих устройств.

Катапульти с приводом на основе упругих элементов являются одними из наиболее распространенных ввиду своей эффективности и надежности. Этому типу устройств соответствует регрессивный закон распределения тягового усилия. При таком законе распределения в начале разгона каретки наблюдается максимальное значение ускорения, что приводит к необходимости упрочнения конструкции БЛА, т. к. дальнейший полет БЛА проходит при меньших перегрузках.

Также подобный закон изменения ускорения приводит к неэффективному использованию длины направляющей.

При использовании в качестве упругих элементов плоских пружин тяговое усилие изменяется по закону, приведенному на рис. 1. Это позволяет говорить о наличии дегрессивного закона распределения, при котором ускорение является практически постоянным, что позволяет нивелировать недостатки, характерные для катапульта с приводом на основе упругих элементов, с сохранением всех достоинств этого типа катапульта.

#### *Список использованных источников*

1. United States Patent US 6851647 B1, ICI B64F1/06. Portable catapult launcher for small aircraft / Rosenbaum et al. Date of patent: Feb. 8, 2005.
2. World Intellectual Property Organization WO 02/14150 A1, IPC B64F1/06. Mobile aircraft launcher / Miller, Steve. Date of patent: Feb. 21, 2002.
3. Canadian Patent CA 1323019 C, IPC B64F1/06. Device for the acceleration of bodies, especially a mobile catapult for flying bodies / Monkewitz, Martin. Date of patent: Oct. 12, 1993.
4. United States Patent US 2289766, US CI 244–63. Powder catapult / Jean Fieux. Patented July 14, 1942.
5. Патент Российской Федерации RU 66733 U1, МПК В64F1/06. Катапульта для взлета летательного аппарата / Баранов С.К. Таргамдзе Р.Ч. Моишеев А.А. Доулетов И.И. Опубликовано 27.09.2007.
6. UK Patent Application GB 2132577 A, INT CL B64F1/06. Launching aircraft / Dennis Griffin. Application published 11 Jul 1984.
7. Сведения о НПУ [Электронный ресурс]. — Режим доступа к ресурсу: <http://dpla.ru/GrANT/>.
8. Середа, В.А. Классификация законов распределения тягового усилия наземных пусковых устройств беспилотных летательных аппаратов / В.А. Середа // *Авиационно-космическая техника и технология*. — 2010. — № 4 (71). — С. 63–66.
9. Авилов, И.С. Оптимизация динамических характеристик пневматического пускового устройства беспилотного летательного аппарата / И.С. Авилов, В.А. Середа // *Авиационно-космическая техника и технология*. — 2010. — № 6 (73). — С. 23–27.
10. Аленченков, Г.С. Стартовые устройства. Моделирование процесса запуска беспилотного летательного аппарата / Г.С. Аленченков // *Материалы международной научн.-практ. конф. «Современное машиностроение. Наука и образование»*. — Спб.:СПбГПУ, ММФ, 14–15.06.2011. — С. 112–119.

УДК 621.002.6:669.14/743.4 (47)

## ПЕРВЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ВЫПЛАВКИ ЧУГУНА И СТАЛИ В ДУГОВОЙ ПЕЧИ ПОСТОЯННОГО ТОКА БОБРУЙСКОГО МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОГО ЗАВОДА

*Л.Р. Дудецкая, А.П. Ласковнев, Н.В. Романова*  
*Физико-технический институт НАН Беларуси*  
*г. Минск, Беларусь*  
*ОАО «Бобруйский машиностроительный завод»*  
*г. Бобруйск, Беларусь*

*On the basis of comparison of technical-and-economic indexes and investigations of structure and properties of castings the analysis has been made of technical and technological advantages of production of iron-based casting alloys in a direct-current electric-arc furnace introduced into service at the Bobruysk Machine Building Plant.*

Техническое перевооружение и реконструкция плавильных участков машиностроительных предприятий связаны в первую очередь с заменой физически и морально устаревших плавильных агрегатов с целью обеспечения возросших требований к качеству выплавляемых сплавов, условиям труда, охране окружающей среды, экономии ресурсов. Удовлетворению этих требований в полной мере отвечают однофазные дуговые печи постоянного тока (ДППТУ), обладающих следующими преимуществами [1, 2]:

- 1) возможность выплавки любых сплавов из рядовой шихты без специальной подготовки материалов;
- 2) значительное уменьшение угара;
- 3) сокращение продолжительности плавки за счет рационального ввода энергии высокой удельной мощности;
- 4) уменьшение удельного расхода электроэнергии;
- 5) повышение физико-механических свойств сплавов за счет более глубокой очистки от вредных примесей.

На ОАО «Бобруйский машиностроительный завод» для выплавки специальных марок чугуна и стали используют электродуговые печи переменного тока (ДСП) номинальной емкостью 3,0 и 1,5 т.

Эти агрегаты морально и физически устарели, имеют низкие показатели рентабельности и качества производимых сплавов, не соответствуют современным требованиям экологических норм. Износ плавильного оборудования отрицательно сказывается на основных показателях производства отливок. В первую очередь это относится к отливкам из специальным марок чугуна и стали, спрос на которые постоянно растет, и их включение в номенклатуру выпуска литья позволило бы обеспечить стабильный рост производства и повышение конкурентоспособности предприятия при сбыте продукции.

Стремясь сделать процесс плавки более качественным, экономичным и экологически чистым, Бобруйский машиностроительный завод приобрел у российской научно-технической фирмы «ЭКТА» 6-тонную универсальную электродуговую печь (ДППТУ-6). Подобные плавильные агрегаты на предприятиях РБ не эксплуатировались. В июне 2011 года печь была введена в промышленную эксплуатацию.

Из-за отсутствия у работников завода практического опыта работы на печах новой конструкции для освоения нового плавильного агрегата потребовалось выполнить значительный объем научно-исследовательских и опытно-технологических работ.

ческих работ, связанных с переводом основной массы сплавов в новом плавильном агрегате. В первую очередь это коснулось высокохромистых чугунов для отливок грунтовых насосов, которые составляют основную часть выпускаемой заводом продукции. Информация о свойствах высокохромистых чугунов и высоколегированных кислотоупорных сталей, выплавляемых в электродуговых печах постоянного тока, практически отсутствует. В то же время преимущества перевода высоколегированных сплавов на выплавку в электродуговых печах постоянного тока очевидны в связи с низким угаром дорогих легирующих элементов и модификаторов, снижением затрат электроэнергии, улучшением структуры отливок.

Целью выполняемых исследований являлось проведение сравнительного анализа структуры и свойств указанных сплавов, выплавляемых в действующих на заводе дуговых электропечах переменного тока и в новом плавильном агрегате.

Дуговые печи постоянного тока предназначены для производства качественного литья на основе свежих шихтовых материалов и лома рядовых и высоколегированных марок чугуна и стали, цветных сплавов и других металлических материалов. Особенности конструкции позволяют реализовать при эксплуатации новых плавильных агрегатов следующие технологические преимущества (табл. 1) [3–7].

Высокий эффект от внедрения дуговых печей постоянного тока позволяет улучшить качество выплавляемых сплавов, достигается за счет правильной организации процесса расплавления шихты, использования управляемого гидродинамического перемешивания расплава и взаимодействия его с дугой, что обеспечивает отсутствие заметного локального перегрева расплава во всех периодах плавки, гомогенность его температуры и химического состава, эффективное взаимодействие расплава и шлака, высокую скорость про-

текания металлургических реакций, низкий угар шихты и ферросплавов, подавление взаимодействия печной среды с окружающим пространством, что обеспечивает снижение расхода электроэнергии, возможность проведения в чистом виде всех металлургических процессов, разработанных для печей с кислой и основной футеровкой явилось изменение режима плавения, конструкции и материала подовых электродов. Это позволило практически устранить угар шихты, увеличить эффективную поверхность взаимодействия металла и шлака, устранить локальные перегревы металла под дугой, обеспечить равномерность температуры и химического состава во всем объеме расплава, глубокое удаление неметаллических включений и растворенных газов. За счет этого произошел рост качества сплавов, практически недостижимый на других типах печей. По литературным данным и результатам, полученных авторами, предел прочности серого чугуна возрастает на 30–40 %, высокопрочного чугуна на 20 % при одновременном увеличении пластичности.

В связи с более низким угаром легирующих элементов, сокращением продолжительности плавки и активным перемешиванием расплава результатом использования для выплавки чугуна и стали постоянного тока является их более точное соответствие требованиям стандартов по содержанию компонентов, что обеспечивает постоянство химического состава и снижение брака по качеству отливок.

Для проведения исследований и испытаний были выбраны наиболее характерные и перспективные для ОАО «Бобруйский машиностроительный завод» с точки зрения производства литейные сплавы:

- 1) высокохромистый чугун электродуговой плавки;
- 2) серый чугун ваграночной плавки;
- 3) сталь углеродистая электродуговой плавки.

Табл. 1

Сравнительные показатели работы плавильных агрегатов

Показатель	Индукционные печи средней частоты	Дуговые печи переменного тока	Дуговые печи постоянного тока
Длительность расплавления, мин	40–45	60–85	35–50
Удельный расход электроэнергии, кВтч/т	500–600	650–750	450–550
Удельный расход электродов, кг/т	—	5–7	1,5
Общий угар, %	2–3	5–8	0,2–1,5



### Основные требования к шихтовым материалам

Шихтовые материалы используют без специальной подготовки. Допускается использование шихты больших габаритов, содержащей влагу и СОЖ. Брикетирование легковесной шихты не обязательно. Поскольку объем печного пространства соответствует объему переплавляемой шихты, завалка обычно производится в один прием.

В связи со значительным повышением цен на чушковые (литейные и передельные) чугуны становится весьма актуальным освоение технологии получения чугунов с использованием вместо чушковых чугунов стального лома. В связи с этим были изучены результаты проведения плавки на действующих в России универсальных однофазных дуговых печах постоянного тока (ДППТУ), действующих в России универсальных однофазных дуговых печах постоянного тока (ДППТУ) с использованием в шихте чушковых чугунов и без них. Для введения в расплав углерода применяли графитовую крошку.

В табл. 2 и 3 приведены результаты определения химического состава и механических свойств серого чугуна для двух вариантов выплавки.

Механические свойства серого чугуна в зависимости от состава шихты приведены в табл. 3.

Полученные результаты свидетельствуют в пользу поведения плавки без использования в составе шихты чушковых чугунов. Кроме повышения уровня свойств необходимо учитывать удешевление шихты и возможность приобретения стального лома на внутреннем рынке.

Плавка в ДППТУ имеет ряд технологических особенностей, которые необходимо учитывать при ее организации. Процесс разделяется на три периода, каждый из которых проводят на постоянной мощности дуги.

1. Подготовительный период. Его проводят на высоком напряжении и небольшом токе дуги. Длинная дуга обеспечивает стабильный электрический режим и плавный нагрев всего объема шихты. При этом в шихте образуется воронка, исключая ее обрушивание на сводовый электрод.

2. Энергетический период. Ток дуги удваивают, а напряжение снижают в два раза. Около 20 % всей мощности передается через анодное пятно в расплав. Образовавшийся шлак отличается высокой подвижностью и из-за интенсивного перемешивания металла эффективно взаимодействует с расплавом.

3). Технологический период. Режим проводят при короткой дуге с напряжением, сниженным по сравнению с первым периодом в четыре раза при силе тока, увеличенной в четыре раза. При таком режиме доля энергии, передаваемой непосредственно от дуги в расплав, превышает 80 % от подведенной. При этом происходит доплавление шихты, нагрев и рафинирование расплава.

В процессе освоения печи постоянного тока в действующем производстве было проведено 6 плавки с полной садкой, в том числе, две плавки серого чугуна, две плавки углеродистой стали и две плавки хромистого чугуна.

Табл. 2

Химический состав серого чугуна для двух вариантов выплавки

Условия выплавки чугуна	№№ проб	Компонентный состав расплава, мас. %					
		C	Mn	Si	S	P	Cr
С использованием чушковых чугунов	1	3,12	0,70	2,34	0,040	0,070	0,23
	2	3,34	0,72	2,29	0,029	0,070	0,10
С использованием стального лома	1	3,12	0,70	2,14	0,040	0,073	0,24
	2	3,36	0,75	2,34	0,031	0,074	0,10

Табл. 3

Механические свойства серого чугуна при двух вариантах выплавки

Условия выплавки чугуна	№№ проб	Механические свойства	
		Предел прочности при растяжении, $\sigma_r$ , МПа	Твердость, НВ
С использованием чушковых чугунов	1	254	197
	2	254	197
С использованием стального лома	1	324	229
	2	299	212

При выплавке серого чугуна в качестве шихты использовали чушковые чугуны, стальной и чугунный лом, отходы и возврат серого чугуна, кокс литейный, электродный бой. Расчет шихты производили на 3,7 % по кремнию, на средний предел по марганцу. В процессе плавления в печь присаживали шлакообразующие для ускорения образования шлака. Густой шлак разжижали плавиковым шпатом, жидкий исправляли добавками извести. После расплавления металла и достижения температуры 1350–1400 °С отбирали пробу для химического анализа и вводили расчетное количество ферромарганца и ферросилиция. При выплавке хромистого чугуна никель вводили в завалку, феррохром – после расплавления металла. При получении повышенного содержания углерода проводили окислительный процесс, при пониженном содержании углерода присаживали в плавку карбюризатор. Сравнительные показатели результатов исследования структуры и свойств серого чугуна при выплавке в ДППТУ-6 и вагранке приведены в табл. 4.

**Выплавка углеродистой стали**

При выплавке стали плавку вели переплавом отходов углеродистых марок стали и соответствующих ферросплавов из расчета получения в металле после расплавления шихты содержания углерода, обеспечивающего нормальное проведение рафинирования. Для раннего образования шлака в завалку давали известь, шамот и другие шлакообразующие компоненты в количестве до 1,5 % от массы завалки. После расплавления шихты плавку до ее окончания вели с перемешиванием. К началу восстановительного периода металл нагревали до температуры на 10–20 °С ниже температуры выпуска.

Раскисление металла производили присадкой ферромарганца (на нижний предел), ферросилиция на 0,20–0,25 %. Ферросилиций присаживали в печь не позднее, чем за 10 минут до выпуска

плавки в хорошо раскисленный металл из расчета не менее, чем на 0,15 % кремния. Ферромарганец вводили в металл в начале восстановительного периода, корректировку проводили не позднее, чем за 10 минут до выпуска плавки.

Однородность химического состава и температуры расплава, уменьшение содержания неметаллических включений при плавке в ДППТУ создают благоприятные условия для улучшения структуры металла, что приводит к повышению уровня механических свойств стали на 30–35 %. Результаты исследования макро- и микроструктуры образцов стали 45Л приведены в табл. 5.

Сравнительные показатели структуры и качества высокохромистого чугуна ЧХ22Г приведены в табл. 6.

На рис. 1 и 2 представлены фотографии микроструктуры образцов высокохромистого чугуна и углеродистой стали, в литом состоянии. Для выявления неметаллических включений использовали темнопольное изображение.

Анализ приведенных микрофотографий позволяет сделать следующие предварительные выводы о влиянии технологии плавки и используемого плавильного агрегата на микроструктуру сплавов в литом состоянии.

1) Плавка в ДППТУ способствует удалению из расплава неметаллических включений, что приводит к повышению уровня механических свойств. Нужно, однако, отметить, что, как правило, в печах постоянного тока используют хромомагнетитовую футеровку, тогда, как в действующих агрегатах переменного тока в основном применяется набивная «кислая» (кварцевая) футеровка, разрушающаяся в процессе плавки и обогащающая расплав неметаллическими включениями, преимущественно силикатами.

2) В результате низкого угара углерода и легирующих компонентов в ДППТУ при завалке одинаковой по количественному и качественному

Табл. 4

Показатели структуры и свойств серого чугуна в зависимости от способа выплавки

Параметры	ДППТУ-6	Вагранка
Гомогенность температуры и химического состава	Обеспечена	Не обеспечена
Брак по газовым раковинам	Отсутствует	Присутствует
Брак по неспаям	Отсутствует	Присутствует
Распределение графитовых включений	Равномерное	Неравномерное
Микроструктура	100 % перлита	Менее 40 % перлита
Соответствие сплава марке чугуна по ГОСТ 1412	СЧ-30	СЧ-20

Табл. 5

Макро- и микроструктура стали 45 в зависимости от способа выплавки

Параметры	ДППТУ-6	ДСП-1,5
Точечная неоднородность, балл	3–4	1
Ликвационные зоны	Отсутствует	Присутствует
Рыхлота осевая	Отсутствует	Присутствует
Неметаллические включения, балл	3–4	1–2
Структурные составляющие	Перлит 35 % + феррит 65 %	Перлит 55 % + феррит 45 %
Аустенитное зерно, балл	6–7	4

Табл. 6

Макро- и микроструктура чугуна ЧХ22Г в зависимости от способа выплавки

Параметры	ДППТУ-6	ДСП-3,0
Гомогенность химического состава	Обеспечена	Не обеспечена
Брак по газовым раковинам	Отсутствует	Присутствует
Содержание эвтектической составляющей	90–100 %	60–70 %
Наличие мартенситной составляющей	Присутствует	Отсутствует
Неметаллические включения, балл	1–2	4
Размер карбидов, мкм	5	6,8

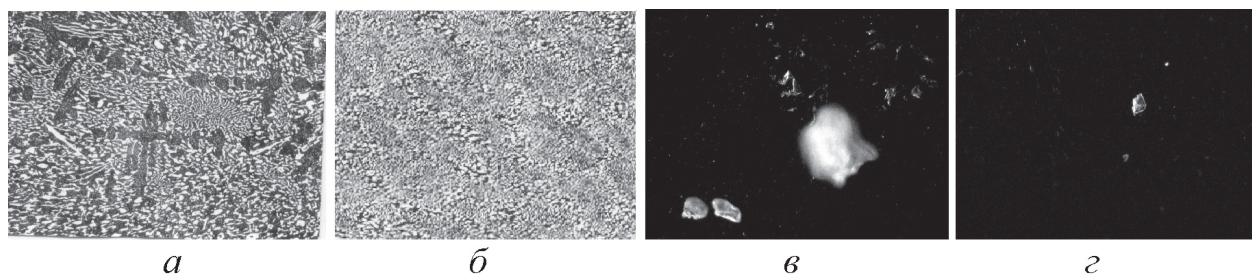


Рис. 1. Микроструктура образцов из высокохромистого чугуна ЧХ22Г в литом состоянии, выплавленного в ДСП-3,0 (а, в) и ДППТУ-6 (б, г),  $\times 250$

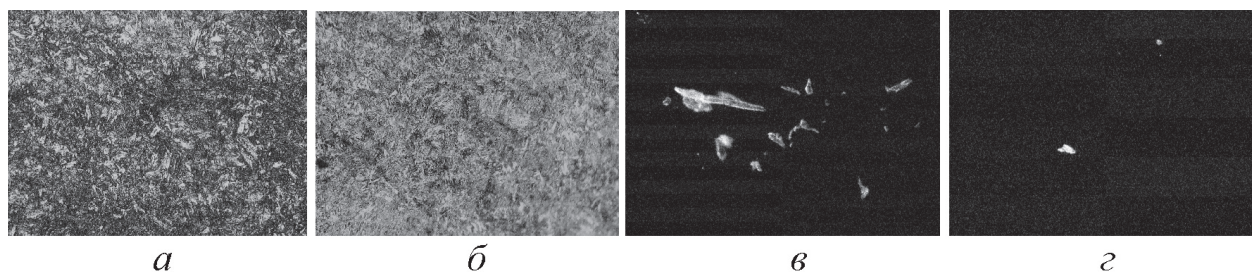


Рис. 2. Микроструктура образцов стали 45 в литом состоянии, выплавленной в ДСП-3,0 (а, в) и ДППТУ (б, г)  $\times 250$

составу шихты состав плавки будет отличаться в пользу металла, выплавленного в печи постоянно-го тока по углероду и легирующим компонентам даже в пределах одной марки сплава. На фотографиях рис. 1 и 2 видно, что структура сплавов, выплавленных в печах постоянного тока, содержит большее количество перлита либо эвтектики, что приводит к повышению их свойств.

### Заключение

На основании проведенных исследований выявлены основные преимущества структуры и свойств сплавов, выплавленных в печи постоянного тока. Разработаны технологические параметры выплавки высококачественных сплавов в печи постоянного тока при использовании основной и кислой футеровки. Из полученных результатов может быть сделан вывод об экономической целесообразности перевода на выплавку в ДППТУ высокохромистых чугунов марок (низкий угар компонентов при плавке), серых чугунов ваграночной плавки, а также стали 45 (максимальное количество заказов на отливки).

Освоение выплавки в ДППТУ-6,0 чугунов и сталей позволяет решить следующие технологические проблемы:

- 1) Регулирование в широком диапазоне состава расплава, его температуры и жидкого состояния.
- 2) Рафинирование сплавов от газов и неметаллических включений.
- 3) Применение наиболее дешевых, рядовых шихтовых материалов.
- 4) Стабилизация структуры и свойств, снижение уровня брака.
- 5) Обеспечение высокой производительности агрегата при высоком качестве продукции.
- 6) Улучшение условий работы персонала на плавильном участке.

Предварительный расчет экономической эффективности от использования ДППТУ-6 на ОАО «Бобруйский машиностроительный завод» показал, что при полном освоении в производстве нового плавильного агрегата экономический эффект составит более 2 млн. рублей на 1 тонну произведенного сплава.

### Список использованных источников

1. Власова, И.Б. Универсальные дуговые печи постоянного тока нового поколения — средство эффективного решения проблем ресурсосбережения и экологии / И.Б. Власова, В.С. Малиновский // *Металлургия машиностроения*. — 2008, № 1.
2. Нехамин, С.М. Замена дуговых печей переменного тока (ДСП) на печи постоянного тока (ДППТ) / С.М. Нехамин // *Литье Украины*. — 2004 г., №4. — С. 33.
3. Малиновский, В.С. Универсальные дуговые печи нового поколения для металлургии и машиностроения / В.С. Малиновский, В.Д. Малиновский, И.Б. Власова // *Металлургия машиностроения*. — 2007, № 3. — С. 23.
4. Малиновский, В.С. Техничко-экономические результаты промышленного освоения дуговых печей постоянного тока нового поколения / В.С. Малиновский // *Металлургия машиностроения*. — 2004, № 6.
5. Сравнительный анализ характеристик дуговых печей постоянного тока нового поколения и индукционных печей / В.С. Малиновский [и др.] // *Литейщик России*. — 2002, № 1.
6. Об эффективности работы дуговых печей постоянного тока нового поколения при выплавке чугуна и стали / В.С. Афонаскин [и др.] // *Металлургия машиностроения*, 2004. — № 2, С. 2–6.
7. Малиновский, В.С. Дуговые печи постоянного тока нового поколения для металлургии машиностроения / В.С. Малиновский, Л.В. Ярных // *Металлургия машиностроения*, 2002. — № 1.

УДК 629.735-519:629.7.058.47

## РАЗРАБОТКА ПОЛУНАТУРНОГО МОДЕЛИРУЮЩЕГО СТЕНДА ДИНАМИКИ ПОЛЕТА МАЛОРАЗМЕРНОГО БЕСПИЛОТНОГО ЛЕТАТЕЛЬНОГО АППАРАТА. СТРУКТУРА СТЕНДА И ОПИСАНИЕ ИСПОЛЬЗУЕМЫХ СИСТЕМ КООРДИНАТ

*В.Н. Биш, А.Н. Пальцев, В.Н. Рыльков, Ю.Ф. Яцына*

Полунатурный моделирующий стенд динамики полета малоразмерного беспилотного летательного аппарата (БЛА) предназначен для исследования динамических свойств легких БЛА малого радиуса действия (от 10 до 70 км), отладки программного обеспечения и доводки бортового оборудования. В дальнейшем рассматриваемый стенд может быть положен в основу при разработке математической модели БЛА среднего радиуса действия (от 70 до 150 (250) км) согласно современной российской классификации [1].

В состав стенда входят следующие функциональные модули:

- программно-математический модуль (ПММ) пространственного движения БЛА;
- программные имитаторы датчиков температуры внутри корпуса ПНК, линейных ускорений (ДЛУ), угловых скоростей (ДУС);
- программные имитаторы приемника GPS, системы воздушных сигналов (СВС), магнитометра, датчиков температуры за бортом БЛА и атмосферного давления;
- пилотажно-навигационный комплекс (ПНК);
- наземный пункт управления (НПУ).

Структурно-функциональная схема стенда представлена на рис. 1.

Полетное задание (ПЗ) и команды управления (КУ) формируются оператором на НПУ и подаются в блок траекторного управления ПНК. При этом на вход ПММ поступают данные об установленном режиме полета.

Входными управляющими сигналами для ПММ являются шим-сигналы  $u_v$ ,  $u_\omega$ ,  $u_n$ ,  $u_{дв}$ , формируемые в ПНК и пропорциональные углам отклонения органов управления полетом, а также величине оборотов двигателя для выдерживания заданной скорости полета.

Выходными параметрами ПММ являются навигационные и пилотажные параметры полета математической модели БЛА, полученные в процессе интегрирования уравнений пространственного движения, а также моделируемые характеристики атмосферы и температура ПНК.

Выходные параметры ПММ поступают на вход имитаторов датчиков, где к их значениям добавляются «шумы». Далее информация в виде «зашумленных» значений параметров поступает:

- в блок ориентации бесплатформенной инерциальной навигационной системы (БИНС) от имитаторов датчиков температуры ПНК, линейных ускорений (ДЛУ) и угловых скоростей (ДУС);
- в блок комплексирования параметров навигации от имитаторов приемника GPS, системы воздушных сигналов (СВС), магнитометра, температуры за бортом и атмосферного давления.

Скомплексированные параметры и вычисленные в блоке ориентации БИНС углы Эйлера ( $\vartheta, \gamma, \psi$ ) выдаются в блок траекторного управления ПНК, осуществляющий расчет заданных и текущих значений высоты, путевой скорости, угла рыскания, а также текущих значений воздушной скорости, угла атаки, угла тангажа, угловой скорости и ускорения тангажа, угла крена и угловой скорости крена.

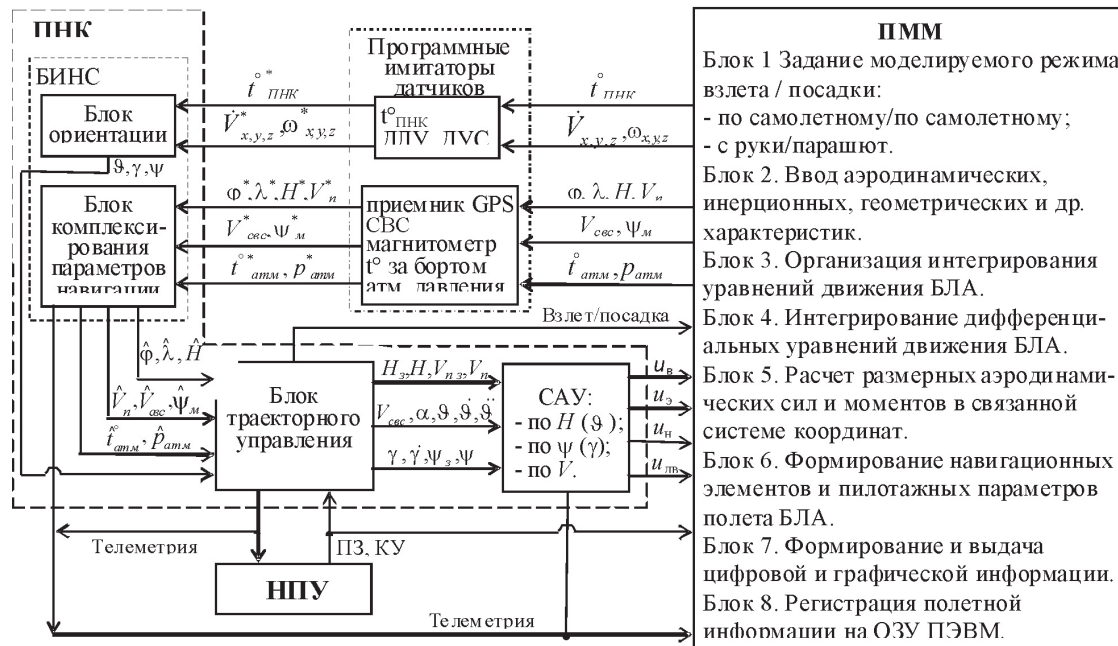


Рис. 1. Структурно-функциональная схема стенда динамики полета БЛА

Значения данных параметров подаются на вход САУ, решающей в составе ПНК две подзадачи управления:

- стабилизация параметров пространственной ориентации, высоты полета БЛА и повышения его устойчивости и управляемости;
- навигация, т.е. точное, надежное и безопасное управление полетом БЛА из одной точки земной поверхности в другую при координатной поддержке от системы спутниковой навигации GPS.

Полетная информация, поступающая от блоков комплексирования параметров навигации, траекторного управления и САУ ПНК, регистрируется в ОЗУ ПЭВМ.

Рассматриваемый ПММ представляет собой математическую модель пространственного движения БЛА, описывающую собственные динамические свойства самолета, т.е. при отсутствии бортовой системы автоматического управления (САУ), которая входит в состав ПНК.

Для описания пространственного движения БЛА используются следующие системы координат (СК) [2–4]: географическая СК; нормальная земная (неподвижная) СК; нормальная (подвижная) СК; связанная СК; скоростная СК; траекторная СК; ортодромическая СК.

При дальнейшем изложении будут описаны основные правила перехода между используемыми СК.

Поскольку GPS сообщает координаты в системе среднего эллипсоида WGS 84 (World Geodetic System 1984) [2], данная система координат выбрана в качестве базовой.

GPS-приемник, установленный на БЛА, определяет геоцентрические (географические — без учета уклонения отвесных линий) координаты текущего местоположения антенны приемника: широту  $\varphi$ , долготу  $\lambda$  и высоту  $h$  [5]. Широта определяется углом, образуемым нормалью к земному сфероиду и плоскостью экватора Земли. Долготу измеряют двугранным углом между плоскостью меридиана, проходящего через точку  $O$ , и плоскостью Гринвичского меридиана (рис. 2).

Нормальная земная СК  $O_o X_g Y_g Z_g$  (рис. 2) — правая прямоугольная декартова система координат, начало которой  $O_o$  совмещено с точкой земной поверхности, ось  $O_o Y_g$  направлена вверх по местной вертикали, а направление осей  $O_o X_g$ ,  $O_o Z_g$  неизменно относительно Земли и выбирается в соответствии с задачей. В рассматриваемой задаче построения ПММ начало нормальной земной СК  $O_o$  совмещено с точкой старта, ось  $O_o X_g$  направлена на север по касательной к меридиану, ось  $O_o Z_g$  ориентирована по касательной к параллели на восток, а ось  $O_o Y_g$  — вдоль вертикали места вверх.

Нормальная СК  $O X_g Y_g Z_g$  — подвижная система координат, начало которой  $O$  совмещено с центром масс БЛА, а оси этой системы имеют то

же направление, что и оси в нормальной земной СК (в частности, параллельно осям нормальной земной СК при относительно небольших расстояниях между точками  $O$  и  $O_0$ ). В дальнейшем будем полагать, что оси нормальной и нормальной земной СК параллельны. Относительное положение этих СК определяется вектором  $r$  между их началами, как это показано на рис. 2. Проекция вектора  $r$  на ось  $OY_g$  называется геометрической высотой полета  $h$ .

Поскольку оси нормальной СК ориентированы по сторонам света, а точка  $O$  перемещается вместе с БЛА, такая система координат называется географическим сопровождающим трехгранником [6], который вращается с абсолютной угловой скоростью, обусловленной переносной угловой скоростью вращения Земли  $U = 0,04-17$  град/с и относительной скоростью вращения вследствие перемещения БЛА вдоль земной поверхности. Относительная скорость вращения трехгранника складывается из угловой скорости вращения  $\dot{\lambda}$  вокруг оси вращения Земли при движении БЛА вдоль параллели ( $\varphi = const$ )

$$\dot{\lambda} = \frac{v_{Zg}}{\rho} = \frac{V_{Zg}}{(R+h)\cos\varphi} \quad (1)$$

и угловой скорости вращения  $\dot{\varphi}$  вокруг оси  $Z_g$  при движении БЛА в плоскости меридиана ( $\lambda = const$ )

$$\dot{\varphi} = \frac{V_{Xg}}{R+h}, \quad (2)$$

где  $\rho$  — радиус соответствующей параллели,  $R = 6\,378\,137$  м — геоцентрический радиус Земли,  $h$  — геометрическая высота полета БЛА.

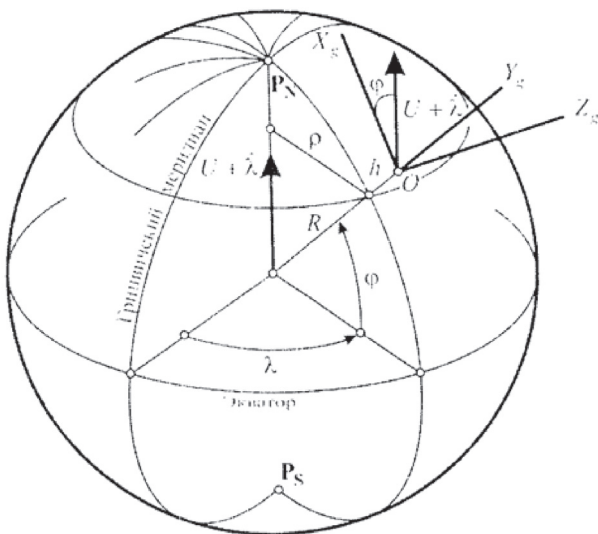


Рис. 2. Географические координаты точки

Если точка  $O$  перемещается с линейной скоростью  $V$  относительно поверхности Земли, то проекции вектора  $V$  на оси географического трехгранника имеют вид (рис. 3)

$$V_{Xg} = V_r \cos K, \quad V_{Yg} = \dot{h}, \quad V_{Zg} = V_r \sin K. \quad (3)$$

где  $V_r$  — горизонтальная составляющая скорости БЛА,  $K$  — курсовой угол, т.е. угол между направлением на север и вектором  $V_r$ .

Проекции абсолютной угловой скорости географического трехгранника на его оси равны [6]

$$\omega_{Xg} = (U + \dot{\lambda}) \cos \varphi;$$

$$\omega_{Yg} = (U + \dot{\lambda}) \sin \varphi; \quad \omega_{Zg} = -\dot{\varphi}, \quad (4)$$

а с учетом соотношений (1) и (2)

$$\omega_{Xg} = U \cos \varphi + \frac{V_{Zg}}{R+h};$$

$$\omega_{Yg} = U \sin \varphi + \frac{V_{Zg}}{R+h} \operatorname{tg} \varphi; \quad \omega_{Zg} = -\frac{V_{Xg}}{R+h}. \quad (5)$$

Связанная СК — подвижная система координат  $OXYZ$ , осями которой являются фиксированные относительно летательного аппарата (ЛА) продольная ось  $OX$ , нормальная ось  $OY$ , расположенные в плоскости симметрии БЛА и поперечная ось  $OZ$ , перпендикулярная плоскости симметрии, а начало координат  $O$  совмещено с центром масс (рис. 4). Переход от нормальной системы координат к связанной СК осуществляется последовательными поворотами на угол рыскания  $\psi$  вокруг оси  $OY_g$ , на угол тангажа  $\vartheta$  вокруг нового положения оси  $OZ_g$  и на угол крена  $\gamma$  вокруг оси  $OX$  (рис. 4, а). Здесь же показаны векторы скоростей изменения этих углов. Использование углов Эйлера опирается на предположение, что  $\vartheta \neq \pm \pi/2$ , в противном случае векторы  $\dot{\psi}$  и  $\dot{\gamma}$  «складываются» и описанный способ определения относительного углового положения теряет смысл.

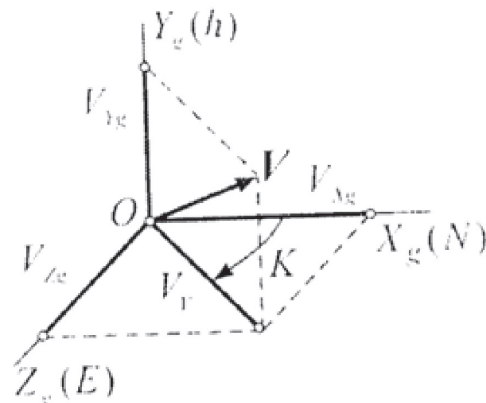


Рис. 3. Проекции вектора  $V$  на оси географического трехгранника

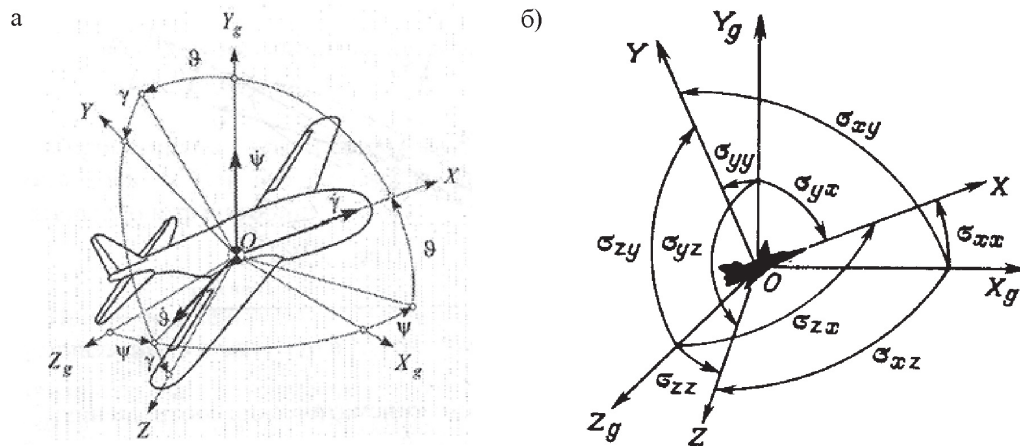


Рис. 4. Нормальная и связанная СК:  
а — углы Эйлера; б — направляющие косинусы

Взаимная ориентация рассматриваемых систем координат однозначно определяется девятью направляющими косинусами, т.е. косинусами девяти углов между соответствующими осями связанной и нормальной СК (рис. 4, б).

Связь направляющих косинусов с углами Эйлера представлена в табл. 1 [4].

Направляющие косинусы удобно представлять в виде матрицы перехода от связанной к нормальной СК (матрицы вращения)

$$D_H^{CB} = \begin{bmatrix} \epsilon_{xx} & \epsilon_{xy} & \epsilon_{xz} \\ \epsilon_{yx} & \epsilon_{yy} & \epsilon_{yz} \\ \epsilon_{zx} & \epsilon_{zy} & \epsilon_{zz} \end{bmatrix}. \quad (6)$$

Вследствие ортогональности матрицы вращения (ее обращение эквивалентно транспонированию) обратный переход от нормальной к связанной СК осуществляется с помощью транспонирования матрицы (6)

$$D_H^H = [D_H^{CB}]' = \begin{bmatrix} \epsilon_{xx} & \epsilon_{yx} & \epsilon_{zx} \\ \epsilon_{xy} & \epsilon_{yy} & \epsilon_{zy} \\ \epsilon_{xz} & \epsilon_{yz} & \epsilon_{zz} \end{bmatrix}, \quad (7)$$

где штрихом обозначена операция транспонирования.

Скоростная система координат — подвижная система координат  $OX_a Y_a Z_a$ , начало которой  $O$  находится в центре масс ЛА, ось  $OX_a$  совпадает с направлением скорости  $\vec{V}$  (скоростная ось), ось  $OY_a$  лежит в плоскости симметрии  $OXY$  (ось подъемной силы), а ось  $OZ_a$  (боковая ось) дополняет две предыдущие до правого трехгранника осей (рис. 5). Положение связанной СК относительно скоростной определяется углами атаки  $\alpha$  и скольжения  $\beta$ . Угол  $\beta$  образован осью  $OX_a$  (направлением скорости) и плоскостью симметрии ЛА, а угол  $\alpha$  образован продольной осью  $OX$  и проекцией оси  $OX_a$  (скорости  $\vec{V}$ ) на плоскость симметрии. Эти аэродинамические углы и компоненты воздушной скорости в связанной СК подчинены соотношениям

$$\alpha = -\arctg \frac{V_y}{V_x}; \quad \beta = \arctg \frac{V_z}{\sqrt{V_x^2 + V_y^2}}. \quad (8)$$

Матрица перехода от скоростной к связанной СК имеет вид

Таблица 1

Оси нормальной СК	Оси связанной СК		
	OX	OY	OZ
$OX_g$	$\epsilon_{xx} = \cos\sigma_{xx} = \cos\psi \cos\vartheta$	$\epsilon_{xy} = \cos\sigma_{xy} = \sin\gamma \sin\psi - \cos\gamma \cos\psi \sin\vartheta$	$\epsilon_{xz} = \cos\sigma_{xz} = \cos\gamma \sin\psi + \sin\gamma \cos\psi \sin\vartheta$
$OY_g$	$\epsilon_{yx} = \cos\sigma_{yx} = \sin\vartheta$	$\epsilon_{yy} = \cos\sigma_{yy} = \cos\gamma \cos\vartheta$	$\epsilon_{yz} = \cos\sigma_{yz} = -\sin\gamma \cos\vartheta$
$OZ_g$	$\epsilon_{zx} = \cos\sigma_{zx} = -\sin\psi \cos\vartheta$	$\epsilon_{zy} = \cos\sigma_{zy} = \sin\gamma \cos\psi + \cos\gamma \sin\psi \sin\vartheta$	$\epsilon_{zz} = \cos\sigma_{zz} = \cos\gamma \cos\psi - \sin\gamma \sin\psi \sin\vartheta$



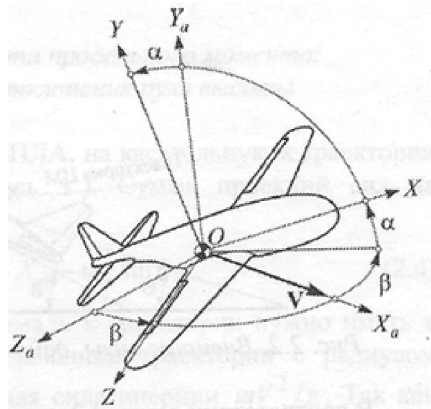


Рис. 5. Связанная и скоростная СК

$$D = \begin{bmatrix} \cos \alpha \cos \beta & \sin \alpha & -\cos \alpha \sin \beta \\ -\sin \alpha \cos \beta & \cos \alpha & \sin \alpha \sin \beta \\ \sin \beta & 0 & \cos \beta \end{bmatrix}. \quad (9)$$

Траекторная система координат  $OX_k Y_k Z_k$  — подвижная система координат, начало которой  $O$  находится в центре масс ЛА, ось  $OX_k$  совпадает с направлением земной скорости  $\vec{V}_k$ , ось  $OZ_k$  лежит в горизонтальной плоскости, а ось  $OY_k$  расположена в вертикальной плоскости, проходящей через ось  $OX_k$ , и направлена обычно вверх от поверхности Земли.

Относительное положение траекторной и нормальной СК показано на рис. 6. Угол между осью  $OX_g$  и вертикальной плоскостью, проходящей через ось  $OX_k$ , называется углом пути  $\Psi$ . Угол между осью  $OX_k$  и горизонтальной плоскостью называется углом наклона траектории  $\theta$ .

Матрица перехода от траекторной к нормальной СК имеет вид [7]

$$D_H^T = \begin{bmatrix} \cos \theta \cos \Psi & -\sin \theta \cos \Psi & \sin \Psi \\ \sin \theta & \cos \theta & 0 \\ -\cos \theta \sin \Psi & \sin \theta \sin \Psi & \cos \Psi \end{bmatrix}. \quad (10)$$

Относительное положение векторов земной скорости

$$\vec{V}_k = [V_{kxg} \ V_{kyg} \ V_{kzg}]' \quad (11)$$

и воздушной скорости ЛА

$$\vec{V} = [V_x \ V_y \ V_z]' \quad (2)$$

определяется скоростью воздушной массы относительно поверхности Земли, т.е. вектором скорости ветра  $\vec{W}$ , который задается проекцией на оси нормальной СК

$$\vec{W} = [W_{xg} \ W_{yg} \ W_{zg}]'. \quad (13)$$

Заметим, что введенные матрицы перехода осуществляют все возможные переходы от одной из

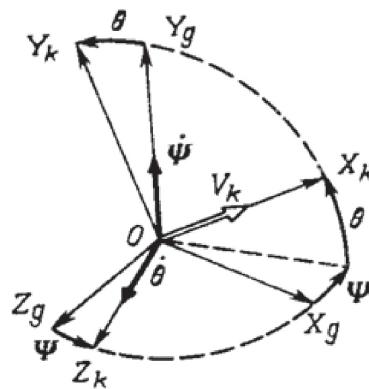


Рис. 6. Нормальная и траекторная системы координат

перечисленных СК к другой. Так, переход от траекторной к скоростной СК осуществляется матрицей

$$D_C^T = D_c^c D_c D_H^T, \quad (14)$$

элементы которой образуются по правилу перемножения указанных матриц.

Ортодромическая СК — образуется построением условного (ортодромического) экватора — главной ортодромии с таким расчетом, чтобы она проходила в секторе предстоящих полетов через точку вылета (ТВ). При этом направление главной ортодромии в сторону очередного поворотного пункта маршрута (ППМ1) считается положительным. Сферические перпендикуляры, восстановленные к главной ортодромии, образуют сетку ортодромических меридианов и пересекаются в полюсах ортодромической системы координат. В навигации используют два вида ортодромической СК: левую и правую. Рассмотрим левую ортодромическую СК (рис. 7).

Основной плоскостью отсчета является плоскость условного экватора, в которой лежит линия ортодромии — дуга большого круга на поверхности земной сферы, проходящая через начальную и конечную точки маршрута.

Ортодромия обладает следующими свойствами:

- является линией кратчайшего расстояния между точками на поверхности земного шара;
- пересекает меридианы под различными неравными между собой углами вследствие схождения меридианов у полюсов.

Условный экватор этой системы представляет собой координатную ось  $OY$  на поверхности земной сферы. Другая координатная ось  $OX$  направлена под углом  $90^\circ$  к оси влево от положительного направления  $OY$ . Ось  $OX$  — начальный ортодромический меридиан. Положение точки на сфере определяется ортодромическими широтой  $x$  и долготой  $y$ .

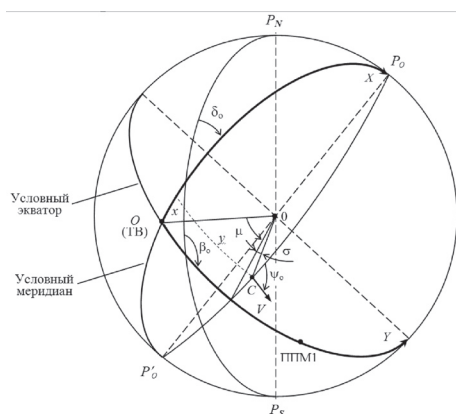


Рис. 7. Ортодромическая система координат

Ортодромическая долгота  $y$  определяется длиной дуги ортодромического экватора от начального ортодромического меридиана  $OX$  до ортодромического меридиана точки  $C$ . Ортодромическая долгота может выражаться в линейной или угловой мере:  $\mu = 57,3^\circ y R^{-1}$ , где  $R$  — радиус сферы (6378,137 км). Ортодромическая широта  $x$  определяется длиной дуги ортодромического меридиана от ортодромического экватора до ортодромической параллели точки или в угловой мере  $\sigma = 57,3^\circ x R^{-1}$ .

Курс  $\psi_0$  БЛА и все углы в левой ортодромической СК измеряются относительно ортодромических меридианов по часовой стрелке\*.

Угол между геоцентрическим и ортодромическим меридианами называется углом схождения меридианов  $\delta$ . Для начальной точки системы координат  $O$  он обозначается  $\delta_0$ .

Направление (азимут) главной ортодромии определяется ортодромическим путевым углом (ОПУ)  $\beta_0 = \delta_0 + 90^\circ$ , заключенным между северным

#### Литература

1. Современная классификация российских БЛА [Электронный ресурс] // Missiles.ru. Ракетная техника: [сайт]. URL: [http://www.missiles.ru/UAV\\_class.htm](http://www.missiles.ru/UAV_class.htm) (дата обращения: 10.02.2010).
2. WGS 84. Официальное определение стандарта WGS84. [http://earth-info.nga.mil/GandG/publications/tr8350.2/tr8350\\_2.html](http://earth-info.nga.mil/GandG/publications/tr8350.2/tr8350_2.html).
3. В.Е. Жаров. Сферическая астрономия. // Москва, 2002 [сайт]. <http://www.astronet.ru/db/msg/1190817> (дата обращения: 04.05.2012).
4. Динамика летательных аппаратов в атмосфере. Термины, определения и обозначения: ГОСТ 20058-80. Издание официальное. — Москва, 1981.
5. Спутниковая система навигации GPS [сайт]: <http://ru.wikipedia.org/wiki/GPS-приемник> (дата обращения: 04.05.2012).
6. Матвеев, В.В. Основы построения бесплатформенных инерциальных навигационных систем. / В.В. Матвеев, В.Я. Распопов; под общ. ред. В.Я. Распопова. — Санкт-Петербург: ГИЦ РФ ОАО «Концерн «ЦНИИ «Электроприбор», 2009. — 280 с.
7. Буков, В.Н. Адаптивные прогнозирующие системы управления полетом / В.Н. Буков. — М.: Наука, 1987. — 232 с.
8. Черный, М.А. Самолетовождение / М.А. Черный, В.И. Кораблин. — М.: Транспорт, 1977. — 350 с.

\* — В правой ортодромической СК, в отличие от левой, положительное направление оси  $OX$  располагается вправо от положительного направления оси  $OY$ , а курс и все остальные направления измеряются от ортодромической параллели.

направлением истинного меридиана и линией заданного пути в начальной точке ортодромии.

Положение левой ортодромической СК относительно геоцентрической обычно задается одним из следующих способов: указанием координат  $\varphi_0, \lambda_0$ , начальной точки  $O$  и направлением главной ортодромии  $\beta_0$  в данной точке или указанием координат  $\varphi_0, \lambda_0$  и координат  $\varphi_1, \lambda_1$  очередной точки маршрута (ППМ1), лежащей на главной ортодромии.

Длина дуги по главной ортодромии между двумя точками рассчитывается с помощью формулы [8]

$$\cos \mu = \sin \varphi_0 \sin \varphi_1 + \cos \varphi_0 \cos \varphi_1 \cos (\lambda_1 - \lambda_0), \quad (15)$$

где  $\mu$  — ортодромическая долгота точки  $C$  в градусах дуги ортодромического экватора;  $\varphi_0$  и  $\lambda_0$  — координаты исходной точки ортодромии;  $\varphi_1$  и  $\lambda_1$  — координаты конечной точки ортодромии.

Расстояние по ортодромии (ортодромическая долгота) в линейной мере

$$y = \mu R / 57,3^\circ. \quad (16)$$

Ортодромический путевой угол  $\beta_0$  (направление ортодромии в исходной точке маршрута) рассчитывается по формуле [8]

$$\operatorname{ctg} \beta_0 = \cos \varphi_0 + \operatorname{tg} \varphi_1 \cos (\lambda_1 - \lambda_0) - \sin \varphi_0 \operatorname{ctg} (\lambda_1 - \lambda_0) \quad (17)$$

Поскольку ортодромия пересекает меридианы под разными углами, полет по этой линии с помощью магнитного компаса невозможен.

Дальнейшие публикации будут посвящены описанию математической модели пространственного движения БЛА при решении навигационных задач, включая взлетно-посадочные режимы.

## ЗВЕЗДЫ И ТЕРНИИ

### Часть третья

(продолжение)

Клеванец Ю.В.

#### 7. Война

Когда-то во втором веке до нашей эры некто Герон из Александрии изобрел нечто, очень похожее на паровую турбину. И что? Да ничего. Возможно, ему тоже перепал от тогдашних правителей Египта какой-нибудь золотой портсигар. А его механическая игрушка стала еще одной забавой для царедворцев. Никому это изобретение не помогло и ни на что не повлияло.

##### 7.1 Тяжелые самолеты

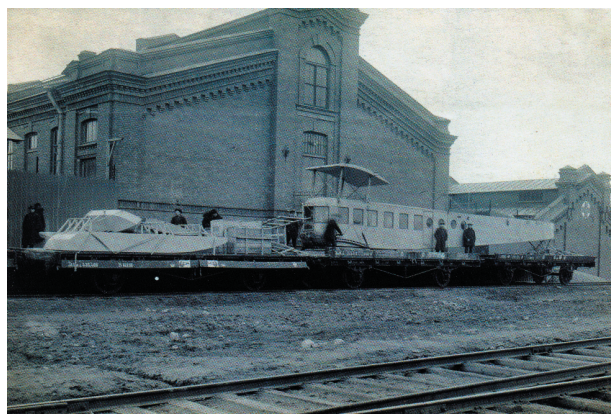
Всеобщая мобилизация была объявлена в России 17(30) июля. Через несколько дней окончилась карьера «Ильи Муромца» № 1. Здесь уже говорилось о том, что его по заказу морского ведомства переоборудовали в гидросамолет, установив на поплавки и заменив два центральных мотора «Аргус» на французские «Сальмсоны». Самолет заказчику понравился и был закуплен у завода. Сразу же после начала войны его было решено отправить на военно-морскую базу в Кильконде на острове Эзель (теперь Сааремаа). Поскольку аппарат был уже куплен, перегнать его взялся военный летчик, лейтенант флота Лавров (участник перелета из Петербурга в Киев). Сикорский летел вместе с ним как инструктор. Не долетев до цели, попали в сильный дождь. Решили садиться в первой встречной бухте. При посадке повредили поплавки. Сикорский отправился в Кильконд за помощью. Г. И. Лавров с механиком остались у самолета. Увидев, что в бухту заходят какие-то корабли и посчитав их немецкими, Лавров распорядился поджечь самолет.

Корабли оказались русскими, Лаврова за панику хотели осудить, но только уволили с флота. М. В. Шидловский тут же принял его на работу на авиационное отделение «Руссо-Балта» в Петербурге в качестве военпреда.

А события все разворачивались. 23 июля (05 августа) 1914 г. Военное ведомство и

Генеральный штаб приняли решение о закупке у «Руссо-Балта» десяти тяжелых самолетов. При этом каждый «Илья Муромец» или ИМ (так его начали называть с началом войны; страсть ко всяким сокращениям, аббревиатурам и телеграфному стилю, высмеянная Ильфом и Петровым, родилась именно в середине 1914 г.) должен был считаться отдельным авиаотрядом со всеми положенными ему штатами. Отряды тяжелых самолетов подчинялись Генеральному инспектору авиации Вел. князю Александру Михайловичу. Надо заметить: Генеральный инспектор и непосредственный командир создававшейся тяжелой авиации России был большим скептиком в отношении этой самой тяжелой авиации вообще. Аргументы царственно главнокомандующего были традиционны: ни у кого таких самолетов нет, а мы что всех умнее? Подобные взгляды попортили немало крови всяким «механикусам», конструкторам, изобретателям России и до Сикорского, и после Сикорского.

Тем же совместным решением от 23 июля 1914 г. Сикорский должен был обучить полетам на ИМ инструкторов Гатчинской авиационной школы



Первый экземпляр «Муромца» с поплавковым шасси на железнодорожной платформе

для того, чтобы они потом обучали фронтовых летчиков. Таким образом, наш герой становился каким-то многостаночником: он был директором и главным конструктором авиационного производства, летчиком-испытателем и летчиком-инструктором.

Между тем, для применения «Муромца» в качестве бомбардировщика, он нуждался в доработке.

Первоначально под авиационной бомбой понималось нечто вроде пехотной гранаты. Но уже в начале войны пришли к выводу, что это отдельный вид оружия. Была разработана конструкция каплеобразной формы со стабилизатором и сложным взрывателем, состоящим из трех частей, которые должны были срабатывать последовательно друг за другом. Сначала взрыватель взводился приводом от механизма бомбосбрасывания. Далее от напора воздуха при падении бомбы срабатывала «вертушка» в ее носу, а взрыв производился пружинным механизмом при ударе о грунт. Таким образом, взрыв исключался, если бомбу, даже и снаряженную, уронить на землю. Описанная схема подрыва авиационных боеприпасов действует и по сей день.

Производство авиационных бомб было налажено в мастерских при МВТУ в Москве.

Бомбардировку производил на самолете ИМ дополнительный член экипажа — артиллерийский офицер.

Испытания нового оружия показали, что для сброса бомб с малых высот «Муромец» непригоден, так как уязвим для огня с земли. А при сбрасывании бомб с большой высоты не было кучности: бомбы разлетались в стороны. Пришлось разрабатывать и специальные прицелы, и методику сброса.

На «Муромцах» первой военной серии (тип Б) артиллерийский офицер (бомбардир) сбрасывал бомбы вручную. Затем появились кассеты с держателями (их называли «шкафы»). При полете к цели бомбардир должен был встать на колени возле окна в полу—на этом окне было визирное приспособление. Бомбардир для выставления самолета на боевой курс подавал команды пилоту при помощи рычага «право – лево», который был связан передачей со специальной стрелкой в пилотской кабине на панели управления; использовался также обыкновенный охотничий рожок, применявшийся и в армии, и во флоте. При попадании цели в перекрестье визира офицер-бомбардир дергал за рычаг бомбосбрасывателя.

Со временем появились все более сложные приборы для учета поправок на ветер, разные

виды держателей, а также подвески бомб под крылом. «Муромец» становился все более совершенной боевой машиной.

Установка оборонительного вооружения тоже потребовала доработок. Во-первых, пришлось окончательно отказаться от пушек из-за сложности заряжания и из-за отдачи. Кроме того, единственный стоящий на вооружении русской армии пулемет «Максим» для авиации оказался слишком тяжелым. От оружейников потребовали изготовить облегченный вариант с прикладом под плечо стрелка. Кроме облегченного «Максима» на «Муромцы» ставили пулеметы «Льюис», «Виккерс», «Кольт», автоматические винтовки (тогда говорили «ружье-пулемет») «Мадсен». Экипажу выдавался также кавалерийский карабин. Вооружение на разных самолетах различилось, так как ставилось обычно то, что в данный момент было в наличии, что конечно, усложняло эксплуатацию и обслуживание.

Поскольку «Муромец» был еще и разведчиком, то понадобилось оснастить его фотоаппаратом. Фотоаппарат применялся также для фиксации результатов бомбардировки.

Но вернемся в лето 1914 г. Вообще надо сказать, что Россия встретила войну с внушительным количеством самолетов (525, больше было только в Германии), из которых не менее половины были в армии. Но дальнейшие события стали совершенно обескураживающими: в первый же месяц убыль составила более трети машин. При этом собственно боевые потери были минимальными. Пестрые по составу авиаотряды таяли в основном из-за аварий и невозможности ремонта вследствие отсутствия моторов и запчастей. Российские военные представители за рубежом вынуждены были просить (в литературе даже употребляется слово «униженно») о поставках самолетов, агрегатов, узлов, материалов.

Тема закупок авиационной техники в Первую Мировую войну и об использовании этой техники в российской армии велика, интересна и поучительна. Для примера следует сказать, что около половины парка истребителей к октябрю 1917 г. составляли импортные или изготовленные по лицензии «Ньюпоры» разных типов. Для данной же работы особенный интерес представляют сведения о потерях авиации летом 1914 г., они позволяют понять, насколько велика была реальная потребность фронта в новых машинах, и тяжелых в особенности.

В связи с этим нужно отметить, что контракт с «Руссо-Балтом» на постройку 10 машин имел

дополнительное условие — он мог быть оставлен при негативных результатах войсковых испытаний. То есть в обстановке обостряющихся проблем командование армии вело себя очень, а скорее даже и чересчур осторожно.

Итак, как здесь уже говорилось, первой «военной» модификацией стал «Муромец» типа «Б». Только на 4 первые машины хватило немецких «Аргусов» в 140 л.с., еще два самолета этого типа были оснащены французскими «Сальмсонами». Внешне машины этого типа отличались навеской пулеметов на «балкон» сверху фюзеляжа. Все размеры ИМ типа «Б» были пропорционально немного уменьшены для облегчения. В. Михеев пишет, что на последнем, шестом самолете варианта «Б» пулеметы перенесли на площадку под верхним крылом.

Следует сказать, что все данные по скорости, дальности и прочие тактико-технические характеристики военных «Муромцев» «среднепотолочны». Все самолеты разнились друг от друга двигателями, вооружением, емкостью баков. Поэтому, к примеру, скорость варьировалась на отдельных машинах от 100 км/ч (самолеты с меньшей скоростью не пропускала военная приемка) до 145 км/ч, бомбовая нагрузка от 150 до 500 кг и так далее. В целом от серии к серии «Муромцы» становились все более мощными машинами, но внутри серии были заметные различия между отдельными самолетами.

К концу августа 1914 г. Сикорский обучил пилотировать «Муромец» трех инструкторов Гатчинской школы летчиков: заместителя начальника, штабс-капитана Г.Г. Горшкова, штабс-капитана Е.В. Руднева и поручика А.В. Панкратьева. К этому же времени были готовы два новых самолета. Руднев

и Панкратьев с подобранными экипажами отправились на них на фронт. Пункт назначения первого — Белосток, штаб Северо-Западного фронта, второго — Брест, штаб Юго-Западного фронта. Панкратьев до цели не долетел, подломил шасси на промежуточной посадке. Руднев добрался до цели 31 сентября (12 октября) 1914 г. Правда, ничем он там себя не проявил, написал через некоторое время докладную записку о непригодности «Муромцев» к боевой работе, после чего сам оставил свою машину и уехал в истребительную часть. Мнение Руднева поддержал Великий князь Александр Михайлович. 28 октября по ст. стилю финансирование работ по «Муромцам» было остановлено. К этому моменту на стапелях авиационного отделения «Руссо-Балта» уже собирались 3 самолета следующего типа «В» и был заключен новый контракт на поставку в армию 32 машин в дополнение к 10-ти первым.

В такой ситуации незаурядную для своих немалых лет инициативу проявил Михаил Владимирович Шидловский. Через голову авиационного начальства он обратился к Военному министру Сухомлинову и Главнокомандующему русской армией (Главковоерху) Великому князю Николаю Николаевичу. Председатель правления «Руссо-Балта» предлагал организовать вместо отдельных отрядов тяжелых самолетов крупное подразделение — Эскадру воздушных кораблей (ЭВК). 10 (23) декабря Эскадра приказом Главковоерха была одобрена. На заводе вновь началась работа. Шидловский был назначен командиром эскадры, ему было присвоено звание генерал-майора. Местом дислокации назначалось местечко Яблонна под Варшавой. Со свойственной ему энергией Шидловский начал собирать матчасть и комплектовать штаты. Вместо покинувшего пост



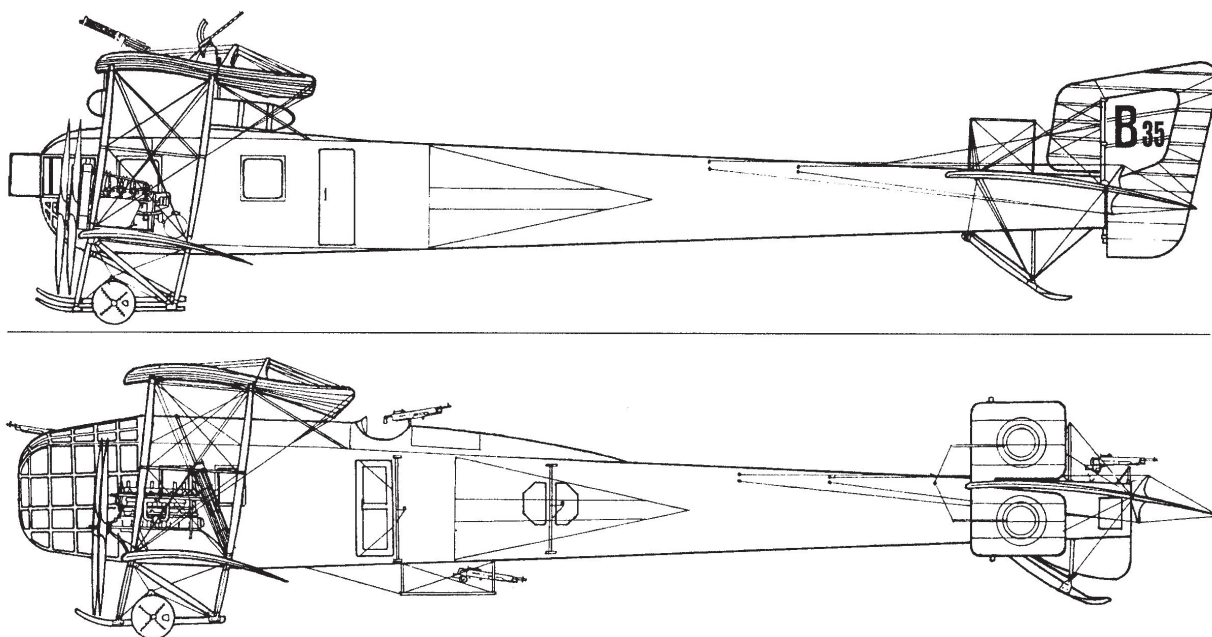
Михаил Владимирович  
Шидловский



Алексей Васильевич  
Панкратьев



Георгий Георгиевич  
Горшков



*Развитие конструкции «Муромца»-бомбардировщика: выше самолет серии «В», первый настоящий бомбардировщик в мире, ниже — последний спроектированный самолет серии «Е»*

Руднева в действующую армию был отозван из Гатчины Горшков. Зампотехом назначался мобилизованный в армию профессор МВТУ Найденов. Была налажена телефонная связь с Пулковской обсерваторией. И так далее, и так далее.

Между прочим, получил назначение в Эскадру и Сикорский. Он стал советником по технике штаба эскадры. Теперь его жизнь протекала на колесах, в разъездах между Петроградом (с началом войны столице дали более патристичное название) и фронтом. Исполняющим обязанности директора авиационного отделения «Руссо-Балта» был назначен Михаил Федорович Климиксеев, молодой инженер, один из соратников Сикорского.

Однако, несмотря на все усилия, в течение полугода с начала войны новейшее и мощнейшее оружие того времени, бомбардировщик «Илья Муромец» не совершил ни одного боевого вылета. Более того, в конце января уже следующего, 1915 г. в Эскадру прибыл Вел. Князь Александр Михайлович и, выступив перед экипажами, заявил, что дело с тяжелой авиацией—пустое, предложил им переходить в разведывательные или истребительные отряды.

В том же январе 1915 г. из-за большого пожара последовала новая остановка авиационного производства в Петрограде. Всех перечисленных проблем и препятствий вполне хватило бы на то, чтобы опустить руки, однако, на фоне вся-

ческих затруднений штабс-капитан Горшков с 14 (27).02.1915 начал совершать из Яблонны боевые вылеты на разведку и бомбометание. Примерно через неделю к Горшкову подключились экипаж Панкратьева, все-таки прибывшего в Эскадру по железной дороге.

Думается, будет уместным привести сообщение агентурной разведки русской армии из немецкого местечка Велленберг в марте 1915 г.

«По результатам трех налетов на станцию Велленберг разрушено станционное здание и пакгауз, 6 товарных вагонов, вагон коменданта, причем комендант ранее, в городе разрушено несколько домов, убито 2 офицера и 17 нижних чинов, 7 лошадей, в городе паника...»

В конце марта все члены экипажа Горшкова были повышены в званиях и награждены.

К апрелю 1915 г. в ЭВК было всего 3 боевые машины с экипажами Горшкова, Панкратьева, Лаврова (вызванного из Петрограда) и еще две или три учебных. В апреле в строй встал экипаж штабс-капитана Бродовича.

В апреле авиационное отделение «Руссо-Балта», которое теперь стали называть «Авиа-Балт», вновь заработало в полную силу.

А Эскадра продолжала боевую работу. 06(18) апреля — первый совместный полет на бомбометание экипажей Горшкова и Бродовича.

12(25) апреля 1915 г. немцы провели первый налет на аэродром эскадры. Больших потерь не

было. На следующий день — ответный налет ИМ под командованием Бродовича на немецкий аэродром. Больше немцы Яблонну не бомбили.

К маю в строю Эскадры уже шесть боевых машин. В мае в связи с наступлением противника в Галиции (свидетельство тому «Похождения бравого солдата Швейка»), во Львов для поддержки русской армии был направлен отдельный отряд из двух машин, выделенный из состава Эскадры (экипажи поручика И.С. Башко и инженера-капитана В.М. Бродовича). Этот отряд отступал вместе со всей армией, оказавшись осенью того же года в Слуцке. Но до этого, в июле, экипаж Башко, возвращавшийся с задания, провел первый в мире бой тяжелого самолета с тремя немецкими истребителями «Бранденбург». Один истребитель при этом был сбит, «Муромец» совершил вынужденную посадку на своей территории. Раненный командир был отправлен в госпиталь, а подбитый «Муромец», по-видимому, не стали восстанавливать, отступление продолжалось. Затем Бродовича отозвали в Петроград, назначив вместо него инженера-капитана Озерского. В ноябре 1915 г. самолет, который пилотировал Озерский, погиб в катастрофе. История отдельного отряда на этом закончилась.

А оставшаяся Эскадра в середине мая была перебазирована в Лиду: и на этом участке фронта началось немецкое наступление. Пробыв там три месяца, пришлось отходить дальше на восток, в Псков.

Здесь, в Пскове, была определена основная база, а боевые машины, в количестве уже восьми, отправлены на аэродром передового базирования в Зегельвальд (теперь Сигулда под Ригой) для прикрытия Петроградского направления. В конце 1915 г. еще два самолета направлены в Галицию.

С начала 1916 г. начал действовать еще один отдельный авиаотряд на Западном фронте. Таким образом, по общему структурному устройству русская тяжелая авиация состояла из собственно эскадры, базирующейся в Пскове и трех отдельных отрядов на каждом из основных фронтов.

Летчики всех подразделений вели примерно одинаковую боевую работу, но, конечно, случались и события, которые можно назвать вехами в истории авиации. Так, 7(20) февраля 1916 г. экипажем старшего лейтенанта Лаврова из отряда Северо-Западного фронта была произведена первая в мире ночная бомбардировка станции Митава. В июне того же года отряд Западного фронта понес первую боевую потерю: при бомбардировке штаба немецкой пехотной дивизии истребителями вражескими

был сбит самолет штабс-капитана Макшеева. Это единственный сбитый «Муромец» за всю войну. Более того, «Илья Муромец» по-видимому, единственный бомбардировщик в мире, чьи собственные потери во много раз меньше сбитых им самолетов противника. В августе снова отличился отряд Северо-Западного фронта, совершив первый в мире налет большой группой на немецкую базу гидроавиации на озере Ангерн под Ригой. Из 17 немецких самолетов, которые были на базе, 7 были уничтожены на земле и на воде, 8 успели взлететь, но 2 из них были сбиты пулеметным огнем с «Муромцев».

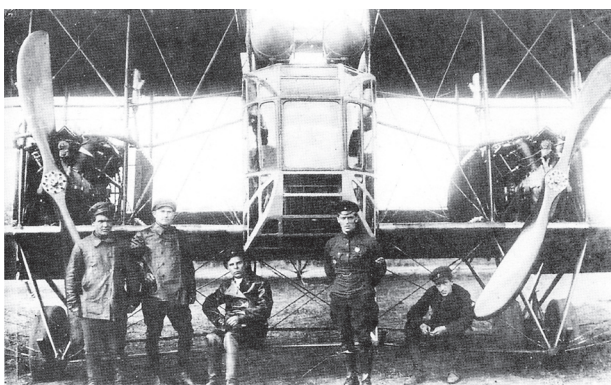
В том же 1916 г. на немецких истребителях появились пулеметы с синхронизаторами. Вообще принцип синхронизации таков: пулемет связывается отдельной передачей с валом двигателя, перезарядка пулемета производится за счет этой передачи. Таким образом вращение винта жестко увязывается со стрельбой, что не позволяет отстрелить собственную лопасть.

Сикорский ответил на немецкое новшество еще одной пулеметной точкой в хвосте самолета. Доработка одного из «Муромцев» под установку такого пулемета была произведена уже в 1917 г. Фронтовые испытания доработанного самолета провел экипаж старшего лейтенанта Лаврова. Хвостовым пулеметчиком был Марсель Пля, негр, бывший цирковой гимнаст. В испытательном полете на воздушный бой из трех атаковавших «Муромца» немецких истребителей были сбиты два, третий прекратил атаки и вышел из боя.

Но вот прогремела Февральская революция, а после нее началось преследование и отстранение от должностей офицеров и чиновников-монархистов. Не дожидаясь такой участи, М.В. Шидловский весной подал в отставку с должности командующего эскадрой. Вместе с ним ушел в отставку и Сикорский. В это время Эскадра перебазировалась в Винницу для содействия готовящемуся наступлению Галицийского и Румынского фронтов.

Всего в Винницу прибыло 30 боевых самолетов. Командование после Шидловского принял подполковник Горшков. В дальнейшем отряды перелетели ближе к фронту. Боевая работа продолжалась.

В литературе отмечается бой экипажа под командованием капитана И.Е. Шарова. 18 июня (01 июля) 1917 г. он отразил нападение 8 немецких истребителей, пять из них сбил. Все члены экипажа были ранены, самолет сильно поврежден, но сел самостоятельно на свой аэродром.



*«Илья Муромец» из дивизиона воздушных кораблей  
Красной армии*

К этому времени в Эскадру прибыл первый и единственный самолет последней серии «Е». Он признается самым мощным и совершенным бомбардировщиком среди всех «Муромцев». И действительно, сразу по прибытии «ИМ-Е» зарекомендовал себя весьма ценной боевой единицей.

В июле, как известно, русское наступление в Галиции выдохлось, началось контрнаступление немецко-австрийских армий. «Муромцы» при содействии истребительной группы под командованием А. А. Казакова прикрывали отход своих войск. Последний боевой вылет был совершен в Эскадре 16(29) сентября 1917 г. снова из Винницы.

Как боевое подразделение Эскадра просуществовала еще около двух месяцев. 15(28) ноября 1917 г. часть самолетов была разбита на аэродроме снежной бурей, затем еще какое-то количество сожгли экипажи ввиду приближения немцев. Многие офицеры и нижние чины просто разбежались. Отдельная группа пошла служить украинскому гетману — в книге В. Михеева приводятся «загадки» украинских властей по реанимации Эскадры. Бывшие офицеры Панкратьев, Башко, Алехнович перешли к «Красным». Красным достались один или два самолета из боевых отрядов Эскадры.

В. Михеев в своей книге приводит слова некоего Ларина, одного из большевистских комиссаров о том, что революция уже не нуждается в военных самолетах. Следствием этих романтических взглядов была, во-первых, попытка перепрофилировать Авиа-Балт на выпуск сельскохозяйственной техники. А во-вторых, Сикорский как ненужный специалист вполне легально уехал во Францию.

Но затем на «Муромцы» обратил внимание сам Ленин. По его указанию на заводах, принадлежащих «Руссо-Балту», была проведена ревизия. Нашлись производственные заделы и запасы ма-

териалов. Из них, начиная с февраля 1918 г., было построено еще 17 или 19 машин. Эти самолеты были сведены в дивизион воздушных кораблей. По-видимому, тактика их применения осталась прежней, то есть было одно крупное подразделение (дивизион) и, скорее всего, один отдельный отряд.

Тяжелые самолеты дивизиона под командованием Панкратьева и Башко привлекались для ликвидации знаменитого прорыва белых корпусов Мамонтова и Шкуро на Москву в 1919 г. Отряд же под командованием военного летчика А. А. Туманского воевал против белополяков и базировался под Бобруйском. Затем, в следующем году, все «Муромцы» были стянуты на врангелевский фронт. Здесь отличился экипаж Туманского, который однажды отбил нападение пяти истребителей белых и одного при этом сбил.

21 ноября 1920 г. в дивизионе был сделан последний боевой вылет на Крымском фронте, после чего оставшиеся в строю самолеты применялись до июня 1922 г. на транспортных перевозках линии Москва – Харьков.

Всего, до революции и после нее, было построено около 90 «Муромцев».

Напоследок, говоря о тяжелых самолетах Сикорского и вообще российском авиастроении, хочется сравнить ситуацию в России и на Западе. «Муромцы» появились раньше всех, но, как уже здесь отмечалось, их производство больше полугода «раскачивалось» по разным причинам, да и потом шло с задержками.

Для сравнения: в Италии машина, сопоставимая с «Муромцем», появилась только в 1916 г. Это был трехмоторный самолет конструктора Капрони Ка-40. В Англии самолет фирмы «Хендли Пэйдж» с двумя двигателями «Игл» в 250 л. с. отправился в первый полет 18. декабря 1915 г. Интересно отметить, что обоим коллективам конструкторов союзников пришлось вести непростую борьбу с явлением резонанса на своих аппаратах, чего так удачно избежал Сикорский.

Итальянский, и английский самолеты пошли в войска только в 1917 г., но до конца войны их было выпущено всего около тысячи машин на заводах в Англии, Италии, Франции (в последней — по лицензии).

В целом же количество военных самолетов, выпущенных за годы войны, к примеру, во Франции было больше примерно в 9 раз, чем в России, а в Англии — в 9,5 раза. Двигателей же в каждой из этих стран было произведено примерно в 40 раз больше, чем в России.