

Национальная академия наук Беларуси
Государственное научно-производственное объединение
порошковой металлургии
Институт порошковой металлургии
European powder Metallurgy Association
European Welding Federation

Международный симпозиум

**«ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ.
НОВЫЕ ПОРОШКОВЫЕ
КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ.
СВАРКА»**

*23-25 марта 2011 г.
Минск, Беларусь*

Материалы докладов

В 2 частях

Часть 1



Минск • 2011

УДК 621.762(082)
ББК34.39
П59

Редакционная коллегия:

Первый заместитель Председателя Президиума НАН Беларуси, академик НАН Беларуси, д.т.н., профессор, главный редактор	Витязь П.А.
Генеральный директор ГНПО порошковой металлургии, член-корреспондент НАН Беларуси, д.т.н., профессор, заместитель главного редактора	Ильюшенко А.Ф.
Директор ОХП ИСЗП, к.ф.-м.н.	Андреев М.А.
Заместитель проректора по НИЧ БНТУ, д.т.н.	Калининченко А.С.
Заместитель генерального директора ГНПО порошковой металлургии, д.т.н., профессор	Петошик Е.Е.
Заместитель директора ОХП ИСЗП, к.т.н.	Радченко А.И.
Зам. директора ГНУ ИПМ, к.т.н., доцент	Савич В.В.
Гл.н.с. ОХП НИИ ИП с ОП, д.т.н.	Смирнов В.Г.
Вед.н.с. ОХП ИСЗП, к.т.н.	Шевцов А.И.
Заместитель академика-секретаря ОТН НАН Беларуси, д.т.н., профессор	Хейфец М.Л.

Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка. В 2 ч. Ч. 1. Матер. междунар. симп., провод. в рамках 13-й междунар. выставки «Порошковая металлургия - 2011», 9-й междунар. выставки «Сварка и резка - 2011», междунар. спец. салона «Защита от коррозии. Покрытия - 2011», Минск. 22-25 марта 2011 г., Институт порошковой металлургии ГНПО ПМ НАН Беларуси, 2011 г.

В настоящий сборник включены доклады Международного симпозиума «Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка» (23-25 марта 2011 г.). Симпозиум проводится в Минске каждые два года, начиная с 1999 г., в рамках международных выставок «Порошковая металлургия» и «Сварка». Данный симпозиум – уже 7-й. Все доклады прошли предварительное рецензирование и редактирование. Среди авторов – ведущие ученые и специалисты шести стран - Беларуси, России, Украины, Латвии, Эстонии и Польши. В программный комитет, осуществлявший окончательный отбор докладов, вошли ведущие представители науки и экономики семи стран, известные своими работами в области тематики симпозиума.

Editorial Board:

First deputy President of Presidium, NAS of Belarus, academician for NAS, Belarus, doctor in engineering, Professor, chief editor	Vityaz P.A.
General director of SRPPMA, associate member for NAS of Belarus, doctor in engineering, Professor, deputy chief editor	Ilyushchenko A.Ph.
Director of SSU Institute of welding and protective coatings, PH.D in physics and mathematics	Andreev M.A.
Deputy prorector of BNTU, doctor in engineering	Kalinichenko A.S.
Deputy general Director of SRPPMA, doctor in engineering, Professor	Petyushik E.E.
Deputy Director of SSU IWPC, Ph.D in engineering	Radchenko A.A.
Deputy Director SSI PMI, Ph.D in engineering, associate professor	Savich V.V.
Chief researcher for SSU Research Institute of impulse processes with pilot production, doctor in engineering	Smirnov V.G.
Leading research worker SSU IWPC, Ph.D in engineering	Shevtsov A.I.
Deputy academician and secretary for physical and engineering sciences department, NAS of Belarus, doctor in engineering, Professor	Kheyfets M.L.

Surface engineering. New powder composition materials. Welding. There are 2 parts. Part 1. Materials of international symposium held within the framework of 13 international exhibition "Powder metallurgy - 2011", 9th international exhibition "Welding and cutting-2011", international specialized saloon "Corrosion protection. Coatings-2011", Minsk. March 22-25, 2011, Powder Metallurgy Institute of SRPPMA NAS, Belarus, 2011

The reports for International symposium "Surface engineering. New powder composition materials. Welding" (March 23-25, 2011) have been included into the current collection. The symposium is held in Minsk once every two years starting from 1999 within the framework of international exhibitions "Powder metallurgy" and "Welding". The given symposium is considered to be the 7th one. All reports have undergone preliminary reviewing and editing. The leading scientists and specialists from six countries- Belarus, Russia, the Ukraine, Latvia, Estonia and Poland are among the authors. The programme committee makes the final choice of reports. The leading representatives of science and economy from seven countries are included into it, they are famous for their works in the field of symposium topics.

Ответственность за точность предоставленных материалов и ошибки, а также за разглашение закрытой информации несут авторы

Международный программный комитет

Акименко В.	Директор ИПМ ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва, Россия
Анциферов В.	Директор НЦ ПМ, Пермь, Россия
Баглюк А.	Заместитель директора ИПМ НАН Украины им. И.Н.Францевича, Киев, Украина
Boiko I.	Президент Латвийской ассоциации сварщиков, Рига, Латвия
Витязь П.	Первый заместитель Председателя Президиума НАН Беларуси, Минск, Беларусь
Дорофеев В.	Профессор кафедры МиТМ ЮРГТУ, Новочеркасск, Россия
Загашвили Ю.	Первый проректор БГТУ «Военмех» им. Д.Ф. Устинова, Санкт-Петербург, Россия
Ильющенко А.	Генеральный директор ГНПО порошковой металлургии, Минск, Беларусь
Королев Ю.	Президент НТА «Порошковая металлургия», Москва, Россия
Косторнов А.	Заместитель директора ИПМ НАН Украины им. И.Н.Францевича, Киев, Украина
Кулик В.	Профессор БГТУ «Военмех» им. Д.Ф.Устинова, Санкт-Петербург, Россия
Кем А.Ю.	Заведующий кафедрой ТКМ ДГТУ, Ростов-на-Дону, Россия
Cremer I.	Президент Европейской ассоциации порошковой металлургии, Германия
Мойсейчик А.	Заместитель Министра промышленности Республики Беларусь, Минск, Беларусь
Mironovs V.	Профессор РТУ, Рига, Латвия
Нарва В.	Профессор МГИСИС (ТУ), Москва, Россия
Недилько В.	Первый заместитель председателя государственного Комитета по науке и технологиям Республики Беларусь, Минск, Беларусь
Орлович В.	Председатель Научного совета - директор исполнительной дирекции БРФФИ, Минск, Беларусь
Пантелеенко Ф.	Первый проректор БНТУ, Минск, Беларусь
Pihl T.	Профессор Таллиннского университета прикладных наук, Таллин, Эстония
Pilarchik J.	Директор Института сварки, Варшава, Польша
Роман О.	Академик НАН Беларуси, Минск, Беларусь
Formanek B.	Профессор кафедры материаловедения, Политехника Силезска, Катовице, Польша

Национальный организационный комитет

Витязь П.А. - председатель
Ильющенко А.Ф. - заместитель председателя
Яркович А.М. - ученый секретарь

Андреев М.А.	Директор ОХП ИСЗП, Минск
Астапчик С.А.	Академик НАН Беларуси, Минск
Булавицкий В.В.	Генеральный директор Выставочного общества «Минскэкспо», Минск
Гордиенко А.И.	Директор ФТИ НАН Беларуси, Минск
Дорошкевич Е.А.	Советник ГНПО ПМ, Минск
Капцевич В.М.	Заведующий кафедрой БГАТУ, Минск
Клубович В.В.	Академик НАН Беларуси, Витебск
Кулак А.И.	Заместитель директора ИОНХ НАН Беларуси, Минск
Кухарев А.В.	Заместитель директора ГНУ ИПМ, Минск
Марукович Е.И.	Директор ИТМ НАН Беларуси, Могилев
Мышкин Н.К.	Директор ИММС НАН Беларуси им. В.А.Белого, Гомель
Петюшик Е.Е.	Заместитель генерального директора ГНПО ПМ, Минск
Радченко А.А.	Заместитель директора ОХП НИКТИ СП, Минск
Реут О.П.	Директор ИПК и ПК БНТУ, Минск
Романюк Ф.А.	Проректор БНТУ, Минск
Савич В.В.	Заместитель директора ГНУ ИПМ, Минск
Свириденко А.И.	Академик НАН Беларуси, Гродно
Смирнов В.Г.	Гл.н.с. ОХП НИИ ИП с ОП, Минск
Хейфец М.Л.	Заместитель академика-секретаря ОФТН НАН Беларуси, Минск
Федосюк В.М.	Академик-секретарь ОФТН НАН Беларуси, Генеральный директор НПЦ НАН Беларуси по материаловедению, Минск

International programme committee

Akimenko V	Director of PMI, Central Research Institute of black metallurgy named after I.P. Bardin, Moscow, Russia
Antsiferov V.	Director of powder material science centre, Perm, Russia
Baglyuk A.	Deputy director of PMI NAS of the Ukraine named after I.N. Frantsevich, Kiev, the Ukraine
Boiko I.	President of Latvian association of welders, Riga, Latvia
Vityaz P.	First deputy President of Presidium of NAS of Belarus, Minsk, Belarus
Doroffev V.	Professor of chair "Material science and technology of materials", Southern Russian state technical University, Novocherkassk, Russia
Zagashvili Yu.	The first prorector of Baltic state technical University "Military and Mechanical" named after D.F. Ustinov, Saint Petersburg, Russia
Ilyushchenko A.	General Director of state research and production powder metallurgy association, Minsk, Belarus
Korolev Yu.	President of science and engineering association "Powder metallurgy", Moscow, Russia
Kostornov A.	Deputy director of PMI NAS of the Ukraine named after I.N. Frantsevich, Kiev, the Ukraine
Kulik V.	Professor of Baltic state technical University, "Military and mechanical" named after D.F. Ustinov, Saint Petersburg, Russia
Kem A.Yu.	Head of chair Technology of structure materials of Don state technical University, Russia
Cremer I.	President of EAPM, Germany
Moyseychik A.	Deputy Minister of Industry in the Republic of Belarus, Minsk, Belarus
Mironovs V.	Professor of Rizhskiy technical University, Riga, Latvia
Narva V.	Professor of Moscow state Institute of steel and alloys (TU), Moscow, Russia
Nedilko V.	First deputy chairman of state Committee on science and technologies of Republic of Belarus, Minsk, Belarus
Orlovich V.	Chairman of Learned Board- director for executive management of Belarussian republican fund for basic investigations, Minsk, Belarus
Panteleenko F.	First prorector of BNTU, Minsk, Belarus
Pihl T.	Professor of Talinn University for applied sciences, Talinn, Estonia
Pilarchik J.	Director for Institute of welding, Warsaw, Poland
Роман О.	Academician of NAS of Belarus, Minsk, Belarus
Formanek B.	Professor of material science chair, Polytechnika Sileska, Catovice, Poland

National organization committee

Vityaz P.A. – chairman

Ilyushchenko A.Ph. – deputy chairman

Yarkovich A.M. – Learned Secretary

Andreev M.A.	Director of separate self-financing unity Institute of welding and protective coatings, Minsk
Astapchik S.A.	Academician of NAS of Belarus, Minsk
Bulavitskiy V.V.	General director of Exhibition society "Minskexpo", Minsk
Gordienko A.I.	Director of physical and engineering Institute NAS of Belarus, Minsk
Doroshkevich E.A.	Adviser of SRPPMA, Minsk
Kaptsevich V.M.	Head of chair, Belarussian state agriculture University, Minsk
Klubovich V.V.	Academician of NAS of Belarus, Vitebsk
Kulak A.I.	Deputy director of Institute for general and inorganic chemistry NAS, Belarus, Minsk
Kukharev A.V.	Deputy director of SSI PMI, Minsk
Marukovich E.I.	Director for the Institute of metal technology NAS, Mogilev
Myshkin N.K.	Institute for mechanics in metal polymer systems named after V.A. Belogo, NAS of Belarus, Gomel
Petyushik E.E.	Deputy general Director of SRPPMA, Minsk
Radchenko A.A.	Deputy Director of SSU Research and designing and technological Institute of welding and protective coatings, Minsk
Reut O.P.	Director for qualification improvement and retraining of staff, Belarussian National Technical University, Minsk
Romanyuk D.A.	Prorector of BNTU, Minsk
Savich V.V.	Deputy director of SSI PMI, Minsk
Sviredenok A.I.	Academician NAS, Belarus, Grodno
Smirnov V.G.	Chief researcher of Research institute for impulse processes with pilot production, Minsk
Kheyvets M.L.	Deputy academician and secretary for physical and engineering department NAS, Belarus, Minsk
Phedosyuk V.M.	Academician and secretary for physical and engineering department, NAS, Belarus. General Director of Science and Practice material science Centre, NAS, Minsk

СОДЕРЖАНИЕ

Секция «Новые технологии получения и свойства порошковых композиционных материалов»

- Витязь П.А., Ильющенко А.Ф., Савич В.В.** (*Президиум НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь; Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь; Институт порошковой металлургии, г.Минск, Беларусь*) Порошковая металлургия в мире и в Беларуси: 1990-2010. Состояние, проблемы, перспективы 22
- Азаров С.М., Петюшик Е.Е., Азарова Т.А., Ратько А.И., Иванец А.И., Шемченко С.В., Басаранович А.В., Евтухов К.С.** (*Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь; Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь; Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь*) Реология высококонцентрированных дисперсных систем, предназначенных для формирования радиальным прессованием трубчатых длинномерных заготовок на основе алюмосиликатов 55
- Акименко В.Б., Гуляев И.А., Калашникова О.Ю., Секачев М.А., Гаврилов В.А., Гаврилов С.А.** (*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», г. Москва, Россия; ООО «ССМ-ТМ», г.Череповец, Россия*) Железные и легированные порошки в России - промышленные технологии и перспективные разработки 60
- Арбенин А.Ю., Мукконен И.Н., Земцова Е.Г., Смирнов В.М.** (*Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия*) Синтез магнитного дисперсного материала на основе нитевидных наночастиц железа в матрице мезопористого диоксида кремния 65
- Баглюк Г.А., Гончарук Д.А.** (*Институт проблем материаловедения НАН Украины, г. Киев, Украина*) Структурный и фазовый состав порошков карбидостали, полученных термическим реакционным синтезом 68
- Барай С.Г., Виолентий Д.Р.** (*Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь*) Технологические принципы проектирования литниковой системы литьевых форм для процессов инъекционного формования керамики 73
- Батиенков Р. В., Дорофеев В. Ю., Еремеева Ж. В.** (*ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г.Москва, Россия; Южно-Российский государственный технический университет, г. Новочеркасск,* 77

Россия; НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия) Структура и свойства порошковой композиции Fe – P – C полученной горячей штамповкой присутствии жидкой фазы

Витязь П.А., Ульянова Т.М., Шевченко А.А., Лученок А.Р., Титова Л.В., Медиченко С.В. (Президиум НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь; Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь; Институт порошковой металлургии, г.Минск, Беларусь) Влияние термобарического воздействия на структуру и свойства керамики из наноструктурных порошков тугоплавких оксидов 82

Внуков А.А., Рослик И.Г., Чигиринец Е.Э. (Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина) Оптимизация факторов процесса электролиза с целью получения ультрадисперсного медного электролитического порошка 87

Горохов В.М., Прохоров О.А., Тарусов И.Н. (Институт порошковой металлургии, г.Минск, Беларусь) Влияние температуры прессования и относительной плотности прессовок из порошков диффузионно-легированных сталей на разрушающее напряжение при различных видах испытаний 92

Григорьева Т.Ф., Ильющенко А.Ф., Лецко А.И., Талако Т.Л., Кузнецова Т.А., Барина А.П., Восмериков С.В., Цыбуля С.В., Ляхов Н.З. (Институт химии твёрдого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия; Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь; Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, г. Новосибирск, Россия) Механохимически полученные нанокompозиты во взаимодействующих металлических системах Cu/Ti и Cu/Zr 97

Довыденков В.А., Мерзлякова О.С. (ООО «Наномет», г. Йошкар-Ола, Россия; Марийский государственный технический университет, г. Йошкар-Ола, Россия) Методика расчета вязкости формуемых композиций из связующего и полидисперсных порошков 103

Докторов В.В., Ильющенко А.Ф., Мазюк В.В. (Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь) Исследование усадочных и капиллярных свойств порошково-волоконных пористых капиллярных структур 108

Докторов В.В., Мазюк В. В., Рак А.Л. (Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь) Исследование свойств неоднородных порошковых капиллярных структур тепловых труб 117

- Дорофеев В.Ю., Кочкарова Х.С.** (*Южно-Российский государственный технический университет г. Новочеркасск, Россия*) Термическая и термомеханическая обработка микролегированных алюминием углеродистых горячедеформированных порошковых сталей 124
- Дубкова В.И., Крутько Н.П., Минкевич Т.С., Комаревич В.Г., Кукареко В.А.** (*Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь; Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь*) Порошковые термопластичные композиции, высоконаполненные молибденсо-держателями углеродными волокнами 131
- Ильющенко А.Ф., Петюшик Е.Е., Прохоров О.А., Дробыш А.А.** (*Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь порошковой металлургии, г.Минск, Беларусь; Институт порошковой металлургии, г.Минск, Беларусь; Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь*) Особенности изготовления препрегов на основе углеродной нити с пропитками бакелитовой смолой и каменноугольным пеком 137
- Капцевич В.М., Кусин Р.А., Лисай Н.К., Корнеева В.К., Кривальцевич Д.И., Закревский И.В., Чугаев П.С., Самкевич В.В.** (*Белорусский государственный аграрный технический университет, г. Минск, Беларусь*) Взаимосвязь структурных и гидродинамических свойств пористых волоконных материалов из медных отходов 141
- Кем А.Ю.** (*Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, Россия*) Фрактальность поверхности и магнитные свойства порошкового «Fe-P» материала – аналога технического железа, полученного горячей объемной штамповкой пористой заготовки 146
- Кетов В.М., Внуков А.А., Демченко Е.И., Рослик И.Г.** (*Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина*) Исследование влияния способа легирования медью на свойства порошковых шихт и характеристики спеченных материалов на основе железа 153
- Ковтун В.А., Рябченко Т.В.** (*Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси, Гомель, Беларусь*) Моделирование структуры и исследование напряженного состояния металлополимерного порошкового композита при пластическом деформировании 157
- Костиков В.И., Лопатин В.Ю., Чебрякова Е.В., Викулова Л.В., Алексеева М.Д.** (*НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия*) Особенности механизма упрочнения металлических матриц наночастицами тугоплавких соединений 162

- Куда А.А., Иванченко Л.А.** (*Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, г. Киев, Украина*) Получение и сравнительное исследование композиционного материала на основе гидроксипатита с микродобавками железа, меди, цинка и селена 168
- Кулик В.И., Кулик А.В.** (ООО «Кераком», г. Санкт-Петербург, Россия; БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова, г.Санкт-Петербург, Россия) Концепция описания эволюции пористых сред в многостадийных процессах их уплотнения углеграфитовыми и керамическими материалами 173
- Лопатин В.Ю., Чебрякова Е.В., Логинов П.А.** (НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия) Структура и эксплуатационные свойства спеченных материалов на основе полых стеклянных микросфер 181
- Лопатин В.Ю., Чебрякова Е.В., Давыдова А. А.** (НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия) Модель уплотнения двухфазных порошковых материалов 187
- Нарва В.К., Маранц А.В., Сентюрина Ж.А.** (НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия) Сравнение структурообразования и исследование свойств материалов TiC – сталь после спекания и лазерной наплавки 192
- Ощепков Д.А.** (*Höganäs East Europe LLC, г.Санкт-Петербург, Россия*) Новые экономнолегированные материалы Höganäs для изготовления высоконагруженных изделий 198
- Пархомей А.Р., Иванченко Л.А.** (*Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, г. Киев, Украина*) Создание углеродсодержащего композиционного материала на основе биогенного гидроксипатита и некоторые результаты его исследований 203
- Пилиневич Л.П., Тумилович М.В., Шеко Г.А.** (*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, г.Минск, Беларусь; Белорусский национальный технический университет, г.Минск, Беларусь; Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь*) Исследование и разработка технологии получения пористого алюминия 207
- Попович А.А., Ван Цинн Шен** (*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, г. Санкт-Петербург, Россия*) Механохимическая технология получения порошковых композиционных материалов на основе титаномагнетита для создания катодных материалов литий-ионных (полимерных) аккумуляторов 213

Постнов В.Н., Шляхова Ю.Н., Мельникова Н.А., Мурин И.В. (*Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия*) Влияние химической природы поверхности аэросилогеля на протонную проводимость нафийон-содержащих композитов 218

Савчук П.П., Киселюк А.П. (*Луцкий национальный технический университет, г. Луцк, Украина*) К вопросу о создании эпоксидных композиционных материалов с комплексом управляемых свойств 220

Фармаковский Б.В., Малышевский В.А., Кузнецов П.А. (*ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия*) Технологические возможности научного наноцентра ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» для получения порошковых композиционных материалов и функциональных покрытий 223

Шилько С.В., Панин С.В., Гавриленко С.Л., Петроковец Е.М. (*Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси, г. Гомель, Беларусь; Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия*) Определение параметров контактного деформирования в условиях формирования, механических испытаний и эксплуатации полимерных композитов медицинского назначения с микро- и нанонаполнителями 229

Шуменко В.Н., Левашов Е.А., Лопатин В.Ю., Клименко А.В., Шуменко В.В. (*НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия; ГУП МГСТК, г. Москва, Россия*) Теория А.В.Лыкова в порошковой металлургии. Определение области перехода от заземленной жидкости к заземленному воздуху 235

Шуменко В.Н., Таук Тун Вин, Шуменко В.В. (*НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия; ГУП МГСТК, г. Москва, Россия*) Формование в жидкости 240

Шуменко В.Н., Шуменко В.В. (*НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия; ГУП МГСТК, г. Москва, Россия*) Теория А.В.Лыкова в порошковой металлургии. Электрод с градиентным распределением эмиссионного вещества 244

Секция «Применение порошковых композиционных материалов в технике»

Александров В.М., Бадыкин А.А., Колодкин В.Ф., Иневаткин Ю.Л., Оксинь А. В. (*Институт импульсных процессов с опытным производством, г. Минск, Беларусь; УУП Брестское котельное хозяйство, г. Брест, Беларусь; РУП Витебскэнерго, г. Витебск, Беларусь; ЗАО ППТ «Факел», г. Витебск, Бела-* 250

русь) Фильтроэлементы из компактно-пористых материалов для систем химводоподготовки

Багнычев С.А., Карпыза С.А., Лешок А.В. (ОАО «Амкодор», г.Минск, Беларусь; Молодечненский завод порошковой металлургии, г. Молодечно, Беларусь) Влияние количества металло-керамических фрикционных дисков в тормозном узле на эффективность торможения погрузчика «АМКОДОР» 254

Горохов В.М., Жостик Ю.В., Тарусов И.Н. (Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь) Получение порошковых материалов на основе меди для производства ножевых электрических контактов применяемых в коммутирующих узлах железнодорожного транспорта 259

Дмитрович А.А., Лешок А.В. (Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь; Молодечненский завод порошковой металлургии, г. Молодечно, Беларусь) Конструктивные особенности создания промежуточного подслоя фрикционного диска с использованием процесса пайки 265

Дмитрович А.А., Лешок А.В. (Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь; Молодечненский завод порошковой металлургии, г. Молодечно, Беларусь) Новые металокерамические фрикционные материалы 270

Дмитрович А.А., Сарока Д.И., Голод Е.В., Роговой А.Н. (Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь) Исследование влияния объемного содержания керамической фазы на триботехнические характеристики фрикционного материала 276

Дмитрович А.А., Сорока Д.И., Шаповалова О.А., Региня В.В., Лешок А.В. (Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь; ПО Белорусский автомобильный завод, г. Жодино, Беларусь; Молодечненский завод порошковой металлургии, г. Молодечно, Беларусь) Результаты испытаний фрикционных дисков из различных материалов для гидромеханических передач самосвалов «БелАЗ» 285

Еремеева Ж.В., Слуковская К.Н., Зрякина Е.В., Костюхина Е.В. (НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия; ГУП МГСТК, г.Москва, Россия) Влияние технологических параметров многокомпонентного диффузионного насыщения на структуру и свойства порошковых сталей 291

Ильющенко А.Ф., Казаневская И.Н., Копытко А.В., Фомихина И.В., Чурик М.Н. (Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь) Модифицирующие лигатуры алюминиевых сплавов 296

- Ильющенко А. Ф., Капцевич В. М., Кусин Р. А., Черняк И.Н., Лецко А. И., Жегздринь Д. И.,** (Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь; УО «Белорусский государственный аграрный технический Университет», г. Минск, Беларусь) Использование СВС для изготовления проницаемых порошковых изделий с градиентной структурой 301
- Капцевич В.М., Леонов А.Н., Корнеева В. К., Кривальцевич Д.И., Чугаев П.С.** (Белорусский государственный аграрный технический Университет, г. Минск, Беларусь) Осаждение загрязнений в пористых средах при глубинном фильтровании 304
- Ковтун В.А., Плескачевский Ю.М.** (Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси, г. Гомель, Беларусь) Металлокерамические износостойкие порошковые покрытия, формируемые электроконтактным спеканием, для высокоскоростных фрикционных узлов трения 311
- Колмаков А.Г., Опарина И.Б., Жирнов А.А., Быков П.А., Севастьянов М.А.** (Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, г.Москва, Россия) Свойства термопласта с добавлением ZrO_2 316
- Кузнецов П.А, Васильева О.В.** (ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия) Композиционные нанокристаллические материалы для защиты от магнитных полей 319
- Кулик В.И., Нилов А.С., Загашвили Ю.В.** (ООО «Кераком», г. Санкт-Петербург, Россия; БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова, г.Санкт-Петербург, Россия) Волокнисто-армированная карбидокремниевая керамика - производство, свойства, перспективы, коммерческое применение 324
- Лученок А.Р., Смирнов Г.В., Лученок А. А., Киршина Н.В., Горюнов А.В., Федулаева Л.В., Резчикова И.И.** (Институт импульсных процессов с опытным производством, г. Минск, Беларусь; ООО «ЛАБ-3» Зеленоград, г.Москва, Россия) Особенности формирования структуры порошковых мишеней из резистивных сплавов при импульсном прессовании 333
- Марукович А.И., Сморгы О.Л., Леонов А.Н.** (Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь; Белорусский государственный аграрный технический университет, г. Минск, Беларусь) Термостойкие высокопористые ячеистые керамические материалы для применения в различных температурных диапазонах 338
- Мухуров Н.И., Гасенкова И.В.** (Институт физики НАН Беларуси, г.Минск, Беларусь) Нанопористый оксид алюминия как основа композитных материалов 345

Нисс В.С., Голубцова Е.С. (<i>Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь</i>) Микроструктурный анализ керамических материалов на основе нитрида кремния	351
Пасовец В.Н., Ковтун В.А. (<i>УО «Гомельский инженерный институт» МЧС Республики Беларусь, г. Гомель, Беларусь; Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАН Беларуси, г. Гомель, Беларусь</i>) Применение композитов на основе порошковых систем металл – наноструктуры углерода в узлах трения машин и механизмов	357
Побережный С.В., Шелехина В.М. (<i>Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь</i>) Твердый сплав WC-Co, допированный оксидами	361
Сыроежко Г.С., Пашук С.Е., Лешок А.В. (<i>Молодечненский завод порошковой металлургии, г. Молодечно, Беларусь</i>) Металлокерамические фрикционные диски в коробке передач тракторов «Кировец»	365
Турцевич А.С., Дудкин А.И., Керенцев А.Ф. (<i>ОАО «ИНТЕГРАЛ», г.Минск, Беларусь</i>) Применение порошковых материалов при изготовлении металлокерамических корпусов для мощных полупроводниковых приборов	371
Шуменко В.Н., Шуменко В.В. (<i>НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия; ГУП МГСТК, г.Москва, Россия</i>) Комбинированный твердосплавный зубок WC-Co + Ni	375
Щербаченко Л.М., Шепелевич В.Г., Пинчук А.И. (<i>Белорусский технический университет, г.Брест, Беларусь; Белорусский государственный университет, г. Минск, Беларусь</i>) Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплавов системы Sn – Bi	378

CONTENTS

Section «New production technologies and properties of powder composition materials»

Vityaz P.A., Ilyushchenko A.Ph., Savich V.V. (<i>Presidium of NAS of Belarus, Minsk, Belarus; State research and production powder metallurgy association, Minsk, Belarus; Powder metallurgy Institute, Minsk, Belarus</i>) Powder metallurgy in the world and in Belarus: 1990-2010. State, challenges, promising orientations	22
Azarov S.M., Petyushik E.E., Azarova T.A., Ratko A.I., Ivanets., Shemchenok S.V., Basaranovich A.V., Evtyukhov K.S. (<i>Institute of general and inorganic chemistry of NAS of Belarus, Minsk, Bela-</i>	55

rus; State research and production powder metallurgy association, Minsk, Belarus; Belarussian National Technical University, Minsk, Belarus) Reology of highly concentrated disperse systems intended for formed pipe lengthy blanks on the base of aluminosilicates, the formation is by radial pressing

Akimenko V.B., Gulyaev I.A., Kalashnikova O.Yu., Sekachev M.A., Gavrillov V.A., Gavrillov S.A. (Federal state unitary enterprise “Central Research Institute named after I.P. Bardin”, Moscow, Russia; Limited liability company “SSM-TM”, Cherepovets, Russia) Iron and alloyed powders in Russia – industrial technologies and promising orientations 60

Arbenin A.Yu. Mukkonen I.N., Zemtsova E.G., Smirnov V.M. (Saint Petersburg State University, Saint Petersburg, Russia) Magnet disperse material synthesis on the base of filament like iron nanoparticles in mesoporous silicon dioxide matrix 65

Baglyuk G.A., Goncharuk D.A. (The Institute for material science problems of NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine) Structure and phase composition of steel carbides powders obtained by thermal reaction synthesis 68

Baray S.G., Violentiy D.R. (Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus) Technology principles for designing casting system of casting dies for ceramic injection moulding processes 73

Batienkov R.V., Dorofeev V.Yu., Ereemeeva Zh.V. (Central Research Institute of black metals named after I.P. Bardin, Moscow, Russia; State education Institution of Higher professional education “Southern and Russian Technical University, Novocherkassk, Russia; Moscow Institute of steels and alloys, Moscow, Russia) Structure and properties of Fe-P-C powder composition obtained by hot stamping in the liquid phase presence 77

Vityaz P.A., Ulyanova T.M., Shevchenok A.A., Luchenok A.R., Titova L.V., Medichenko S.V. (Institute of general and inorganic chemistry of NAS of Belarus, Minsk, Belarus; Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus) The influence of thermobaric effect on the structure and properties of ceramics from nanostructured fusible oxides powders 82

Vnukov A.A., Roslik I.G., Chigirinets E.E. (National Metallurgic Academy of Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine) The optimized electrolysis process factors for the aim of getting ultradisperse copper electrolyte powder 87

Gorokhov V.M., Prokhorov O.A., Tarusov I.N. (Powder metallurgy Institute, Minsk, Belarus) The influence of compaction temperature and relative density of compactions from diffusion and alloyed steels powders on destructive tension in different types of tests 92

- Grigoreva T.F., Ilyushchenko A.Ph., Letsko A.I., Talako T.L., Kuznetsova T.A., Barinova A.P., Vosmerikov S.V., Tsybulya S.V., Lyakhov N.Z.** (*Institute of solid body chemistry and mechanochemistry of Siberian department of Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, Russia; Powder metallurgy Institute, Minsk, Belarus; Institute of catalysis named after G.K. Boreskov of Siberian department of Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, Russia*) The nanocomposites obtained mechanochemically in interacting metal systems Cu/Ti and Cu/Zr 97
- Dovydenkov V.A., Merzlyakova O.S.** (*Limited liability company "Nanomet", Joshkar-Ola, Russia; State education Institution of higher professional education "Mariyskiy State technical University", Joshkar-Ola, Russia*) Viscosity calculation methods of compositions being moulded from binder and polydisperse powders 103
- Doktorov V.V., Ilyushchenko A.Ph., Mazyuk V.V.** (*Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus*) Investigating shrinkage and capillary properties for powder and fiber porous capillary structures 108
- Doktorov V.V., Mazyuk V.V., Rak A.L.** (*Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus*) Investigating properties of heterogeneous powder capillary structures in heat pipes 117
- Dorofeev V.Yu., Kochkarova Kh.S.** (*Southern and Russian State Technical University, Novochoerkask, Russia*) Thermal and thermomechanical processing for carbon hot deformation powder steels microalloyed by aluminium 124
- Dubkova V.I., Krutko N.P., Minkevich T.S., Komarevich V.G., Kukareko V.A.** (*Institute of general and inorganic chemistry of NAS of Belarus, Minsk, Belarus; Joint machine building Institute of NAS of Belarus, Minsk, Belarus*) Powder thermoplastic compositions highly filled with molybdenum containing carbon fibers 131
- Ilyushchenko A.Ph., Petyushik E.E., Prokhorov O.A., Drobysch A.A.** (*SRPA PM, Minsk, Belarus, Powder metallurgy Institute, Minsk, Belarus, Belarussian National Technical University, Minsk, Belarus*) The peculiarities for making prepregs on carbon filament base with impregnations by bakelite resin and stone coal peck 137
- Kaptsevich V.M., Kusin R.A., Lisay N.K., Korneeva V.K., Krivaltsevich D.I., Zakrevskiy I.V., Chugaev P.S., Samkevich V.V.** (*Belarussian state agriculture University, Minsk, Belarus*) The interrelationship between structure and hydrodynamic properties of porous fiber materials from copper wastes 141
- Kem A.Yu.** (*Donskoy State Technical University, Rostov-on-Don, Russia*) Surface fractality and magnet properties for powder "Fe-P" 146

material which is the analogue of technical iron obtained by hot volumetric porous blank stamping

- Ketov V.M., Vnukov A.A., Demchenko E.I., Roslik I.G.** (*National metallurgy Academy of Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine*) Investigating the influence produced by copper alloying method on properties of powder furnaces and specifications of sintered iron based materials 153
- Kovtun V.A., Ryabchenko T.V.** (*Institute for mechanics of metal and polymer systems named after V.A. Belogo of NAS of Belarus, Gomel, Belarus*) Modelling the structure and investigation of tense state found in metal and polymer powder composite in plastic deformation 157
- Kostikov V.I., Lopatin V.Yu., Chebryakova E.V., Vikulova L.V., Alekseeva M.D.** (*Moscow Institute of steels and alloys, Moscow, Russia*) The peculiarities of mechanism for strengthening metal matrices by nanoparticles of fusible compounds 162
- Kuda A.A., Ivanchenko L.A.** (*Institute of material science problems named after I.N. Frantsevich of NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine*) The production and comparative investigation of composition hydroxyapatite base with microadditives of iron, copper, zinc, selenium 168
- Kulik V.I., Kulik A.V.** (*Limited liability company „Kerakom”, Saint Petersburg, Russia, Baltic state technical University “VOENMEKH” named after D.F. Ustinov, Saint Petersburg, Russia*) Evolution description concept for porous media in multistage processes for their densification by carbon and graphite and ceramic materials 173
- Lopatin V.Yu., Chebryakova E.V., Loginov P.A.** (*Moscow Institute of steels and alloys, Moscow, Russia*) Structure and operation properties of sintered materials on the base of empty glass microspheres 181
- Lopatin V.Yu., Chebryakova E.V., Davydova A.A.** (*Moscow Institute of steels and alloys, Moscow, Russia*) Densification model for two phase powder materials 187
- Narva V.K., Marants A.V., Sentyurina Zh.A.** (*Moscow Institute of steels and alloys, Moscow, Russia*) Structure formation comparison and investigation of properties of TiC- steel materials after sintering laser building up 192
- Oshchepkov D.A.** (*Hoganas East Europe LLC, Saint Petersburg, Russia*) New sparingly alloyed Hoganas materials for the fabrication of highly loaded products 198
- Parkhomey A.R., Ivanchenko L.A.** (*Institute for material science problems named after I.N. Frantsevich of NAS of Ukraine, Kiev,* 203

- Ukraine*) Creating carbon containing composition material on biogenic hydroxyapatite base and some investigation results
- Pilinevich L.P., Tumilovich M.V., Sheko G.A.** (*Belarussian state University of informatics and radioelectronics, Minsk, Belarus; Belarussian National Technical University, Minsk, Belarus; Powder metallurgy Institute, Minsk, Belarus*) Investigation and technology development for getting porous aluminium 207
- Popovich A.A., Van Tsinn Shen** (*Saint Petersburg State Polytechnical University, Saint Petersburg, Russia*) Mechanochemical technology for getting powder composition titan and magnetite base for creating cathode materials of lithium and ion (polymer) accumulators 213
- Postnov V.N., Shlyakhova YU.N., Melnikova N.A., Murin I.V.** (*Saint Petersburg State University, Saint Petersburg, Russia*) The influence of chemical aerosol surface nature on proton conductivity of nafion containing composites 218
- Savchuk P.L., Kiselyuk A.P.** (*Lutskiy National Technical University, Lutsk, Ukraine*) On the question regarding the creation of epoxy composition materials with a set of properties being controlled 220
- Farmakovskiy B.V., Malyshevskit V.A., Kuznetsov P.A.** (*Federal state unitary enterprise of Central research Institute of structure materials "Prometey", Saint Petersburg, Russia*) Technology possibilities of scientific nanocentre Federal state unitary enterprise of Central research Institute of structure materials "Prometey" for getting powder composition materials and functional coatings 223
- Shilko S.V., Panin S.V., Gavrilenko S.L., Petrokovets E.M.** (*Institute of mechanics for metal and polymer systems named after V.A. Belogo of NAS of Belarus, Gomel, Belarus; Institute of physics of strength and material science of Siberian department of Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia*) The determination of parameters for contact deformation under conditions of formation, mechanic tests and operation of polymer medical intention composites with micro and nanofillers 229
- Shumenko V.N., Levashov E.A., Lopatin V.Yu., Klimenko A.V., Shumenko V.V.** (*Moscow Institute of steels and alloys, Moscow, Russia; State unitary enterprise Moscow state service for technical control, Moscow, Russia*) The theory of Lykov in powder metallurgy. The determination of transition field from pinched liquid to pinched air 235
- Shumenko V.N., Tauk Tun Vin, Shumenko V.V.** (*Moscow Institute of steels and alloys, Moscow, Russia; State unitary enterprise Moscow state service for technical control, Moscow, Russia*) Liquid moulding 240

Shumenko V.N., Shumenko V.V. (*Moscow Institute of steels and alloys, Moscow, Russia, State unitary enterprise Moscow state service for technical control, Moscow, Russia*) Theory of A.V. Lykov in powder metallurgy. Electrode with gradient distribution of emission substance 244

Section «The application of powder composition materials in engineering»

Alexandrov V.M., Badykin A.A., Kolodkin V.F., Inevatkin YU.L., Oksin A.V. (*Institute of impact acceleration processes with pilot production, Minsk, Belarus; UUP Brest boiler farm, Brest, Belarus, Republican unitary enterprise "Vitebskenergo", Vitebsk, Belarus, Closed joint stock company PPT "Torch", Vitebsk, Belarus*) Filter elements from compact and porous materials for chemistry water preparation systems 250

Bagnychev S.A., Karpysa S.A., Leshok A.V. (Open joint stock company "Amkodor", Minsk, Belarus; Molodechno powder metallurgy plant, Molodechno, Belarus) The influence of metal and ceramic friction disks' quantity in brake assembly on braking efficiency of "AMKODOR" loader 254

Gorokhov V.M., Zhostik Yu. V., Tarusov I.N. (*Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus*) The obtaining of powder copper based materials for the production of knife electric contacts applied in commuting railway transport assemblies 259

Dmitrovich A.A., Leshok A.V. (*Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus; Molodechno powder metallurgy plant, Molodechno, Belarus*) Designing peculiarities for creating intermediary friction disk sublayer using soldering process 265

Dmitrovich A.A., Leshok A.V. (*Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus; Molodechno powder metallurgy plant, Molodechno, Belarus*) New metal and ceramic friction materials 270

Dmitrovich A.A., Saroka D.I., Golod E. V., Rogovoy A.N. (*Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus*) Investigating the volume ceramic phase content influence on tribotechnical friction material specifications 276

Dmitrovich A.A., Soroka D.I., Shapovalova O.A., Reginya V.V., Leshok A.V. (*Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus, Belarusian automotive plant, Zhodino, Belarus; Molodechno powder metallurgy plant, Molodechno, Belarus*) Results of tests on friction disks from different materials for hydromechanic transmissions of "BELAZ" dump trucks 285

- Eremeeva Zh.V., Slukovskaya K.N., Zryakina E.V., Kostyukhina E.V.** 291
(*Moscow Institute of steels and alloys, Moscow, Russia; State unitary enterprise Moscow state service for technical control, Moscow, Russia*) The influence of technology multicomponent diffusion saturation parameters on structure and properties of powder steels
- Ilyushchenko A.F., Kazanevskaya I.N., Koputko A.V., Fomikhina I.V., Churik M.N.** 296
(*Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus*) Modifying ligatures for aluminium alloys
- Ilyushchenko A.F., Kaptsevich V.M., Kusin R.A., Chernyak I.N., Letsko A.I., Zhegzdrin D.I.** 301
(*Powder Metallurgy Institute, Minsk, Belarus; Belarussian state agriculture technical university, Minsk, Belarus*) The use of self-spreading high temperature synthesis for the manufacture of powder products with gradient structure
- Kaptsevich V.M., Leonov A.N., Korneeva V.K., Krivaltsevich D.I., Chugaev P.S.** 304
(*Belarussian state agriculture technical University, Minsk, Belarus*) Pollution sedimentation in porous media under depth filtration
- Kovtun V.A., Pleskachevskiy Yu.M.** 311
(*Institute of mechanics for metal polymer systems named after V.A. Belogo of NAS of Belarus, Gomel, Belarus*) Metal and ceramic wear resistant powder coatings formed by electrocontact sintering for high velocity friction assemblies
- Kolmakov A.G., Oparina I.B., Zhirnov A.A., Bykov P.A., Sevastyanov M.A.** 316
(*Institute of metallurgy and material science named after A.A. Baykov of RAS, Moscow, Russia*) Thermoplast properties with ZRO₂
- Kuznetsov P.A., Vasileva O.V.** 319
(*Federal state unitary enterprise of Central research Institute of structure materials "Prometey", Saint Petersburg, Russia*) Composition nanocrystal materials for protection against magnet fields
- Kulik V.I., Nilov A.S., Zagashvili Yu.V.** 324
(*Limited liability company "Kerakom", Saint Petersburg, Russia; Baltic state technical University "VOENMEKH" named after D.F. Ustinov, Saint Petersburg, Russia*) Fiber and reinforced silicon carbide ceramics – production, properties, perspectives, commercial use
- Luchenok A.R., Smirnov G.V., Luchenok A.A., Kirshina N.V., Goryunov A.V., Fedulaeva L.V., Rezchikova I.I.** 333
(*Institute of impact acceleration processes with pilot production, Minsk, Belarus; LLC "Lab-3", Zelenograd, Moscow, Russia*) The peculiarities for the structure formation of powder targets from resistive alloys in impulse pressing

Marukovich A.I., Smorygo O.L., Leonov A.N. (<i>Powder metallurgy Institute, Minsk, Belarus; Belarussian state agriculture technical University, Minsk, Belarus</i>) Heat resistant highly porous cellular ceramic materials which are suitable for use within different temperature ranges	338
Mukhurov N.I., Gasenkova I.V. (<i>Institute of physics of NAS of Belarus, Minsk, Belarus</i>) Nanoporous aluminium oxide as a base for composite materials	245
Niss V.S., Golubtsova E.S. (<i>Belarussian National Technical University, Minsk, Belarus</i>) Microstructure analysis of ceramic materials on silicon nitride base	351
Pasovets V.N., Kovtun V.A. (<i>Gomel engineering Institute of Ministry of emergency situations of Republic of Belarus, Gomel, Belarus; Institute of mechanics of metal and polymer systems named after V.A. Belogo of NAS of Belarus, Gomel, Belarus</i>) The use of composites on the base of metal-carbon nanostructures powder systems in friction assemblies of vehicles and mechanisms	357
Poberezny S.V., Shelekhina V.M (<i>Powder metallurgy Institute, Minsk, Belarus</i>) WC-Co hard alloy doped with oxides	361
Syroezhko G.S., Pashchuk S.E., Leshok A.V. (<i>Molodechno powder metallurgy plant, Molodechno, Belarus</i>) Metal ceramic friction disks in gearboxes of "Kirovets" tractor	365
Turtsevich A.S., Dudkin A.I., Kerentsev A.Ph. (<i>JSC "INTEGRAL", Minsk, Belarus</i>) The use of powder materials in fabricating bodies for powerful semiconducting devices	371
Shumenko V.N., Shumenko V.V. (<i>Moscow Institute of steels and alloys, Moscow, Russia; State unitary enterprise Moscow state service for technical control, Moscow, Russia</i>) Combined hard alloy WC-Co+Ni tooth	375
Shtcherbachenko L.M., Shepelevich V.G., Pinchuk A.I. (<i>Belarus Technical University, Brest, Belarus, Belarus State University, Minsk, Belarus</i>) Structure and properties of fast-hardening foil-alloys of Sn-Bi system	378

НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ В МИРЕ И В БЕЛАРУСИ: 1990-2010. СОСТОЯНИЕ, ПРОБЛЕМЫ, ПЕРСПЕКТИВЫ

ВИТЯЗЬ П.А.¹, ИЛЬЮЩЕНКО А.Ф.², САВИЧ В.В.³

¹Президиум НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

² Государственное научно-производственное объединение
порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь

³Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь

В работах [1-9], на основании обзора зарубежной литературы, собственных наблюдений, сделан анализ состояния порошковой металлургии как отрасли современного наукоемкого высокотехнологичного производства, оценены основные тенденции, особенности и перспективы ее развития, уровень исследований, разработок и производств порошковой металлургии. Некоторые наши новые выводы и рекомендации приведены ниже.

Эволюция производств порошковой металлургии в 1991-2009 годах. На рисунке 1 представлено по данным работы [10], а также по данным Европейской ассоциации порошковой металлургии (далее – ЕРМА) изменение мировых объемов продаж железных порошков за последнее время.

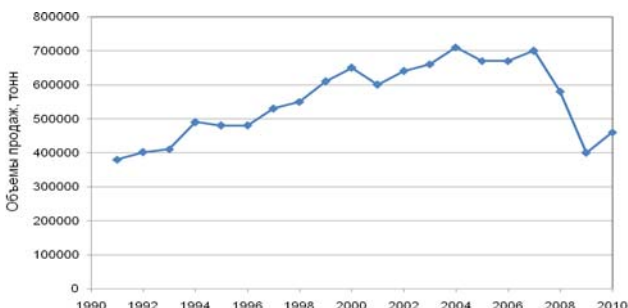


Рис.1. Динамика мирового объема продаж порошков железа и низколегированных сталей в 1991-2010 г.г. по данным европейской и японской ассоциаций порошковой металлургии, федерации промышленности порошковой металлургии Северной Америки

Динамика продаж порошков железа и сталей, представленная на рис. 1, имеет одну особенность: мировой экономический кризис 1998 года, о котором уже мало кто помнит, практически не отразился на объеме продаж наиболее массовых порошков, главным потребителем которых в развитых странах Европы, Америки, а теперь и Азии является автомобильная промышленность. По нашему мнению это связано с бурным ростом в период 1996-2000 годов производства легкового автотранспорта в Азии – Корее, Китае, Тайване, Индии, а также в Южной Америке. Кроме того, в это же время и производство порошковых конструкционных изделий начинает перемещаться в эти регионы. Тем не менее, уже с 2007 года наблюдается падение объема продаж железных порошков, продолжавшееся по 2009 год включительно, что может быть связано с опережающим ростом производства дешевой конструкционной стали в упомянутых регионах.

Представляет интерес рассмотреть более подробно изменение за последние 8 лет объемов продаж порошков, который однозначно коррелирует с объемом выпуска изделий из них, в традиционных регионах – Европе, Японии и Северной Америке. На рисунках 2-4 приведены региональные данные, представленные на Генеральной ассамблее EPMA в ноябре 2010 года в Брюсселе. На рисунке 5 – сводные данные, причем в столбец «остальные» включены СНГ, Китай, Индия, Юго-восточная Азия, Южная Америка.

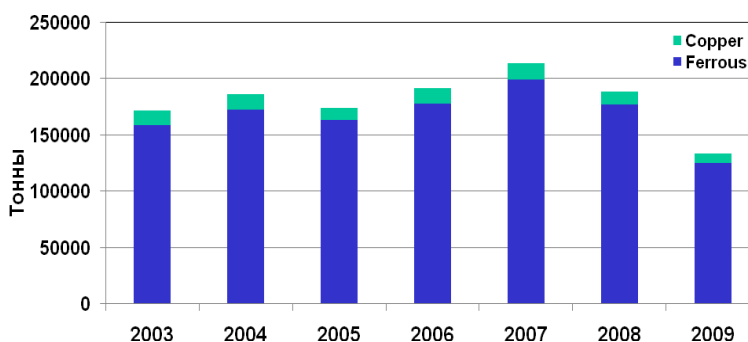


Рис.2. Динамика объема продаж порошков железа и меди в 2003-2009 г.г. в Европе (без учета СНГ)

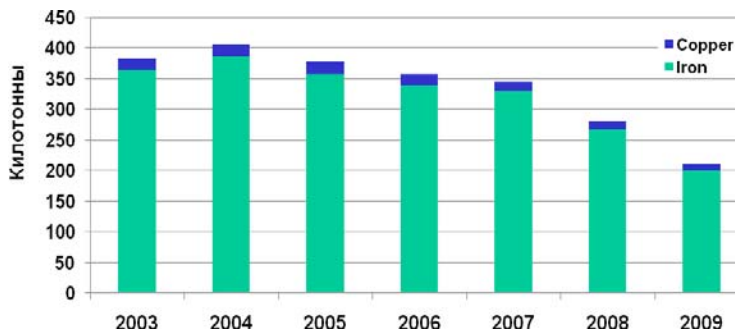


Рис.3. Динамика объема продаж порошков железа и меди в 2003-2009 г.г. в Северной Америке

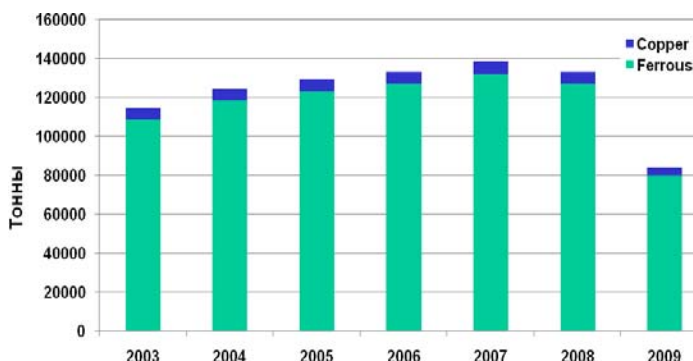


Рис.4. Динамика объема продаж порошков железа и меди в 2003-2009 г.г. в Японии

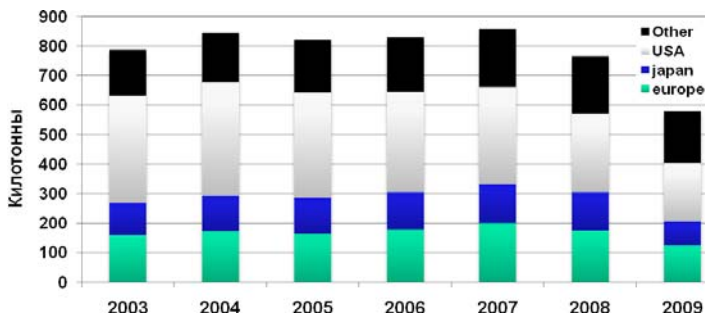


Рис.5. Динамика объема продаж порошков железа в 2003-2009 г.г. в мире с учетом СНГ, Китая, Индии, Юго-восточной Азии, Южной Америки

Анализ, данных, приведенных на рисунках 2-5, позволяет сделать следующие выводы: и в Европе, и в Японии – 2007 год – год максимума продаж порошков. В то же время в Северной Америке с 2004 года наблюдается устойчивое падение объемов продаж порошков, к 2009 году уменьшившееся практически в 2 раза по сравнению с 2004 годом. Наиболее резкое падение в 2008-2009 г.г. наблюдалось в Японии – со 135 до 85 тысяч тонн. В то же время т.н. «остальные» страны в этот период в совокупности сохраняли устойчивый объем продаж порошков железа – на уровне 180-200 тысяч тонн. Этот вывод дополнительно иллюстрирует рисунок 6 [PM2010, Florence, Italy].

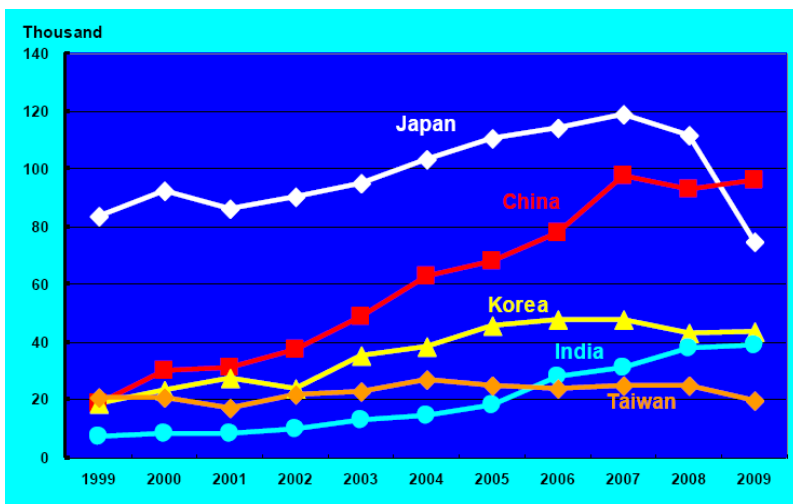


Рис.6. Производство изделий порошковой металлургии (в тыс. т) в Азии за период 1999-2009 годов [Yoshiyasu Iino, PM2010, Florence, Italy]

Как видно из рисунка 6, уже с 2007 года началось резкое падение объемов производства изделий порошковой металлургии в Японии, обострившееся в 2008 году и не восстановившееся даже в 2010. При этом и Китай (с 2001 года), и Индия (с 2005 года) демонстрировали устойчивый рост объемов производства порошковых изделий, а Корея в 2005-2009 году, не смотря на экономические потрясения, сохранила стабильным годовой объем производства на уровне 43-50 тыс. тонн.

Во многом объясняет эту динамику ее соотношение с производством автомобилей в Азии (таблица 1).

Таблица 1

Производство автомобилей в Азии

(Thousand Cars)				
AREA	2007	2008	2009	09/08 (%)
China	8,882	9,299	13,791	148.3
Japan	11,596	11,576	7,935	68.5
Korea	4,086	3,827	3,513	91.8
India	2,254	2,332	2,633	112.9
Thailand	1,287	1,394	968	69.4
Malaysia	442	531	485	91.3
Taiwan	283	183	226	123.5
Total	28,830	29,142	29,551	101.4

Почти 50%-ный рост производства автомобилей в Китае и почти 13%-ный рост производства в Индии в 2009 году по сравнению с 2008, в котором, не смотря на начавшийся кризис, объем производства также вырос по сравнению с предыдущим, 2007 годом, хотя и не такими темпами. При этом в Японии производство автомобилей упало за год почти на треть – на 31,5%. Сохранение и даже незначительный рост (1,7%) производства порошковой металлургии в Корее при заметном (8,2%) падении производства автомобилей мы объясняем диверсификацией и освоением в этот период производства изделий для других потребителей – телекоммуникационного оборудования, бытовой техники, изделий информатики и электроники. В 2010 году падение производства порошковой металлургии в Японии продолжилось, хотя и не так резко, как в 2009 году. При этом и в Китае, и в Индии и в Корее объемы производства порошковой металлургии устойчиво растут.

На всемирном конгрессе порошковой металлургии [PM2010, Florence, Italy] было отмечено, что за первые 8 месяцев 2010 года в Северной Америке зафиксирован рост продаж железных порошков до 218 тысяч тонн, что на 62% больше, чем за аналогичный период 2009 года. Рост продаж порошков меди за 6 месяцев 2010 года вырос до 7182 тонны, что на 38% больше, чем в 2009 году. Безусловно такой оздоравливающий эффект связан с ростом продаж легковых автомобилей в Северной Америке, который обусловлен мощной прямой и косвенной поддержкой ав-

томобильной промышленности правительством США. Аналогичные меры, предпринятые в ЕС, также привели к росту объемов производства порошковой металлургии в Европе. Так минимум был достигнут за этот период в 1 квартале 2009 года, а со второго по настоящее время наблюдается устойчивый рост.

Экономические и ресурсные факторы, влияющие на производства порошковой металлургии в мире. Продукция порошковой металлургии – как правило, комплектующие (отдельные узлы, детали), заготовки и полуфабрикаты, поставляемые несколькими производителями на сборочные производства. Поэтому все проблемы, связанные с мировым экономическим кризисом, колебаниями объемов производств у потребителей – машино- и приборостроителей, неизбежно отражаются на их поставщиках.

Использование железа человеком началось около 3000 лет до н.э. с изобретением метода прямого восстановления железной руды углеродом [11]. Таким же методом современные производители производят по всему миру 250-300 тыс. т порошков железа ежегодно. При этом в качестве сырья используется не только железная руда, но и прокатная окалина, шлам и другие отходы производства. Другой метод массового получения порошков железа – распыление расплава чугуна (стали) водой или сжатым воздухом позволяет использовать в значительных объемах лом, литейный брак, некондиционный чугун основного металлургического производства.

Основные операции технологии порошковой металлургии – формование из порошка заготовки с приложением давления (или без него) в специальной форме, размеры которой максимально приближены к размерам готовой детали, термическая обработка (спекание), а при необходимости – дополнительная обработка (калибровка, термическая или химико-термическая обработка, механическая обработка посадочных либо дополнительных поверхностей). При этом спекание ведется при температурах ниже температуры плавления основного компонента исходной шихты. Таким образом, порошковая металлургия - наиболее экономичный метод изготовления изделий: отходы материалов здесь самые низкие по сравнению с традиционными технологиями (литьем, механической обработкой, холодной и горячей обработкой давлением) за счет получения изделий с размерами, близкими к окончательным; минимальным количеством операций.

Другая особенность порошковой металлургии – возможность производства материалов и изделия, которые невозможно получить традиционными металлургическими методами. Это тугоплавкие материалы и твердые сплавы, композиционные многокомпонентные материалы триботехнического (подшипники скольжения, фрикционные диски и накладки), электротехнического (щетки электрических машин, эрозионно-стойкие контакты, магнитомягкие и магнитотвердые изделия) назначения, пористые материалы и изделия из них (фильтры, катализаторы, диспергаторы, глушители шума и т.п.).

По нашему мнению, вторая особенность порошковой металлургии в странах Европы и Америки используется недостаточно, хотя именно за этим направлением - будущее и стратегические перспективы: композиционные многокомпонентные функциональные материалы, в том числе содержащие наноразмерные и наноструктурные компоненты, производимые в промышленных объемах, можно создавать только традиционными и новыми методами порошковой металлургии и родственных технологий.

На рисунке 7 представлена структура рынка порошковых деталей в Европе в 2009 году по данным EPMA [PM2010, Florence, Italy].

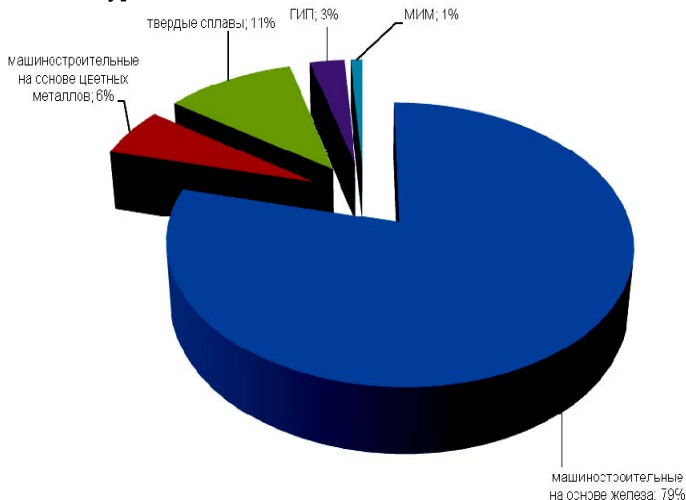


Рис.7. Структура рынка порошковых деталей в Европе в 2009 году [Ingo Cremer, Florence, Italy, 2010]

Как видно из рис.7, машиностроительные детали (шестерни, кольца, подшипники скольжения, тормозные колодки и диски сцеплений и муфт, композиционные контакты и т.п.) составляют 85% европейского рынка. Такая довольно специфическая структура рынка порошковых деталей характерна не только для Европы, но и для регионов Японии, Северной Америки. Доля машиностроительных деталей за последние годы в общем объеме мирового производства порошковой металлургии всегда составляла наиболее значимую ее часть и превышала 50%.

В период 2005-2010 года соотношение евро/доллар колебалось в диапазоне от 1,2 до 1,6, что вызывало комплекс финансово-технических проблем.

Во-первых, рост курса евро экономически снижает конкурентоспособность европейских производителей продукции порошковой металлургии не только и не столько перед североамериканскими, но и в первую очередь, перед азиатскими. Это подтверждают приведенные выше данные (рис. 2, 5, 6): высокий курс евро в 2008 году привел к резкому падению объемов европейских продаж порошков железа и меди, в Китае и в Индии в это время отмечается устойчивый рост производства изделий порошковой металлургии, а в Корее и на Тайване – более-менее стабильный объем производства. При этом в Северной Америке в 2004 году был достигнут максимум, а уже с 2005 года производство порошковых изделий неуклонно падает (рис. 3). В то же время в Европе – объемы производства порошковых изделий с 2005 по 2007 год растут, что, не в последнюю очередь связано с невысоким курсом евро в этот период.

Во-вторых, высокий курс евро понижает конкурентоспособность всех европейских производителей машиностроительной и электротехнической продукции, ориентированной, главным образом (автомобилестроение, приборостроение, производство бытовой техники, стрелкового и охотничьего оружия и др.) или значимой частью (производство подвижного железнодорожного состава, авиа- и судостроение и др.) на экспорт. Аналогичное негативное влияние высокий курс евро оказывает на европейских производителей оборудования и оснастки порошковой металлургии – прессового, печного, формующего инструмента, а также на производителей и поставщиков порошков и порошковых смесей, большая часть которых потребляется за пределами Европы.

Единственный положительный момент, который мог бы быть от роста курса евро, - повышение доступности сырьевых

ресурсов для производства порошков в Европе, стоимость которых определяется, как правило, в долларах США, не только железной руды и стального лома, но и основных легирующих компонентов порошковых сталей – меди, никеля, молибдена, что могло бы снизить стоимость готовых порошков и себестоимость изделий из них. Однако такой эффект – кажущийся.

Анализ динамики изменения цены на вышеуказанные сырьевые ресурсы по данным источника www.infomine.com показал, что она росла все последние годы. Так только с ноября 2009 по октябрь 2010 года стоимость стального лома выросла с 240 до 330 долларов за тонну, возросла за этот период, более чем в 2 раза, стоимость железной руды. За прошедшие 6-7 лет стоимость меди выросла с 1 до 4 долларов за фунт (около 9 долларов за кг) – в 4 раза! Стоимость же медного порошка достигла в Роттердаме 15 долларов за кг и даже в России на 01.02.2011 стоимость порошка меди превысила 10,0 доллара за кг, хотя еще в январе 2010 года находилась на уровне 7-8 долларов за кг.

Стоимость молибдена за 10 лет хоть и выросла в 5 раз – с 3 до 15 долларов за фунт, но это все-таки в 3 раза ниже максимума в 45 долларов в 2005 году. Аналогично и цена на никель, пройдя максимум в 24 доллара за фунт в 2007 году вернулась на уровень 8-10 долларов в 2010 году. Цена на хром, пройдя в 1-м полугодии 2008 года максимум в 6,3 доллара за фунт, уже к ноябрю упала до 2 долларов и с этого времени остается стабильной на уровне 2-3 доллара за фунт. Таким образом, эти металлы весьма привлекательны для использования при легировании порошковых сталей.

Значимую долю, помимо интегральной стоимости компонентов шихты, в себестоимости продукции порошковой металлургии составляет электроэнергия. Она расходуется не только при работе печей спекания (нагрев и перемещение прессовок, вывод на рабочий режим и охлаждение печей без прессовок), но и газоприготовительного оборудования, прессов, смесителей и т.п. Поэтому роль тарифов на промышленную электроэнергию, ее рациональное эффективное использование – важный фактор конкурентоспособности производителей порошковой металлургии в разных странах не только друг с другом, но и с традиционными металлообрабатывающими производствами.

В таблице 2 по данным интернет-источников [12, 13] представлены средние по странам тариф на электроэнергию для промышленных предприятий. Как видно из табл.2, среди стран СНГ

наиболее высокие тарифы в Беларуси – в 3 раза выше, чем в России, на Украине и в Казахстане, выше, даже чем в США, Корее, Франции, Швейцарии и Польше, что не может создавать равные условия производителям порошковых изделий в них. В последние годы наблюдался рост тарифов на электроэнергию практически во всех странах мира, что во многом связано с ростом цен на энергоносители, используемые в производстве электроэнергии (за исключением гидроэлектростанций и, отчасти, АЭС).

Таблица 2

Тарифы на промышленную электроэнергию в промышленно развитых странах (в долл. США за 1 кВт·ч) [12, 13]

Страна	2009	2010
Украина	0,030	0,031
Россия	0,036	0,037
Казахстан	0,024	0,033
Беларусь	0,094	0,094
Польша	0,073	0,082
Австрия	0,109	0,134
Испания	0,091	0,091
Франция	0,051	0,056
Швейцария	0,080	0,084
Великобритания	0,117	0,117
Корея	0,065	0,069
Япония	0,117	0,117
США	0,062	0,064
Германия	0,122	0,134
Италия	0,137	0,158

Главной проблемой производства стальных деталей методами порошковой металлургии, помимо роста тарифов на электроэнергию, является рост цен на лом и руду, на легирующие компоненты, неминуемо ведущие к подорожанию порошкового сырья, при одновременном замораживании цен на продукцию традиционной металлургии за счет переноса ее основного производства в страны Юго-Восточной Азии, Индию, Китай. Тем самым, резко снижается экономическая эффективность и ресурсосберегающий эффект перевода технологии изготовления продукции на методы порошковой металлургии по сравнению с традиционными машиностроительными формообразующими технологиями – заготовительными (литьем, обработкой давлением) и финишными (всеми видами механической обработки). В первую очередь эта проблема касается конструкционных деталей, для которых чрезвычайно важно получить за минимум технологических переходов точную форму с требуемым уровнем механиче-

ских свойств – как в объеме, так и в зонах наибольшего нагружения, возможного износа.

Вторая, не менее значимая проблема – связана с рынком, с потребителем. Основной рынок порошковой металлургии железа и стали – Северная Америка. На этом рынке не менее 75 % порошковых деталей востребованы в автомобильной промышленности. В 2005 году в легковом американском автомобиле в среднем было 17,4 кг порошковых деталей, в том числе в двигателе – 9,8 кг, в трансмиссии – 5,1 кг, в тормозных системах – 1,1 кг (Hans Soderhjelm, Högånäs AB). Проведенный специалистами фирмы Högånäs AB анализ показал, что потенциал использования данной продукции в автомобиле может составить 38,5 кг, в том числе в двигателе – 16,0 кг, в трансмиссии – 16,4 кг, в тормозных системах – 3,0 кг. Таким образом, суммарный прирост потребления порошковых изделий в автомобиле может быть выражен цифрой в 21,1 кг. При этом основной резерв – детали трансмиссии, в первую очередь, зубчатые передачи. Однако в них необходимо обеспечивать соответствующий уровень механических и иных свойств изделий, сопоставимый с уровнем свойств изделий, полученных мехобработкой проката и поковок, приемлемые технико-экономические производственные показатели.

По нашему мнению, далеко не в полной мере используется потенциал возможностей получения методами порошковой металлургии композиционных материалов – триботехнических, электротехнических, биоактивных и иных. Он является важным резервом роста объемов мирового производства порошковой металлургии в целом.

Экономические и ресурсные проблемы порошковой металлургии в Беларуси. Республика Беларусь, являясь импортером сырьевых ресурсов и экспортером значимой доли готовой продукции, неизбежно испытывает на всех своих производствах, включая производство изделий порошковой металлургии, все вышеуказанные ценовые и тарифные колебания. На рисунке 8 представлены изменения за 2008-2010 цен в Беларуси на основные порошки. Цены приведены в тысячах белорусских рублей за тонну с НДС, таможенными и транспортными расходами.

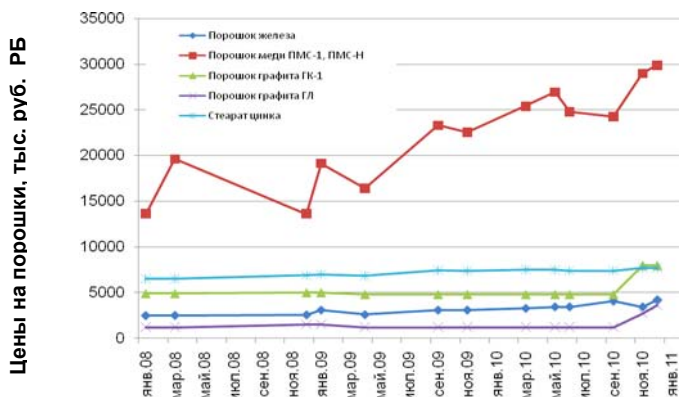


Рис.8. Изменение цен (в тыс. руб. РБ за 1 т) в Беларуси на основные порошки, используемые в производстве порошковых изделий

Для перевода данных цен в другие валюты можно воспользоваться данными сайта www.finance.tut.by/archiv/. Как видно из рис.8, только на медный порошок с апреля 2009 по декабрь 2010 года цена выросла в 2 раза. Более чем на треть выросла за 2010 год цена на распыленный водой порошок железа марки ПЖР3.228, приобретаемый, в основном, на КЗПМ (Бровары, Украина) и практически приблизилась к основным зарубежным аналогам – порошкам марки АНС100.29 фирмы Hoeganaes (Швеция). С сентября по декабрь 2010 года практически в 2 раза выросла цена графита марки ГК-1.

Увеличились в Беларуси за 3 года более чем в 2 раза тарифы на электроэнергию (рис.9).

Таким образом, рост себестоимости порошковой продукции в Беларуси за счет роста тарифов на электроэнергию, роста цены основных и вспомогательных компонентов порошковой шихты неминуемо ведет к падению конкурентоспособности без принятия производителями радикальных мер по энергосбережению, снижению расхода дорогостоящих компонентов шихты без снижения эксплуатационных характеристик конечной продукции, что является важной научной и практической задачей.

В этих сложных условиях в Беларуси в 2007 году был достигнут максимум производства продукции порошковой металлургии всеми производителями как в натуральном, так и в стоимостном выражении, а в 2009 году - минимум (рис.10).

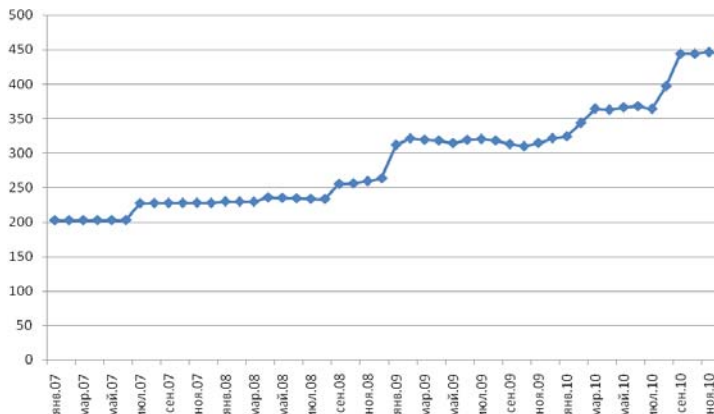


Рис.9. Изменение тарифов на промышленную электроэнергию (в руб. РБ за 1 кВт/ч) по данным ГНУ ИПМ ГНПО ПМ НАНБ

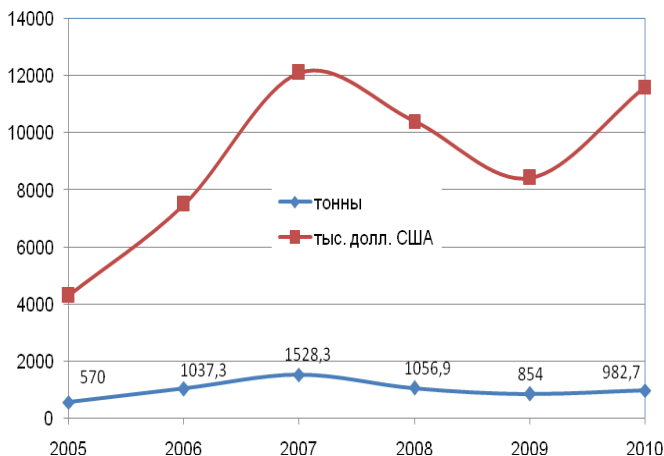


Рис.10. Изменение объемов выпуска продукции порошковой металлургии в Беларуси

В 2010 году в Беларуси возобновился рост объемов выпуска порошковой продукции в натуральном и, особенно, в стоимостном выражении, что связано не столько с подъемом цен на данную продукцию, сколько с изменением структуры выпуска в сторону более сложной продукции с повышенным комплексом физико-механических свойств.

Повышение свойств и эксплуатационных характеристик порошковых материалов на основе железа. На рисунке 11 [10] приведен график, иллюстрирующий, как изменялась прочность порошковых деталей на основе железа по мере развития прикладных исследований в области порошковой металлургии. Как хорошо видно из рис.11, к началу XXI века механические свойства порошковых сталей достигли уровня свойств стального проката, что открывает перспективы к замене в массовом производстве деталей, полученных механической обработкой сортового проката, отливок, поковок на детали (или, по меньшей мере, заготовки высокой степени готовности), полученные современными методами порошковой металлургии из новых материалов.

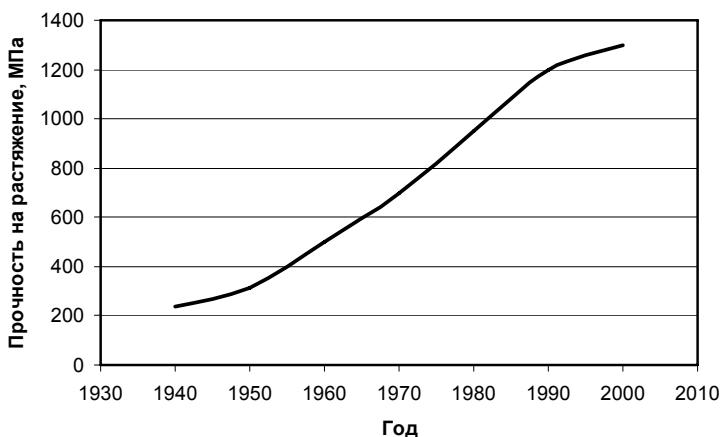


Рис. 11. Изменение прочности деталей на основе порошка железа, получаемых однократным прессованием и спеканием [10]

Среди традиционных технологий, позволяющих повысить физико-механические свойства порошковых деталей, следует выделить [10, 11, 14-19]: доуплотнение спеченных заготовок; холодная и горячая штамповка спеченных заготовок; инфильтрация пористых прессовок расплавами легкоплавких металлов. В последнее время появились новые технологии, обеспечивающие одновременно как повышение сложности формы порошковой детали, так и ее физико-механических свойств – тепловое прессование пластифицированных порошков, инжекционное формование, которое, как правило, используется при формовании небольших тонкостенных деталей [10, 18, 19].

Важным технологическим приемом повышения плотности и прочности порошковых деталей на основе железа является рациональное легирование шихты [1, 2, 8-10], совершенствование смазок и пластификаторов в ее составе. Только за счет изменения состава и количества легирующих компонентов, способа их введения (механическая смесь или диффузионное связывание), применения эффективных смазок при их уменьшенном содержании в смеси и т.п. фирме Högabäs AB (Швеция) удалось за 25 лет существенно повысить плотность, а, следовательно, и прочность деталей из таких смесей (легированных порошков), не изменяя радикально технологию их изготовления.

Разработки в области порошковых материалов на основе железа в последние годы велись в двух направлениях: улучшение прессуемости материалов и совершенствование технологий легирования [1, 2, 8-10]. На первом этапе использование при прессовании порошков губчатого железа в неотожженном состоянии позволяло получить плотность спеченных деталей не выше $6,0 \text{ г/см}^3$. Улучшение прессуемости этих порошков методами сепарации и отжига позволило получить плотность $6,9 \text{ г/см}^3$. Первые распыленные порошки железа имели прессуемость на уровне губчатых. Дальнейшие разработки в области технологий получения распыленных порошков, повышение их чистоты и прессуемости, привели к увеличению их доли в общем потреблении порошков железа до 70%, на долю восстановленных - осталось 30%. Применение эффективных смазок типа Kenolube и теплого прессования позволяет получить плотность спеченных изделий на уровне $7,2-7,4 \text{ г/см}^3$. Дальнейшее повышение плотности в процессе однократного прессования-спекания из-за большого количества вводимой в металл смазки возможно путем применения технологии смазки формообразующего инструмента. Работы в этом направлении проводятся ведущими мировыми производителями.

На первом этапе материалы для получения порошковых сталей представляли собой обычные смеси на основе порошка железа. При температурах спекания около 1150°C и введения добавок меди до 2% повышалась размерная точность. Введение в смеси никеля и повышение температуры спекания до 1300°C позволяет повысить прочность спеченных материалов. Дальнейшие разработки в области легирования привели к созданию в середине 70-х годов диффузионно-легированных (или частично легированных) порошков [9, 10, 19]. Технология их получения

использует невысокие температуры диффузионного процесса для закрепления легирующих добавок (в основном никеля, молибдена и меди) на частицах железа. В сочетании с точной воспроизводимостью химического состава в больших объемах шихты технология обеспечивает и высокую уплотняемость этих порошков. Однако такие добавки как графит и пластификатор не могут быть присоединены к частицам железа диффузионным методом, в технологическом процессе при заполнении матрицы порошком или при транспортировке они могут сегрегировать и пылить. Проблема устранения этого недостатка была решена созданием связанных смесей, готовых для прессования (bonded pre-mix), в которых эти добавки закрепляются на частицах железа специально вводимым в шихту связующим компонентом. Однако это повышает общее содержание вводимой смазки (отдельно смазка для прессования и связующее для закрепления легких компонентов), что мешает достигать теоретическую плотность при прессовании. Следующее поколение готовых для прессования смесей, в которых органические добавки выполняют обе функции одновременно без заметного увеличения их содержания в смеси, не имеет данного недостатка. Расширяющийся объем производства готовых для прессования связанных смесей на основе железа стал серьезным конкурентом для диффузионно-легированных порошков на всех мировых рынках. Методом распыления можно получать полностью легированные порошки на основе железа, но их прессуемость несколько хуже. Поэтому они используются, в основном, для последующей горячей штамповки порошковых заготовок (исключение составляют порошковые седла клапанов, получаемые методом однократного прессования-спекания).

Новые марки порошков легированных сталей и пластификаторов. Производители сырья и готовой продукции порошковой металлургии на протяжении последних 40-50 лет работали как над созданием новых марок порошков, составов готовых смесей, так и над разработкой эффективных методов их консолидации для достижения высоких технико-экономических показателей изделий и технологий их получения, что позволило им уже к рубежу XX – XXI веков достигнуть для изделий общемашиностроительного назначения уровня свойств конструкционных сталей – предел прочности при растяжении – 1200-1400 МПа [8]. Однако до середины 90-х годов XX века достигалось это, все-таки, в основном за счет серьезного усложнения и удорожания

технологии - значительного количества переходов (двукратного прессования и спекания, горячей штамповки, многостадийной ХТО обработки спеченных прессовок и т.п.). В то же время фирма Högabäs AB совершенствовала составы готовых смесей, содержащих все необходимые компоненты, включая смазки, что позволило достигать за счет однократного прессования и спекания все более высоких технико-экономических показателей производства порошковых изделий.

Важным этапом порошковой металлургии в середине 90-х годов XX века стала совместная разработка фирмами Högabäs AB и DORST (Германия) пластифицированной смеси и специального прессового оборудования с подогреваемыми бункером, питателем, матрицей и пуансонами для теплого (140-160 °С) прессования, внедрение, пусть и не такое широкое, как ожидалось, этого процесса в производство в разных странах мира, в том числе и в Беларуси [1, 2, 4-9, 18].

Сущность процесса теплого прессования состоит в использовании в готовой смеси запатентованных пластификаторов, легко удаляемых либо растворяемых в металле в процессе спекания, которые одновременно служат жидкой смазкой, уменьшающей трение между частицами порошка друг с другом и со стенками пресс-формы. Данный процесс позволяет выровнять плотность образцов сложной формы по объему, повысить прочность сырой прессовки и спеченной детали по сравнению с традиционной технологией. Использование процесса теплого прессования позволяет достичь на стадии формования изделий из легированных порошков значений плотности спеченных образцов 7,4-7,6 г/см³ и сырой прочности прессовок в 2 раза превышающую прочность прессовок, полученных по традиционной технологии (однократное прессование порошка при комнатных температурах и спекание обеспечивает плотность максимум 7,0-7,2 г/см³). По такой технологии изготавливаются рядом производителей конструкционные детали высокой сложности и прочности для легковых и грузовых автомобилей, в т.ч. кольца синхронизатора коробки передач, шестерни, шатуны, корпуса коренных подшипников коленвалов, шкивы ременных передач двигателей внутреннего сгорания, детали масляных и водяных насосов и т.д.

Видя, что, не смотря на ощутимый прирост свойств прессовок и спеченных изделий, полученных по технологии теплого прессования, она не заняла ожидаемого места на рынке, фирма Högabäs AB разработала вариант технологии, которую условно можно назвать «квазитеплым прессованием». В этом случае в

составе смеси используются другие пластификаторы, например Kenolub, температура прессования составляет уже в 2 раза ниже – около 60 °С, причем в этом случае подогревается лишь матрица. Бункер с шихтой и питатель остаются при температуре производственного помещения, а пуансоны – разогреваются от матрицы и порошковой шихты в процессе прессования. Фирмой Högabäs AB разработана новая марка не содержащего цинк пластификатора X-Lube E, который, при нагреве только матрицы до температуры 60 °С обеспечивает плотность деталей после однократного прессования и спекания не ниже 7,3 г/см³. Отсутствие цинка обеспечивает повышение ресурса работы печей и качества спекания. Новый пластификатор, особенно в случае подогрева матрицы, способен не только обеспечить сырую плотность прессовки при давлении прессования 700 МПа на уровне 7,2 г/см³ но и снизить давление выпрессовки на 20-25%. Таким образом, новые смеси Premix с пластификатором X-Lube E имеют такие же технологические свойства, как и с другими пластификаторами, при этом не содержат цинк, обеспечивают повышенную плотность и прочность прессовок, готовых деталей, меньшее давление выпрессовки.

Экономно-легированные порошки хромистых сталей. Выше было показано, что в настоящее время наиболее низкие цены – на хромсодержащее сырье, используемое для легирования сталей, что обуславливает перспективы легирования порошков сталей хромом взамен традиционных марок порошков сталей, легированных медью, никелем, молибденом типа Distaloy SA, AB, SE, AE, DC, DH, HP, Astaloy Mo [20]. Так фирмой Högabäs AB разработаны две новых марки таких порошков - Astaloy CrL (1,5% Cr; 0,2% Mo) и Astaloy CrM (3,0% Cr; 0,5% Mo). Главной технической проблемой и особенностью технологии изготовления изделий из этих порошков является состав атмосферы спекания – азото-водородная смесь (предпочтительно с соотношением 90/10) и низкая точка росы (не выше -26 °С при температуре спекания 1120 °С и не выше -15 °С при температуре спекания 1250 °С). Если печь имеет зону закалки, то оптимальное сочетание прочности и пластичности для прессовок из порошков Astaloy CrL и Astaloy CrM достигается при скорости охлаждения 0,5-2,0 °С/с. Использование процесса закалки, совмещенное в большинстве современных печей с процессом спекания, позволяет избежать необходимости повторного нагрева деталей под закалку, сократив не только энергозатраты, но и

продолжительность цикла изготовления в целом. Порошки Astaloy CrL и Astaloy CrM - относительно дешевые материалы для получения высокопрочных конструкционных деталей.

Новые экономно-легированные порошки сталей марок Distaloy/Astaloy LH. Не смотря на достоинства экономно-легированных порошков Astaloy CrL и Astaloy CrM, высокий уровень механических свойств получаемых из них деталей, данные материалы требуют высокой технологической дисциплины, обеспечения довольно низкой точки росы в процессе спекания и совмещения последнего с закалкой. Не все потребители могут удовлетворить указанные требования, что сдерживает применение этих двух материалов.

По указанным причинам фирмой Höganäs AB разработаны другие марки экономно-легированных порошков - Distaloy/Astaloy LH, для спекания прессовок из которых не требуется низкая точка росы, а сама атмосфера может быть любой – азото-водородная смесь, эндогаз, диссоциированный аммиак. Еще одним достоинством этих двух марок порошков является их хорошая прессуемость и высокая прочность сырой прессовки из них - выше, чем у прессовок из других низколегированных порошков. В табл.3 представлен химический состав порошков.

Таблица 3

**Химический состав порошков экономно-легированных сталей
Distaloy/Astaloy LH**

	Ni*	Mo*	Cu	Mn*
Distaloy LH	0.9	0.9	2.0**	0.2
Astaloy LH	0.9	0.9	***	0.2

* Pre-alloyed ** Diffusion alloyed ***Copper powder is added to mix

На свойства спеченных образцов существенное влияние оказывает содержание дополнительных компонентов, вводимых в шихту – меди и углерода. Не меньшее влияние оказывает и скорость охлаждения (в случае использования совмещенной технологии спекания-закалки). Таким образом, порошки сталей Distaloy/Astaloy LH являются хорошим дополнением и, в ряде случаев, альтернативой порошкам Astaloy CrL и Astaloy CrM.

Порошковая сталь марки Hiraloy для производства высокопрочных деталей. Фирмой Höganäs AB разработан гомогенно легированный распыленный порошок марки Hiraloy соста-

ва Fe_{1,5}Cr_{0,2}Mo, на который затем наносят по всей поверхности частиц (плакируют) органический пластификатор, содержание которого – ниже, чем в традиционных смесях для прессования. Это позволяет уменьшить пористость после спекания. Порошок поставляется в виде готовой смеси с графитом и, при необходимости, с легирующими компонентами. Особенностью смесей на основе порошка марки Hiralou является довольно высокое давление прессования (850-1000 МПа) и повышенная температура спекания – выше 1250 °С. К достоинствам данных смесей можно отнести хорошую прессуемость, высокую прочность сырой прес-совки. Благодаря плакированию отдельных частиц пластифика-тором по всей их поверхности обеспечена хорошая коррозион-ная стойкость, связанность графита, беспыльность процесса прессования.

После термообработки свойства спеченных образцов из смесей на основе порошка марки Hiralou приближаются с свой-ствам лучших марок легированных конструкционных сталей.

Новые технологии получения изделий и заготовок из порошков железа и сталей. Перспективным технологическим направлением в производстве массовых изделий машинострое-ния методами порошковой металлургии продолжает оставаться усложнение геометрии получаемых изделий. При традиционном прессовании существуют ограничения в формовании всего двух-трех размеров в сечении матрицы. Имеются технические огра-ничения и в третьем измерении вдоль оси прессования. Иссле-дования и разработки в области усложнения конструкции прес-сового оборудования, использования ЧПУ для управления 6-8 независимыми движениями формирующих элементов пресс-инструмента, позволили сделать возможным получение много-уровневых порошковых изделий, однако формы и геометрия из-делий все еще существенно ограничены.

Одно из перспективных направлений - процессы прессования относительно несложных по геометрии порошковых заготовок с по-следующей их сборкой в сложное многоуровневое изделие в сыром состоянии с изменением общих геометрических размеров и соеди-нении элементов такой сборки друг с другом диффузионной свар-кой, совмещенной со спеканием. Суть этого процесса в том, что при нагреве до температуры спекания двух порошковых деталей из по-рошка железа с различием в содержании углерода в них в преде-лах 0,1-0,3% происходят интенсивные диффузионные процессы, приводящие к соединению двух отдельных деталей в блок, напри-

мер, блок шестерен, корпус планетарного редуктора и т.п. [21]. Данный процесс иллюстрирует рис.12.

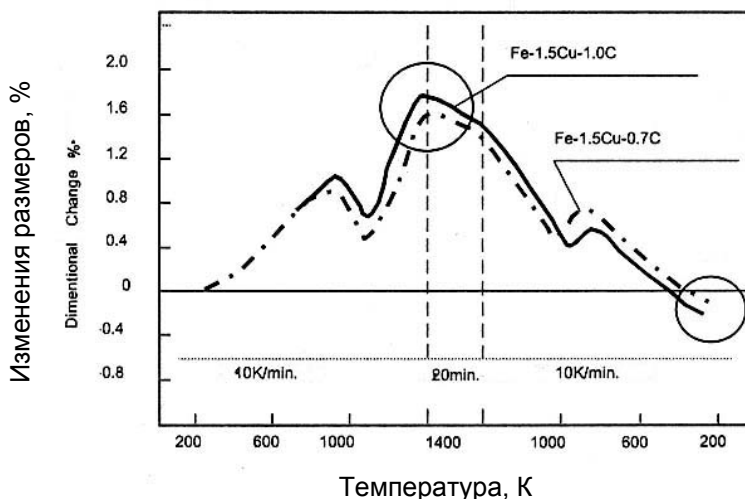


Рис.12. Изменение размеров порошковых деталей с разным содержанием углерода в процессе их диффузионного соединения в цикле «нагрев – спекание – охлаждение» [21]

Следует отметить вклад ученых Института порошковой металлургии в разработку технологий получения заготовок сборочных единиц аксиально-поршневых насосов [22-24], состоящих из стальных корпусов с отверстиями, в которых спрессованные из порошка железа с добавками пористые заготовки – втулки при спекании в проходной печи инфильтрируются расплавом медного сплава. При этом одновременно осуществляется пайка композиционных порошковых антифрикционных втулок со стальным корпусом. Таким же методом наносят порошковый антифрикционный слой на торцовую распределительную поверхность стальных корпусов насосов (рис.13). Цилиндры затем растачиваются в чистовой размер, а торцовая поверхность обрабатывается по сфере, обеспечивая длительное герметичное прилегание сопрягаемой детали - распределителя.



Рис.13. Порошковый композиционный антифрикционный материал и технология его нанесения на рабочие поверхности (торцовая распределительная и поверхности цилиндров) блока аксиально-поршневых насосов и гидромоторов серии «А»

Данную технологию использует и фирма «Новомет» (Пермь, Россия), получая из 3-х прессованных пористых порошковых стальных компонентов инфильтрацией-спеканием заготовки ступеней погружных нефтяных насосов [25, 26]. Эти заготовки затем подвергают механической обработке на станках с ЧПУ и обеспечивают размерную точность.

В последнее время проявляется интерес к технологии пайки непористых порошковых компонентов порошковыми припоями [27]. Эта технология имеет особенность: для обеспечения качественной пайки необходим зазор между соединяемыми деталями для растекания припоя и применение флюсов для смачивания (рис.14).

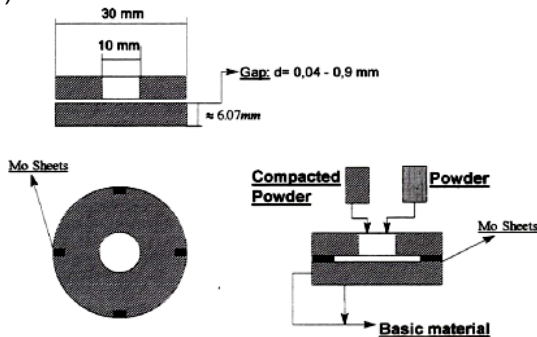


Рис.14. Схема эксперимента по изучению капиллярной пайки-спекания порошковых деталей из углеродистых сталей [27]

В работе [27] было экспериментально установлено, что оптимальный зазор между соединяемыми деталями должен быть около 0,12 мм, в качестве припоя следует применять прессованную смесь порошков железа с углеродом при содержании последнего не менее 10 масс.%. При этом наилучшее качество пайки (спекания) достигается в вакууме.

Следует также напомнить, что ученым Беларуси (В.М.Горохов с сотр.) еще на рубеже XX и XXI веков была разработана эффективная технология печной пайки порошковым припоем рабочих колес гидротрансформаторов АКП дорожных машин из штампованных листовых стальных заготовок [28] – рис.15. Этот метод включает [28]: сборку рабочих колес гидротрансформаторов из штампованных заготовок; обезжиривание и очистку мест пайки; приготовление пасты из смеси порошков железа с размером частиц 80-160 мкм и глицерина; помещение пасты в зазор паяемого стыка между тором и лопастями; приготовление шихты из пропитывающего материала (матрицы) путем смешивания порошков Cu, Fe, Sn, Ni, Al, C и стеарата цинка; прессование из этой шихты прессовок припоя и их размещение в 3-х точках лопасти. Пайку рабочих колес ведут в проходной конвейерной ленточной печи марки СКЗ с защитной восстановительной атмосферой из эндотермического газа.



Рис. 15. Рабочее колесо гидротрансформаторов дорожных машин, полученное методом печной пайки с применением порошковых композиционных припоев

Ученые Института порошковой металлургии в последние годы вели разработки новых технологических режимов пластификации порошковых заготовок с целью получения холодной калибровкой стальных конструкционных изделий с плотностью $7,5 - 7,65 \text{ г/см}^3$ за счет использования специальных режимов предварительной термовременной обработки (ПТВО) - отжига в температурной области аномальной диффузионной подвижности атомов железа ограниченной точкой $A_{c1} \alpha \rightarrow \gamma$ превращения [29]. В результате такой обработки в очагах взаимодействия формируется решетка совпадения, пластическая деформация в которой осуществляется движением особого рода супердислокаций, что приводит к проскальзыванию по межчастичным контактам при механическом воздействии на заготовку. Микроскопически это проявляется в виде смещения рисок на боковых полированных поверхностях деформированных образцов, а макроскопически - через резкое увеличение пластичности и уменьшение сопротивления деформации. Этот способ обеспечивает плотность $7,42-7,57 \text{ г/см}^3$.

В таблице 4 приведены экспериментальные данные, убедительно доказывающие влияние ПТВО на повышение плотности образцов из различных марок порошковых сталей.

Таблица 4

Сравнение плотности и твердости образцов порошковых сталей, изготовленных прессованием и спеканием и с использованием ПТВО [29]

Материал	Плотность после прессования, ρ , г/см ³	Твердость после ПТВО, НВ	Плотность после спекания и деформирования, ρ , г/см ³	Твердость после спекания, НВ
Distaloy AE	7,06	—	7,23	185 – 200
Distaloy AE		72 – 76	7,5	218 – 237
Astaloy 85 Mo	7,05	—	7,2	112 – 116
Astaloy 85 Mo		74 – 78	7,52	160 – 168
Astaloy 85 Mo + ПКН2М	6,9	—	7,18	176 – 180
Astaloy 85 Mo + ПКН2М		74 – 80	7,48	185 – 206
Distaloy DC – 1	7,01	—	7,2	200 – 218
Distaloy DC – 1		74 – 78	7,56	237 – 248

Переживает второе рождение **технология горячего изостатического прессования (ГИП)**, разработанная фирмой ASEA (Швеция) еще в 70-е годы XX века. Технология ГИП изначально использовалась для получения высокоплотных и высокопрочных за-

готовок и готовых изделий крупных размеров и сложной формы типа рабочих колес газотурбинных двигателей из сферических порошков титановых и жаропрочных сплавов, обтекателей головных частей летательных аппаратов из керамики и т.п. Это аэрокосмическое направление применения технологии ГИП сохранило свое значение и в России (ОАО «ВИПС», ОАО «Композит» и др.) и в развитых странах Западной Европы, США (Bodycote plc, Avure Technologies Inc., Dieffenbacher GmbH + Co. KG и др.).

Но в настоящее время, по данным профессора Olle Grander (PM Technology AB/Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden), главными продуктами технологии ГИП стали два: быстрорежущие и инструментальные порошковые стали, а также порошковые коррозионно-стойкие стали в том числе - безникелевые, с повышенным содержанием азота. В таблице 5 представлены данные и прогноз по мировому производству методом ГИП этих двух продуктов.

Таблица 5

**Объемы мирового производства методами ГИП
порошковых сталей (т)**

Вид материала	1990	2008	2013
Быстрорежущие и инструментальные стали	4000	18000	25000
Коррозионно-стойкие стали	1000	5000	10000

Фирме Uddeholm Tooling AB (Sweden) удалось освоить промышленное производство методом ГИП азотистой инструментальной стали марки VANCRON 40 (C1,1%; N1,8%; Cr4,5%; Mo3,2%; W3,7%; V8,5%) в которой за счет введения азота достигнуто суммарное содержание карбонитридной фазы до 20%, а микротвердость – 2800 Hv по сравнению с содержанием карбидной фазы в традиционной безазотистой стали всего 4% и микротвердости 1500 Hv.

Фирма Sandvik Powdermet AB (Sweden) технологиями ГИП производит в промышленных масштабах из порошков нержавеющей стали секции химических реакторов массой до 10 т и длиной до 12 м (рис.16, а), а фирма Outokumpu Tornio (Finland) - прокатные валки массой 351 кг и длиной 2,85 м из инструментальной стали с твердостью 63 HRC (рис.16, б).



Рис.16. Промышленные продукты технологии ГИП: а - секции химических реакторов из порошков коррозионно-стойкой стали; б – прокатные валки из порошков инструментальной стали

Растущий во всем мире интерес к сталям с повышенным содержанием азота, в ряде случаев замещающим или дополняющим при меньшем содержании традиционные легирующие элементы – в первую очередь – углерод и никель, привел к разработке оригинальных технологий их получения методами порошковой металлургии. Одна из них - промышленное производство методом ГИП азотистой инструментальной стали марки VANCRON 40, представлена выше в данном разделе.

В работе [30] использован оригинальный подход для получения азотистых безникелевых коррозионно-стойких сталей – распыление расплава для исходных порошков азотом под давлением 4 МПа, спекание в атмосфере, содержащей до 90% азота и доуплотнение методом ГИП. Достигнуты довольно высокие механические свойства при содержании азота 0,35-0,60 масс.% – предел прочности при растяжении не менее 500 МПа и удлинение 40-50%, а, самое главное – повышенная по сравнению со сталью 316L коррозионная стойкость. При этом, не смотря на сложность и многостадийность процесса, себестоимость продукта ниже, чем традиционных азотистых сталей, получаемых длительным переплавом в атмосфере азота [31].

В работе [32] для насыщения спеченного продукта азотом использовали подшихтовку нитридами хрома, марганца и кремния. В результате исследований установлено, что азотом в порошковых сталях можно успешно замещать углерод не только без снижения механических характеристик, но и в ряде случаев их повышать, используя дополнительно процессы ХТО. Микроструктура порошковых сталей системы Fe-C представляет собой смесь мартенсита и бейнита, а системы Fe-N – мартенсита и феррита. По сравнению с порошковыми сталями системы Fe-C,

стали системы Fe-N имеют повышенную ударную прочность, но меньшую твердость.

Представляет интерес диаграмма Olle Grinder, сопоставляющая экономически целесообразные и технологически достижимые массу и количество производимых в год различными методами порошковой металлургии деталей (рис.17) в 1990 и в 2009 годах.

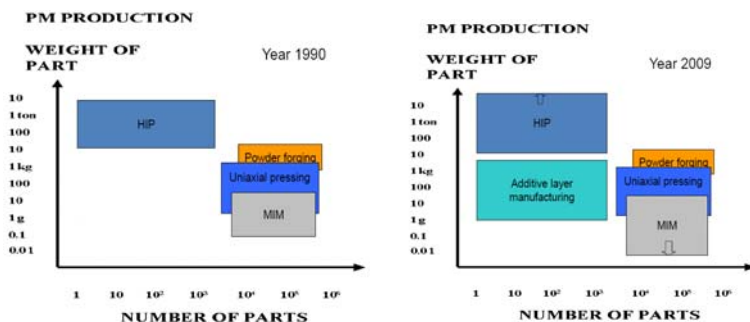


Рис.17. Экономически целесообразные и технологически достижимые масса и количество производимых в год различными методами порошковой металлургии деталей по Olle Grinder

Из рис.17 видно, что если для таких технологий, как осевое прессование и горячая штамповка (ковка) порошковых заготовок за 20 лет практически ничего не изменилось, то для технологии ГИП масса готовых изделий уже превышает 10 т, а для технологии МИМ (Metal injection molding) – уменьшилась до 10 г и менее. Кроме того, за последние 20 лет появилась новая группа порошковых технологий – послойного производства, к которым следует отнести в первую очередь селективное лазерное спекание, лазерной или электронно-лучевой плавки, струйное формование и др.

Следует отметить, что единственным сектором рынка порошковой металлургии, имевшем устойчивый рост в последние годы, не смотря на кризис, был инжекционное формование металлических порошков – МИМ. За последние 6 лет объем продаж изделий, получаемых методами МИМ, вырос более чем в 2 раза. На рис.18, по данным фирмы Sandvik Osprey, представлена структура европейского рынка МИМ, из которой видно, что детали из коррозионно-стойкой стали составляют половину объемов продаж, еще 25% - детали из низколегированных сталей.

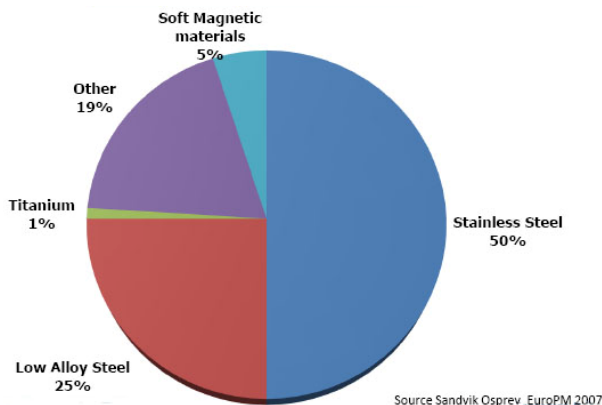


Рис.18. Структура рынка порошковой металлургии в секторе MIM в Европе

На рис.19 приведены примеры деталей различного назначения, полученных российскими и европейскими фирмами методами MIM. Среди них (слева направо) – радиатор системы охлаждения микроэлектроники, рабочее колесо турбоагнетателя ДВС, детали стрелкового оружия, шестерни механических исполнительных приводов.



Рис.19. Примеры деталей различного назначения, полученных российскими и европейскими фирмами методами MIM

Фирмой ООО «Синтез - Порошковые детали» (www.sintez-pt.com) - промышленным производителем деталей методом MIM из порошковых смесей собственного производства, проведено сравнение технологий MIM и традиционных технологий, включая традиционную порошковую металлургию – прессование в форме и спекание. Показано, что при объемах производства деталей средней и высокой сложности формы от 6-7 тыс. в год до 100 тыс. и более, технология MIM наиболее оптимальна. Представляют интерес приведенные в таблице 6 сравнительные характеристики деталей, полученных по четырем технологиям.

Таблица 6

**Сравнительные характеристики деталей, полученных
разными методами**

Характеристика	Механическая обработка	Порошковая металлургия	Литье	MIM
Вес (г)	1 - 10000	5 – 2500	1 – 1000	0,01 - 200
Мин. допуск размеров (%)	< 0,1	0,1	0,5 – 1,0	0,3 – 0,5
Плотность (%)	100	92-96	99	96 - 100
Прочность (%)	100	70	> 95	> 96
Толщина стенки (мм)	1 - 100	2 – 20	2 – 20	0,5 - 10
Шероховатость поверхности R_a (мкм)	0,2 - 4	2 – 5	5	1 - 2

Как видно из таблицы 6, важным преимуществом технологии MIM, недоступной иным процессам, является возможность получения изделий сложной формы с толщиной стенки от 0,5 мм. Еще одно преимущество MIM – хорошая шероховатость поверхности, не требующая дополнительной чистовой обработки в большинстве случаев применения. Однако достоинств не бывает без недостатков. Есть он и у технологии MIM: из-за высокого содержания полимера в премиксе усадка в процессе спекания доходит до 26% на сторону, что ведет к некоторому снижению точности размеров в готовом изделии. Большую усадку необходимо также учитывать при проектировании оснастки. Тем не менее, согласно таблице 6, размерная точность MIM-деталей, хотя и ниже, чем полученных мехобработкой, литьем или порошковой металлургией, но в ряде случаев достаточна для последующей сборки с другими деталями.

Следует отметить, что технология инжекционного формования осваивается и в Беларуси – в ГНУ ИПМ приобретена и введена в эксплуатацию универсальная машина ALLROUNDER 170 U 150 - 70 инжекционного формования пластифицированных смесей порошков керамики, металлов и сплавов (рис.20), на которой изготовлена из смеси на основе Al_2O_3 опытная партия деталей золотниковой пары системы пневмопривода тормозов автомобилей (рис.21). После ввода в эксплуатацию в 2011 году специализированной установки для каталитического выжигания полимерной связи планируется освоение опытно-промышленного производства этих и иных изделий методами СИМ и МИМ.



Рис.20. Универсальная машина ALLROUNDER 170 U 150 - 70 инжекционного формования пластифицированных смесей порошков керамики, металлов и сплавов



Рис.21. Детали золотниковой пары системы пневмопривода тормозов автомобилей, полученные методом СИМ из смеси на основе Al_2O_3

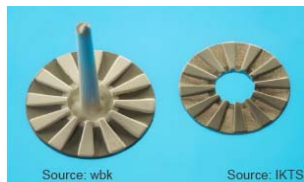
Исследования и разработки в области технологий МИМ за последние два года демонстрируют ряд новых интересных результатов. Среди них – микрозажимы сосудов из коррозионно-стойкой стали 316L (рис.22, а) и составные детали компонентов микроэлектроники из стали 316L и меди (рис.22, б), составные сэндвич-детали из комбинации стали с керамикой на основе ZrO_2 (рис.22, в).



а



б



в

Рис. 22. Новые разработки в области МИМ: а - микрозажимы сосудов из коррозионно-стойкой стали 316L; б - составные детали компонентов микроэлектроники из стали 316L и меди; сэндвич-детали из комбинации стали с керамикой на основе ZrO_2

В завершении данного раздела следует упомянуть о том, что для получения готовых изделий высокой точности размеров и повышенной сложности формы все более широко используют финишную механическую обработки спеченных порошковых заготовок. По данным фирмы Höganäs AB ~60% порошковых деталей подвергают механической обработке, причем она составляет ~20% общей стоимости готовой детали. Это привело к созданию порошковых смесей с улучшенной обрабатываемостью [33]. В качестве добавок, повышающих не только качество обработанной поверхно-

сти, но и (в 5-10 раз!) стойкость режущего инструмента рекомендуется вводить в шихту до 0,3 масс.% сульфида марганца MnS или до 0,15 масс.% разработанного фирмой Höganäs нового аддитива держащегося в секрете состава типа MnM.

Выводы:

Прогресс в порошковой металлургии, конкурентоспособность ее продукции в XXI веке связаны со следующими условиями:

1. Использование экономно-легированной шихты Distaloy/Astaloy LH, Astaloy CrL, Astaloy CrM и новых смесей на основе порошка марки Hipaloy, современных пластификаторов, не содержащих цинк и обеспечивающих при подогреве только матрицы всего до 60 °С плотность и прочность прессовки и готового изделия не хуже, чем при теплом прессовании, а также большую стойкость печного оборудования.

2. Применение для компактирования современных прессов с ЧПУ, высококачественного формующего инструмента, подогрева матрицы либо технологии теплого прессования.

3. Спекание прессовок предпочтительно проводить в азото-водородной защитной атмосфере с низкой точкой росы и ее жестким контролем, само спекание совмещать с закалкой охлаждением потока газа.

4. Для повышения стойкости оснастки, упрощения ее конструкции, снижения стоимости детали и процесса ее получения рационально использование механической доработки сырых или спеченных прессовок на автоматизированных станках (обрабатывающих центрах, линиях) с ЧПУ и с манипуляторами.

5. Для уплотнения и упрочнения поверхности спеченных изделий предпочтительно использовать струйно-абразивную обработку стальной или чугунной дробью. Остается конкурентоспособной также технология пареоксирирования спеченных порошковых стальных деталей, обеспечивающая одновременно повышение коррозионной стойкости и износостойкости поверхности.

Литература:

1. Состояние и перспективы развития порошковой металлургии/ Е.А.Дорошкевич, А.Ф.Ильющенко, В.М.Горохов, В.В.Савич// Порошковая металлургия. - 1998. - Вып.21. - С.5-9.
2. Состояние и перспективы развития порошковой металлургии, технологий нанесения защитных покрытий в Республике Беларусь и за рубежом/ А.Ф.Ильющенко, Е.В.Звонарев, В.В.Савич// Материалы конференции «Актуальные проблемы производства и применения изделий порошковой металлургии и сверхтвердых материалов». – 20 сентября 2001. – Ростов-на-Дону, с. 14-30.

3. 8-я международная выставка «Порошковая металлургия». Некоторые итоги/ Дорошкевич Е.А., Ильющенко А.Ф., Савич В.В. // Порошковая металлургия. - 2001. - Вып.24. - С.5-8.
4. Состояние и перспективы развития порошковой металлургии в Республике Беларусь/ А.Ф.Ильющенко, Е.В.Звонарев, Г.П.Клецко, В.В.Савич// Порошковые и композиционные материалы, структура, свойства, технологии получения: Материалы Междунар. научн. - техн. конф., Новочеркасск, 16-20 сент. 2002 г. Юж. - Рос. гос. техн. ун-т. – Новочеркасск: ЮРГТУ, 2002, с.14-26.
5. Состояние и перспективы производства изделий с использованием технологий порошковой металлургии и нанесения защитных покрытий в Республике Беларусь/ А.Ф.Ильющенко, Г.С.Сыроежко, Е.В.Звонарев, В.В.Савич// Порошковая металлургии и защитные покрытия в машино- и приборостроении. Сборник докладов международного научно-технического семинара. Минск, 25.03.2003. С.5-21
6. Состояние и перспективы производства изделий с использованием технологий порошковой металлургии и нанесения защитных покрытий в республике Беларусь на пороге 75-летия Национальной академии наук Беларуси/ П.А. Витязь, В.К. Шелег, А.Ф.Ильющенко// Порошковая металлургия. - 2003. - Вып.26. - С.5-29.
7. Состояние исследований и производства изделий методами порошковой металлургии в Республике Беларусь/ А.Ф.Ильющенко, Г.С.Сыроежко, Е.В.Звонарев, В.В.Савич// Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы и защитные покрытия, сварка: 6-я междунар. науч.-техн. конф., Минск, 6-7 апреля 2004 г.: Материалы докладов. – Мн.: Тонпик, 2004. С.16-19.
8. Порошковая металлургия: современное состояние и перспективы/ Витязь П.А., Шелег В.К., Ильющенко А.Ф., Савич В.В.// Порошковая металлургия. 2004. - №27. – С.5-29.
9. Порошковая металлургия XXI века: Quo vadis? (по материалам семинара фирмы Höganäs AB, Санкт-Петербург, 14-16 мая 2008 г.)/ Савич В.В.// Порошковая металлургия. 2008. - №31. – С.304-313.
10. Wittaker D. Production of Structural PM Parts// International Powder Metallurgy Directory & Yearbook. 11th Edition - 2004/2005. – P.31-47.
11. Порошковая металлургия в СССР: История. Современное состояние. Перспективы/ Под ред. И.Н.Францевича, В.И.Трефилова и др. – М.: Наука, 1986. – 294 с.
12. Global electricity prices: On the up and set to rise/ Richard Soultanian// <http://www.powergenworldwide.com/index/display/articledisplay/3575785812/articles/power-engineering-international/volume-18/issue-8/power-report/global-electricity-prices-on-the-up-and-set-to-rise.html>
13. Electricity: why are the growing prices vary around the world?// www.profi-forex.us/news/entry4000000539.html
14. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы/ под ред. В.Шатта. – М.: Металлургия, 1983. – 520 с.
15. Андриевский Р.А. Порошковое материаловедение. – М.: Металлургия, 1991. – 205 с.
16. Либенсон Г.А. Основы порошковой металлургии. – М.: Металлургия, 1987. – 208 с.
17. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. Порошковая металлургия. – М.: Металлургия, 1972. – 528 с.
18. Hoeganaes Handbook for Warm Compaction, 1998. – 112 P.
19. Schatt W., Wieters K.-P. and all. Powder Metallurgy: Proceesing and Materials. – EPMA, 1997. – 492 p.
20. Höganäs Iron and Steel Powders for Sintered Components. Höganäs Handbook for sintered components. – 1998. – 245 p.

21. Endo H. Technology Trends in Sintered Structural Parts// Hitachi Powdered metals Technical Report. - 2002. - V1. - P.3-8.
22. Дьячкова Л.Н., Воронцовская Л.Я. Влияние методов получения композиционных инфильтрированных материалов на основе железа на их свойства// Порошковая металлургия. - 1999. - Вып.22. - С.97-100.
23. К вопросу об использовании порошковых композиционных материалов для изготовления деталей роторной группы аксиально-поршневых насосов/ Л.Н.Дьячкова, Н.П.Гребнев, А.Я.Волчек, Л.Я.Воронцовская// Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы и защитные покрытия: 5-я междунар. науч.-техн. конф., Минск, 18-19 сентября 2002 г.: Материалы докладов. – Мн.: Тонлик, 2002. С.69-70.
24. Дьячкова Л.Н., Керженцева Л.Ф. К вопросу о повышении физико-механических свойств порошковых инфильтрированных материалов на основе железа// Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы и защитные покрытия, сварка: 6-я междунар. науч.-техн. конф., Минск, 6-7 апреля 2004 г.: Материалы докладов. – Мн.: Тонлик, 2004. С.85-86.
25. Способ изготовления спеченных изделий / Анциферов В.Н., Рабинович А.И, Перельман О.М. и др. // Патент РФ № 2037382. – Оpubл. 19.06.1995.
26. Способ изготовления составных изделий/ Рабинович А.И, Перельман О.М., Дорожкупец Г.Л. и др. // Патент РФ № 2056973. – Оpubл. 27.03.1996.
27. Sinter Brazing of Ferrous Parts with Disappearing Joint/ H.Danninger, J.M.Garmendia Gutierrez, R.Ratzi, J.Seyrkammer// Proceedings of PM2010 Powder Metallurgy World Congress & Exhibition. Florence, 10-14 October 2010, Vol.2, p.385-392.
28. Технология пайки лопастной системы рабочих колес гидротрансформаторов дорожных машин с применением порошковых композиционных припоев/ Горохов В.М., Денскевич Т.М., Звонарев Е.В., Лабусов А.Ф., Тарусов И.Н.// Мат. докладов 5-ой Международной научно-технической конференции «Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия», Минск, 2002г., с.86-88.
29. Высокоплотные порошковые стали и технологии изготовления из них конструкционных деталей сложной формы/ А.Ф.Ильющенко, Е.С.Севастьянов, П.Н.Киреев // 50 лет порошковой металлургии Беларуси. История, достижения, перспективы: / ред. кол.: А.Ф.Ильющенко [и др.]. – Минск, ГНПО ПМ, 2010. – Глава 11. - С.218-229.
30. Development of Powder Metallurgy Nickel Free High Nitrogen Stainless Steels/ C.Kuang, X.Wang, C.Jia, H.Zhong, X.Kuang, Z.Xu // Proceedings of PM2010 Powder Metallurgy World Congress & Exhibition. Florence, 10-14 October 2010, V.3, p. 335-342.
31. M.Liljas, J.-O. Nilsson. Development of commercial nitrogen-rich stainless steels// Materials Science Forum Vols. 318-320, 1999, pp.189-200.
32. Nitrogen Alloying of PM Steels: Processing and Properties/ Chris Schade, Tom Murphy, Alan Lawley, Roger Doherty // Proceedings of PM2010 Powder Metallurgy World Congress & Exhibition. Florence, 10-14 October 2010, Vol.3, p.129-136.
33. Improved Machinability by Selection of PM Materials, Additives and Tool Materials/ Olof Andersson, Mats Larsson, Bo Hu // Proceedings of PM2010 Powder Metallurgy World Congress & Exhibition. Florence, 10-14 October 2010, Vol.2, p.379-384.

РЕОЛОГИЯ ВЫСОКОКОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ФОРМОВАНИЯ РАДИАЛЬНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ ТРУБЧАТЫХ ДЛИННОМЕРНЫХ ЗАГОТОВОК НА ОСНОВЕ АЛЮМОСИЛИКАТОВ

АЗАРОВ С.М.¹, ПЕТЮШИК Е.Е.², АЗАРОВА Т.А.¹, РАТЬКО А.И.¹,
ИВАНЕЦ А.И.¹, ШЕМЧЕНКО С.В.¹, БАСАРАНОВИЧ А.В.³,
ЕВТУХОВ К.С.³

¹*Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, г. Минск,
Беларусь, тел.: (+375 17) 284-10-06, e-mail: azarov@igic.bas-net.by*

²*Государственное научно-производственное объединение
порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь*

³*Белорусский национальный технический университет*

Работа посвящена вопросам физико-химической механики применительно к формовочным массам для радиального прессования заготовок на основе хрупких несжимаемых частиц, к которым относятся силикатные и алюмосиликатные порошки. Исследованиями по формованию крупнодисперсных порошков силикатов и алюмосиликатов установлено, что шихта из таких порошков практически не формируется по любому из разработанных в настоящее время вариантов технологий прессования. Причину плохой формируемости силикатных и алюмосиликатных порошков обуславливает малая пластичность материала и специфическая осколочная (алюмосиликаты) или близкая к сферической (силикаты) форма частиц с гладкими гранями. Поэтому для формования приготавливались варианты шихты из алюмосиликатных или кремнеземных частиц с органическим порообразователем, связкой в жидкообразном состоянии, отошающих добавок и ПАВ. Проведенные эксперименты по прессованию позволили установить, что уже при относительно невысоком уровне давления (40 МПа) происходит активная структурная деформация прессовки с взаимным перераспределением компонентов шихты. Процесс сопровождается принудительным плакированием крупнодисперсных частиц (дисперсной фазы) связующим компонентом с порообразователем (дисперсионная среда). При этом свойства сформованной заготовки существенно зависят от качества приготовления шихты. Нарушение равномерности распределения компонентов шихты, их соотношения при приготовлении образцов ровно, как и не соблюдение технологических параметров при

радиальном прессовании приводит к существенному ухудшению технологических свойств сформованной заготовки, и, как следствие, к ухудшению прочности спеченного пористого материала.

Опыт работы с дисперсными системами показывает, что вопросы регулирования физико-механических свойств таких композиций представляют весьма трудную задачу. Это связано, прежде всего, с тем, что дисперсная фаза имеет сложный химический состав. Кроме того, используемое сырье одного и того же химического состава, но взятое из разных источников, может существенно отличаться по физико-химическим свойствам. Всё это в полной мере относится и к исследуемым материалам. Поэтому сделана попытка на основании положений физико-химической механики проанализировать способы управления свойствами шихты и сформулировать требования, которым должны отвечать массы для радиального прессования заготовок, используемых при получении пористых проницаемых изделий.

В проведенных исследованиях для радиального прессования использовали системы с концентрацией дисперсной фазы от 75 до 60 мас.%. Высокое содержание дисперсной фазы позволяет априори утверждать, что в формовочных массах для радиального прессования пористых материалов образуется коагуляционная структура. Следовательно, формовочные массы можно классифицироваться как твёрдообразные вязкопластичные жидкости, обладающие в разной степени свойствами твёрдого и жидкого тел [1].

По характеру связей коагуляционная структура в исходной шихте обусловлена межмолекулярным сцеплением беспорядочно расположенных коллоидных частиц (в пасте или суспензии), которая в свою очередь заполняет пространство между крупными частицами дисперсной фазы. Коагуляционные структуры обладают вязко-пластичными и эластическими свойствами. Последние определяются не свойствами частиц дисперсной фазы, образующих структуру, а характером и особенностями коагуляционных связей, образующих пространственный каркас. Это объясняется тем, что в коагуляционной структуре частицы связаны между собой ван-дер-ваальсовскими силами через тонкие прослойки дисперсионной среды. Наличие последней облегчает процесс уплотнения, а также процесс перехода от коагуляционной к жестко структурированной структуре в процессе сушки. Постепенное удаление воды с достаточно протяженных контактных

границ обеспечивает сближение частиц по этим поверхностям и вызывает значительное повышение прочности материала. Устойчивые жидкие прослойки в местах коагуляционного сцепления (в виде жидкостной смазки) обеспечивают полную обратимость сцепления и подвижность связи, что и обуславливает высокую эластичность формовочной массы. Образование коагуляционных структур подчиняется определённым закономерностям, одна из которых заключается в том, что образующаяся коагуляционная структура стремится к наиболее возможной прочности и устойчивости [2].

Из-за полидисперсности исследуемых формовочных масс для получения пористых материалов радиальным прессованием, важное значение приобретает вопрос о взаимодействии частиц с существенно различными размерами. При равномерном распределении разнородных частиц в системе вероятность их взаимодействия больше вероятности взаимодействия однородных частиц. В результате блокирования поверхности крупных частиц мелкими образовавшаяся система окажется устойчивой к механическому разрушению до определенного уровня давления прессования.

Одним из факторов, влияющих на процессы структурообразования в дисперсных системах, является взаимодействие дисперсной фазы с дисперсионной средой. В нашем случае дисперсионная среда - это суспензия органического порообразователя с различного рода пластифицирующими связками на основе водного раствора. Вопросы механизма взаимодействия молекул воды с поверхностью твёрдых частиц в дисперсных системах наиболее детально исследованы применительно к глинам и глинистым грунтам [3-6]. Одним из действенных способов управления свойствами шихты является использование поверхностно-активных веществ [7, 8]. Сорбируясь на поверхности частиц и создавая вокруг нее гелеобразную оболочку, ПАВ качественно изменяет характер контактов, дополнительно усиливая гидрофильность поверхности. Сорбированные молекулы ПАВ принимают участие в образовании коагуляционных связей, соединяющих пространственной структурной сеткой крупнодисперсные частицы алюмосиликата (силиката), органического порообразователя. Явное преобладание коагуляционных связей с увеличением содержания ПАВ, контактирование не непосредственно поверхностей частиц, а сорбционных оболочек ПАВ, делает структуру массы более подвижной и легко деформируемой, о чём

свидетельствуют уменьшение значений модулей упругости и эластичности, а также снижение вязкости шихты. Эластичность может повышаться в 2,5-3 раза, а пластичность почти в 10 раз. Причём при содержании ПАВ менее 0,3 мас.% не наблюдается значительного прироста доли пластических деформаций. Увеличение содержания ПАВ свыше 0,5 мас.% ведёт к увеличению пластической деформации при заданном уровне нагружения формовочной массы. Экстремумы пластичности при увеличении количества ПАВ были обнаружены и рядом других авторов при исследовании зависимостей эффективной вязкости суспензий на основе Al_2O_3 от содержания ПАВ [7-11]. ПАВ облегчает процесс смачивания, образуя адсорбционный слой на поверхности крупнодисперсных частиц, придавая тем самым необходимые гидрофильные свойства. По адсорбционному слою жидкость растекается значительно легче и смачивает материал. Таким образом, процесс смачивания ПАВ способствует образованию и гидрофилизирующих пленок. Поэтому в процессах структурообразования поверхностно-активные вещества в виде добавок высокомолекулярных соединений интенсифицируют возникновение коагуляционной структуры и повышают начальную прочность формовочной массы. Отсутствие единой теории о взаимодействии в системе «твёрдая фаза – раствор высокомолекулярных соединений» привело к тому, что до сих пор подбор добавок ПАВ ведётся эмпирическим путём.

Формовочные массы для радиального прессования на основе силикатов и алюмосиликатов, обладая влажностью 5-15 мас.%, относятся к высококонцентрированным суспензиям. Следовательно, в них образуется коагуляционная структура за счёт сил взаимодействия между частицами, и, вместе с тем, присутствует жидкая среда в виде тончайших прослоек. Коагуляционная структура представляет собой пространственную сетку, прочность которой, однако, на несколько порядков ниже, чем прочность связей между частицами в твёрдой (кристаллизационной) структуре. В то же время коагуляционная структура несравнимо прочнее структур, образующихся в истинных жидкостях и коллоидных растворах. Таким образом, по своим механическим свойствам формовочные массы лежат между твёрдыми телами и жидкостями и, следовательно, обладают как свойствами жидкости, так и свойствами твёрдых тел (Неньютоновские жидкости). Поэтому формовочные массы для радиального прессования, являясь представителями высококонцентрированных

дисперсных систем, ведут себя и как твёрдообразные тела, и как жидкости в зависимости от характера приложенного давления. Причём переход от свойств жидкости к свойствам твёрдого происходит самопроизвольно и без изменения агрегатного состояния. Способы регулирования свойств формовочных масс применительно к технологии радиального прессования пористых материалов на основе силикатов и алюмосиликатов будут рассмотрены в дальнейшем.

Таким образом, на основании положений физико-химической механики проанализированы способы управления свойствами шихты для формования и сформулированы требования, которым должны отвечать формовочные массы для получения пористых проницаемых материалов на основе алюмосиликатов.

Литература:

1. Урьев Н.Б. Физико-химические основы технологии дисперсных систем и материалов. М.: Химия, 1988. 256 с.
2. Круглицкий Н.Н. Основы физико-химической механики: Ч. 2. Киев: Вища школа, 1976. 208 с.
3. Вода в дисперсных системах / Под ред. Б.В. Дерягина, Ф.Д. Овчаренко, Н.В. Чураева. М.: Химия, 1986. 286 с.
4. Поверхностные плёнки воды в дисперсных структурах / Под ред. Е.Д. Шукина. М.: Изд-во Моск. гос. ун-та, 1988. 279 с.
5. Тарасевич Ю.И., Овчаренко Ф.Д. Адсорбенты, их получение, свойства и применение. Л.: Наука, 1978. 186 с.
6. Тарасевич Ю.И. Природные сорбенты в процессах очистки воды. Киев: Наукова думка, 1981. 207 с.
7. Злочевская Р.И. Связанная вода в глинистых грунтах. М.: Изд-во Моск. гос. ун-та, 1969. 175 с.
8. Kiratzisy N. E., Luckham P. F. The Rheology of Aqueous Alumina Suspensions in the Presence of Hydroxyethylcellulose as Binder // J. European Ceramic Society. 1999. 19. P. 2605-2612.
9. Kiratzis N., Faers M., Luckham P. F. Depletion flocculation of particulate systems induced by hydroxyethylcellulose // Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects. 1999. 151. P. 461-471.
10. Khan A. U., Briscoe B. J., Luckham P. F. Interaction of binders with dispersant stabilised alumina suspensions // Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects. 2000. Vol. 161, 2. P. 243-257.
11. Briscoe B.J., Khan A.U., Luckham P. F. Optimization the Dispersion on an Alumina Suspension Using Commercial Polyvalet Electrolyte Dispersants // J. European Ceramic Society. 1998. 18. P. 2141-2147.

ЖЕЛЕЗНЫЕ И ЛЕГИРОВАННЫЕ ПОРОШКИ В РОССИИ – ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПЕРСПЕКТИВНЫЕ РАЗРАБОТКИ

АКИМЕНКО В.Б.¹, ГУЛЯЕВ И.А.¹, КАЛАШНИКОВА О.Ю.¹,
СЕКАЧЕВ М.А.¹, ГАВРИЛОВ С.А.², ГАВРИЛОВ В.А.²

¹ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина», г. Москва, Россия,
тел./факс: (+7 495) 777-93-56, e-mail: akimenko08@mail.ru

²ООО «ССМ-ТМ», г. Череповец, Россия,
тел.: (+7 202) 56 61 20, e-mail: va.gavrilov@ss mtm.ru.

В современной России порошки на железной основе в промышленных масштабах производят в ООО «Северстальмаш-Тяжмаш» (г.Череповец Вологодской обл.) методом распыления расплава чугуна сжатым воздухом. Производство восстановленных железных порошков на ЗАО «Стакс» (г. Красный Сулин, Ростовская обл.) временно приостановлено.

Исходя из требований потребителей, а также основываясь на мировых тенденциях развития порошковой металлургии железа, разработки Института порошковой металлургии «ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина» (ИПМ ЦНИИЧермет) последнего десятилетия в этой области направлены, в первую очередь, на расширение марочного состава и создание прогрессивных технологий получения железных и легированных порошков для нового поколения техники.

Среди новых процессов и классов порошковых материалов, созданных в последнее время и имеющих не только научное, но и важное практическое значение с точки зрения их освоения отечественной промышленностью, необходимо выделить три: восстановленные железные порошки, распыленные железные порошки и легированные порошки на их основе.

По первому направлению разработана и успешно опробована в опытно-промышленных условиях запатентованная технология получения восстановленных железных порошков высших марок из первородного сырья – гематитовых руд Курской магнитной аномалии (КМА) [1]. Использование этой технологии позволяет производить высококачественные железные порошки в широком интервале насыпной плотности (от 2,0 г/см³ до 2,6 г/см³) и прочностью прессовки до 50МПа при плотности 6,5г/см³.

В процессе исследований выявлен еще один вид высококачественного сырья для производства восстановленных железных порошков в широком диапазоне потребительских характери-

стик – гранулированные оксиды травильных растворов ОАО НЛМК. Эти гранулы по содержанию примесей аналогичны чистой прокатной окалине кипящих марок стали, а по составу и кристаллическому строению соответствуют гематиту ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$). При этом они имеют округлую форму частиц размером не более 2мм, насыпную плотность около 3г/см^3 , обладают высокой текучестью и не склонны к образованию пыли в процессе транспортировки и переработки. Установлено, что при карботермическом восстановлении гранул в проходных промышленных печах без существенных изменений технологического передела могут быть получены железные порошки марки ПЖВ2 с насыпной плотностью от $2,2\text{г/см}^3$ до $2,4\text{г/см}^3$. Как показали испытания, проведенные в ОАО АВТОВАЗ, эти порошки по своим потребительским свойствам могут успешно конкурировать с аналогичной продукцией шведской фирмы «Hoganas AB». Исследования, выполненные ИПМ ЦНИИЧермет, показали также, что при водородном восстановлении гранулированных оксидов в проходных конвейерных печах можно в промышленных масштабах получать «легкие» железные порошки с насыпной плотностью $1,5\text{--}2,0\text{г/см}^3$.

В качестве основных разработок института в области распыленных железных порошков следует выделить процесс получения воздухораспыленного железного порошка с высокоактивной поверхностью частиц [2], характеризующегося сочетанием лучших технологических свойств восстановленных и распыленных порошков: хорошей формуемостью и высокой уплотняемостью при сохранении необходимого уровня текучести и насыпной плотности.

Технология основана на создании на поверхности частиц распыленных порошков, чистых по химическому составу, высокопористого кораллоподобного железа, сходного по строению с восстановленными железными порошками и обладающего существенно большей площадью удельной поверхности по сравнению с обычными железными порошками. Как показали электронно-микроскопические исследования (рис.1), поверхность частиц высокоактивных порошков покрыта множеством кораллоподобных наростов сформированных из отдельных кристаллитов, размер которых колеблется от десятков до сотен нанометров и зависит, в основном, от температуры и длительности отжига. Такая особая структура порошка формируется в процессе обезуглероживающе-восстановительного отжига воздухораспыленного порошка-сырца с применением специальных дисперсных добавок: оксида железа Fe_2O_3 , имеющего структуру гематита и по-

рошка графита в количестве, обеспечивающем отношение содержания кислорода к углероду в порошковой шихте на уровне 2,2-2,4.

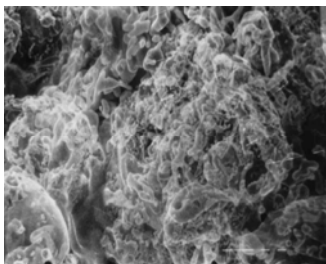


Рис.1. Сканограмма частиц высоко-активного воздухомасляного железного порошка, РЭМ, $\times 1430$

Результаты исследования основных физико-технологических свойств распыленных высокоактивных железных порошков нового поколения с различным содержанием активирующих добавок, представленные на рис.2, свидетельствуют, что описанное выше состояние поверхности железного порошка позволяет не только существенно повысить прочность прессовки (выше 25МПа), т.е. значительно улучшить формуемость распыленных порошков, но и сохранить такое важное преимущество перед восстановленными порошками, как высокая уплотняемость. Сопоставление свойств лабораторных парий высокоактивного железного порошка ПЖРВ2.200, полученного с добавлением 6%Fe₂O₃ в исходную порошковую шихту, с потребительскими свойствами железных порошков высших марок отечественных и ведущих мировых производителей показало, что по прочности прессовки разработанный порошок практически не уступает восстановленному железному порошку, а по уплотняемости соответствует водораспыленному порошку (табл.1). Производство такого железного распыленного порошка нового поколения планируется освоить в цехе изложниц ООО «ССМ-ТМ», где успешно прошли первые эксперименты по опробованию новой технологии.

Известно, что существенным резервом повышения эксплуатационных свойств порошковых сталей является введение в железные порошки легирующих элементов, в том числе таких не традиционных для литых и катаных сталей, как сера, фосфор и медь. В этом направлении, в последние годы в ИПМ ЦНИИчермет разработана широкая гамма легированных железных порошков, в которых легирующие добавки распределены с различной степенью гомогенности в зависимости от технологии изготовления изделий и условий их эксплуатации. При этом, в каче-

стве основы были использованы как распыленные, так и восстановленные железные порошки в диапазоне насыпной плотности от 2,0 г/см³ до 3,0 г/см³.

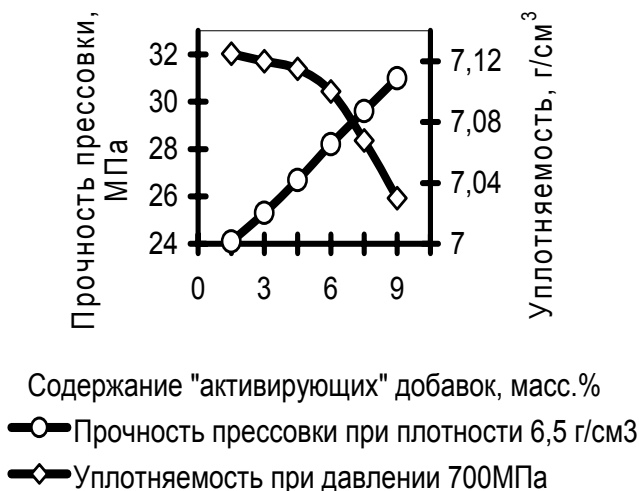


Рис.2. Влияние концентрации активирующей добавки Fe₂O₃ на свойства порошка

Свойства распыленных железных порошков

Таблица 1

Марка порош-ка	Насыпная плотность, г/см ³	Теку-честь, с/50г	Упл., г/см ³ при давлении, МПа		Прочн. пресс., МПа, при плотн. 6,5/гсм ³
			400	700	
Распыленный порошок с высокоактивной поверхностью					
ПЖРВ2.200	2,2	38	6,4	7,1	30
Порошки ООО «ССМ-Тяжмаш»					
ПЖРВ2.200	2,6	≤37	≥6,6	≥7,1	≥18
ПЖРВ3.200	2,8	≤34	≥6,5	≥7,0	≥14

В настоящее время ИПМ ЦНИИчермет подготовлены к промышленному освоению технологии производства следующих видов легированных железных порошков:

- железо-медные лигатуры с содержанием меди 5-20% для прецизионных конструкционных, триботехнических и электротехнических деталей;
- порошки железо-фосфор и железо-фосфор-олово с 0,5-1,0% Р и 5-8% Sn для электротехнических изделий из магнитно-мягких материалов и деталей приборов типа магнитных клапанов, экранов и др.;

- порошки систем Fe-Ni-Mo-Co, Fe-Ni-Mo-Cu-Si для высокопрочных износо- и теплостойких деталей, например, направляющих роликов сортовых прокатных станов. Основой для получения этих порошков методом частичного легирования служит воздухораспыленный порошок, гомогенно-легированный никелем [3,4];

- порошки систем Fe-Ni-Mo и Fe-Ni-Mo-Cu на основе высокоактивного воздухораспыленного железного порошка для получения высокопрочных спеченных изделий особо сложной конфигурации, в том числе таким прогрессивным методом формования, как теплое прессование.

Для производства высокопрочных и теплостойких деталей автомобилей семейств ВАЗ и ГАЗ в ООО «ССМ-ТМ» по разработкам ИПМ ЦНИИчермет в 1998-2001гг. освоены промышленные технологии [5,6] получения частично-легированных железных порошков марок ПЛ-Н4Д2М-РВ (Fe-4%Ni-1,5%Cu- 0,5%Mo), выпускаемых по ТУ 14-1-5402-2000, и ПЛ-К6МН (Fe-6%Co-1,5%Mo-1,5%Ni), выпускаемых по ТУ 14-1-5427-2001 (табл.2).

Таблица 2

Основные потребительские свойства частично-легированных железных порошков, промышленно освоенных в ООО «Северстальмаш-Тяжмаш» по технологии ИПМ ЦНИИчермет

Марка порошка	Насыпная плотность, г/см ³	Текуч., с/50г	Уплотняемость, г/см ³	Прочность прессовки, МПа
ПЛ-Н4Д2М-РВ-27	2,60-2,80	≤37	≥6,95 (600)	≥25
ПЛ-Н4Д2М-РВ-29	2,60-3,05	≤34	≥7,00 (600)	≥23
ПЛ-К6МН	2,7-3,1	≤33	≥7,05 (700)	≥15

Примечание. * В скобках – давление прессования образцов, МПа.

** Прочность прессовки при плотности образцов 7г/см³.

В 2007 г. коллектив ИПМ ЦНИИчермет совместно с ОАО «АВТОВАЗ» и ООО «ССМ-Тяжмаш» за разработку порошковых материалов на основе легированных порошков был награжден Серебряной медалью лауреата международной выставки «Металл-Экспо».

Таким образом, современные железные и легированные порошки, выпускаемые в России в промышленных масштабах, практически не уступают лучшим зарубежным маркам.

По разработанным в последние годы в ИПМ ЦНИИчермет технологиям возможно в максимально сжатые сроки на существующих производствах значительно расширить номенклатуру железных и легированных порошков для различных видов изделий, конкурентоспособных с аналогичной продукцией ведущих производителей Европы, Северной Америки и Японии.

Литература:

1. Пат.2231420 РФ, МКИ⁷ B22 F 9/20. Способ получения железного порошка/ М.А.Секачев, В.Б.Акименко, И.А.Гуляев, О.Ю.Калашникова - №2002134350. Заявлено 20.12.02. Опубл. 27.06.04 Бюл. № 18.
2. Пат.2364469 РФ, МПК⁸ B22 F 9/08. Способ получения железного порошка/ В.Б.Акименко, И.А.Гуляев, М.А.Секачев и др. - №2008121386. Заявлено 29.05.08. Опубл. 20.08.2009 Бюл.№ 23.
3. Пат.2327547 РФ, МПК⁸ B22 F 9/08, 9/04 1/00. Способ получения порошка на железной основе (его варианты)/ И.А.Гуляев, О.Ю.Калашникова, И.А.Липгарт и др. - №2006132830. Заявлено 14.09.06. Опубл. 27.06.08 Бюл.№ 18.
4. Пат.2327548 РФ, МПК⁸ B22 F 9/08, 9/04 1/00. Способ получения порошка на железной основе (его варианты)/ И.А.Гуляев, О.Ю.Калашникова, И.А.Липгарт и др. - №2006132829. Заявлено 14.09.06. Опубл. 27.06.08 Бюл.№18.
5. Пат.2202445 РФ, МКИ⁷ B22 F 9/06, 1/00. Способ получения порошка на железной основе/ И.А.Гуляев, О.Ю.Калашникова, А.А.Обухович и др. - №2001127140. Заявлено 05.10.01. Опубл. 20.04.03 Бюл.№11.
6. Пат.2202446 РФ, МКИ⁷ B22 F 9/06, 1/00. Способ получения порошка на железной основе (его варианты)/ И.А.Гуляев, О.Ю.Калашникова, А.А.Обухович и др. - №2001127141. Заявлено 05.10.01. Опубл. 20.04.03 Бюл.№11.

СИНТЕЗ МАГНИТНОГО ДИСПЕРСНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИТЕВИДНЫХ НАНОЧАСТИЦ ЖЕЛЕЗА В МАТРИЦЕ МЕЗОПОРИСТОГО ДИОКСИДА КРЕМНИЯ

**АРБЕНИН А.Ю., МУККОНЕН И.Н.,
ЗЕМЦОВА Е.Г., СМЕРНОВ В.М.**

*Санкт-Петербургский государственный университет,
г.Санкт-Петербург. Россия, тел./факс: (+7 812) 428 40 33,
e-mail: ezimtova@yandex.ru*

Развитие информационных технологий привело к необходимости хранения и обработки колоссального объема цифровой информации. Сегодня информационные технологии на магнитном носителе получили самое широко распространение и в настоящее время никакая другая технология не может конкурировать с ними в плотности записи и хранения информации. Дальнейшее усовершенствование таких систем требует создания новых магнитных материалов с более высокой плотностью записи. Одним из перспективных технологических путей в этом направлении является получение наноматериалов с упорядоченным расположением магнитных наночастиц (нанокристаллов оптимального размера) в диамагнитной матрице. Необходимо

отметить, что предполагаемое использование нанокристаллов без системы ограничений показало их малую стабильность в работе из-за стремления металла к укрупнению, как более стабильному состоянию вещества.

В связи с этим особый интерес представляет разработка методов формирования магнитных материалов на основе металлических частиц, например, железа, с использованием пространственно-упорядоченных матриц. В частности, создание устройств хранения информации со сверхвысокой плотностью записи (свыше 100 Гбит/см²) требует получения материалов на основе упорядоченных массивов одномерных (нитевидных) ферромагнитных наночастиц с параллельной или перпендикулярной ориентацией относительно поверхности матрицы.

Целью данной работы является синтез магнитного материала на основе мезопористого кремнезема с различным диаметром каналов и металлического железа, заполняющего эти каналы.

Методика эксперимента. В качестве матриц разрабатываемых композитов использовались мезопористые кремнезёмы MCM-41 и SBA-15. MCM-41 получался в две стадии: изначально в водно-спирто-аммиачную смесь (H_2O – 170 мл, $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ [96%] – 60 мл, NH_3 [25%] – 34 мл) вводился цетилтриметиламмоний бромистый (1.46 г). Раствор некоторое время интенсивно вымешивался, после в него при весьма интенсивном перемешивании прикапывался тетраэтоксисилан (4.16 г).

Далее кремнезём вызревал 2 ч. при интенсивном перемешивании. Полученный материал обжигался в муфельной печи при 600 °С в течение 3 ч. Материал SBA-15 получался по следующим методикам: раствор состоящий из 120 мл воды, 4 г. блок-сополимера Pluronic P123 и 30 мл соляной кислоты термостатировался при 35 °С. Далее при интенсивном перемешивании в него прикапывался тетраэтоксисилан. Вымешивание проводилось в течение 12 ч. После гель отфильтровывался и обжигался. Вторая методика отличалась введением в раствор триметилбензола и постсинтетическим автоклавированием геля при 120 °С, что приводит к значительному увеличению диаметра пор.

Далее путём подбора условий и реагентов нами была разработана методика получения наночастиц железа в порах мезопористого кремнезёма путём вакуумной пропитки водным раствором хлорида железа III и отмывки поверхности материала от избытка раствора хлористым метиленом с последующим восста-

новлением водородом. Такой сложный метод требуется для решения ряда проблем встающих при получении композита. Так пропитка без вакуумирования образца проходит не полно из-за присутствующего в порах воздуха, без отмывки хлорид, находящийся на поверхности материала, при восстановлении образует крупные частицы железа различной формы, размера и взаимного местоположения.

Результаты и выводы. Полученный таким образом материал был исследован на сканирующем электронном микроскопе. Результаты представлены на рисунке. На данном рисунке мы видим глобулы кремнезёма, на поверхности которых нет частиц металла, что не достигалось нами без отмывки.

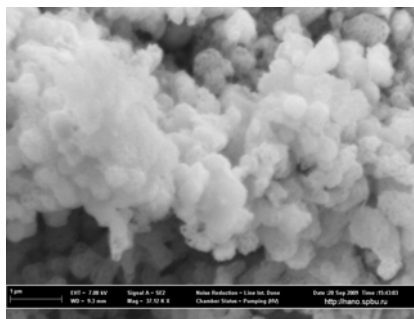


Рис. Исследование структуры мезопористого кремнезема МСМ-41 с частицами железа в каналах на сканирующем электронном микроскопе

Данный материал был подвергнут химическому анализу. Расчёт количества железа на грамм образца дал нам весовую долю: $\omega_{\text{Fe}} = 21 \%$. По данным Мёссбауэровской спектроскопии в образце находится 3,93 % водного хлорида железа II, и 9,28% безводного хлорида железа II, остальные 86,78 % относятся к металлическому железу.

Далее были проведены исследования магнитных свойств полученного материала. Образец исследовался на вибромагнитометре с магнитом ФЛ-1 при 300 К. В результате исследования были получены величины максимальной и остаточной намагничённости, которые составили соответственно 32 и 0,38 Ам²/кг. Поскольку матрица материала (кремнезём) диамагнитна, её магнитными свойствами можно пренебречь. Так как содержание железа в образце 21 % и из них 86,78 % металлического железа, то намагничённость наночастиц железа составляет 176 Ам²/кг, что близко к значению максимальной намагничённости чистого железа. Однако отноше-

ние остаточной намагниченности к максимальной близко к 1%, что значительно ниже значения для чистого железа.

Разработанный нами метод синтеза наночастиц железа был применён к кремнезёмам SBA-15. Полученные таким образом композиты были проанализированы. Содержание железа в первом и втором образце составляло соответственно 19 и 31 %. По данным мёссбауэровской спектроскопии металлического железа в образцах содержится 80 и 71%. Максимальная (σ_{10}) и остаточная намагниченности (σ_R) составляют для них соответственно $\sigma_{10} = 43,8 \text{ Ам}^2/\text{кг}$, $\sigma_R = 3,6 \text{ Ам}^2/\text{кг}$ и $\sigma_{10} = 25,9 \text{ Ам}^2/\text{кг}$, $\sigma_R = 0,11 \text{ Ам}^2/\text{кг}$. Таким образом мы можем сказать, что рост диаметра пор данного композита ведёт к увеличению отношения остаточной намагниченности к максимальной, что важно для создания материалов для магнитной записи информации.

Закключение. На примере нанокомпозитов на основе мезопористых материалов MCM-41 и SBA-15 была показана возможность регулирования магнитных свойств получаемых материалов на основе регулирования размера нанонитей железа.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., гос. контракт № П1431

СТРУКТУРНЫЙ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОРОШКОВ КАРБИДОСТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ ТЕРМИЧЕСКИМ РЕАКЦИОННЫМ СИНТЕЗОМ

БАГЛЮК Г.А., ГОНЧАРУК Д.А.

*Институт проблем материаловедения НАН Украины, г. Киев,
Украина, тел.: (+38044) 424-15-34, e-mail: gbag@rambler.ru*

Среди изготавливаемых методами порошковой металлургии износостойких материалов получили широкое распространение карбидостали - композиты, состоящие из карбидов с массовой долей от 10 до 70% и металлической связки из, как правило, легированной стали [1, 2].

В практике получения карбидосталей наибольшее применение нашли технологии с применением методов жидкофазного спекания или пропитки пористого каркаса [1].

Однако применение известной технологии, которая включает в себя размол и смешивание шихты, состоящей из порошков кар-

бида титана и сплава на основе железа, прессование пористых заготовок и последующее жидкофазное спекание, не позволяет в полной мере реализовать положительные свойства карбидосталей из-за неполной смачиваемости карбида титана стальной связкой и интенсивного роста карбидных зерен в процессе высокотемпературного спекания. Кроме того, невозможность надежно обеспечить чистоту межфазных границ в спеченном материале снижает межфазную прочность композита, что также отрицательно сказывается на его прочностных показателях.

В то же время, из опыта получения и обработки гетерофазных материалов известно, что наилучшая связь между фазами обеспечивается в условиях выделения фаз при распаде твердых растворов. В случае реализации этого эффекта появляется возможность влиять на скорость роста зарождающихся карбидных зерен, и тем самым формировать мелкозернистую структуру, способную повысить как физико-механические параметры материала, так и его износостойкость.

В связи с вышеизложенным, был предложен новый подход к получению высокоизносостойких мелкозернистых композитов системы карбид титана – сплав на основе железа, заключающийся в том, что карбидная фаза не вводится в исходную шихту в виде порошка карбида титана, а формируется в процессе перекристаллизации при термическом синтезе из смесей, состоящих из порошков титана, железа (стали) и углерода [3, 4].

Сущность такого подхода основана на следующих соображениях. Анализ диаграммы состояния Fe–Ti показывает, что в области концентраций Ti около 53 ÷ 77 % (ат.) в системе существует низкотемпературная эвтектическая зона с температурой плавления 1085 °С. Из диаграммы состояния видно, что при нагревании порошковой смеси выше указанной температуры сплав будет состоять из интерметаллида FeTi и Ti. При добавлении к такому сплаву углерода, находящегося в порошковой смеси, и учитывая высокое сродство углерода к титану, создаются благоприятные условия для активного взаимодействия между компонентами, способствующих выделению частиц карбида титана.

Целью настоящей работы являлось изучение особенностей структурного и фазового состава порошков, полученных после реакционного синтеза из смесей элементарных порошков железа, титана, графита.

Для исследования использовали элементарные порошки: железа марки ПЖР200.1, титана марки ПТХ8 и графита марки ГК-1.

Смеси готовились из расчета на образование в конечном продукте карбида титана с массовым содержанием последнего 80%.

Рабочие смеси готовили смешиванием исходных порошков в барабанном смесителе в течении 1,5 часа. Из полученных смесей под давлением 700 МПа прессовали пористые брикеты Ø30 мм, которые подвергали термической обработке в муфельной печи сопротивления при температурах 1000-1200 °С в течении 1 часа в контейнере с плавким затвором.

Результаты экспериментального спекания показывают, что при 1000 °С образцы практически не спекаются и представляют собой рыхлую губку со слабыми межчастичными связями.

Повышение температуры спекания до 1150 и 1200 °С существенно изменяет характер получаемого материала. Образцы после спекания при таких температурах представляют собой достаточно прочные, но разделенный на прослойки спеки, напоминающие по внешнему виду образцы получаемые при СВС. При этом, после спекания наблюдается заметный объемный рост прессовки, сопровождающийся образованием макропор и раковин. Полученные спеки могут размалываться для получения композиционного порошка карбидостали, или поддаваться горячей обработке давлением с целью получения беспористой заготовки из синтезированного композита.

Микроструктура спеков характеризуются равномерно распределенными карбидными зёрнами размером 0,6-3,0 мкм, окруженными прослойками металлической связки, а также отмечены непероодические включения свободного углерода с размером до 5 мкм.

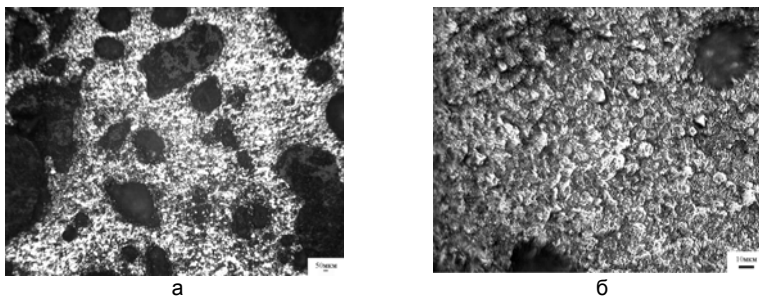


Рис. 1. Макро- (а) и микроструктура (б) композитов системы Fe-Ti-C, после реакционного спекания при 1200 °С; ×150 (а); ×600 (б)

Результаты рентгенофазового анализа показали, что если дифрактограмма исходной смеси ожидаемо отмечает наличие

титана, α -железа и свободного углерода, то после проведения термического синтеза фазовый состав синтезированных спеков отличается наличием в сплаве фаз TiC и α – Fe. Установить присутствие карбидов железа или цементита в синтезированном материале не удалось, хотя отмечено наличие следов свободного углерода (рис. 2).

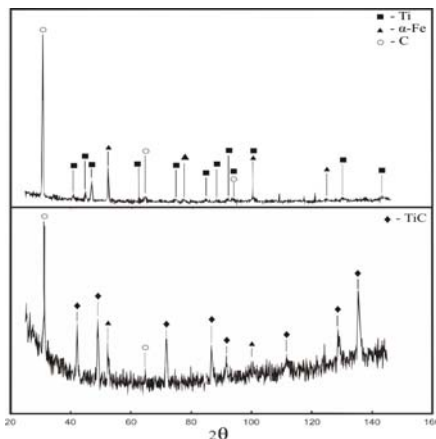


Рис. 2. Диффрактограммы исходной порошковой смеси (верх) и синтезированного при 1200 °С композита системы Fe-Ti-C соответственно

Данные рентгенофазового анализа в значительной степени подтверждаются результатами локального анализа химического состава характерных частиц на шлифе синтезированного спека (рис. 3, таблица 1). Так, наряду с частицами TiC, близкими к стехиометрическому составу (спектры 2 и 3, рис. 3,б), свободного углерода (спектр 1, рис. 3,б) и титана (спектр 4, рис. 3,а), обнаружены частицы со сверхстехиометрическим содержанием углерода (спектры 1 и 2 рис. 3,а). Следует отметить, что аналогичный результат обнаружен ранее в работе [5]. Зоны спектров 5 и 7 (рис. 3,а) являются интерметаллидными прослойками ферротитана, разделяющими зерна карбида титана, и участками твердого раствора с незначительными примесями V, Al, и Si.

Механизм сплавообразования при термическом синтезе порошков карбидостали из смеси порошков железа, титана и углерода можно представить в следующем виде. Очевидно, что взаимодействие между компонентами начинается еще в твердофазной температурной зоне, т.е. до момента достижения смеси эвтектической температуры (1085 °С). Однако, при этих темпе-

ратурах возможен лишь диффузионный механизм взаимодействия на контактных поверхностях частиц компонентов.

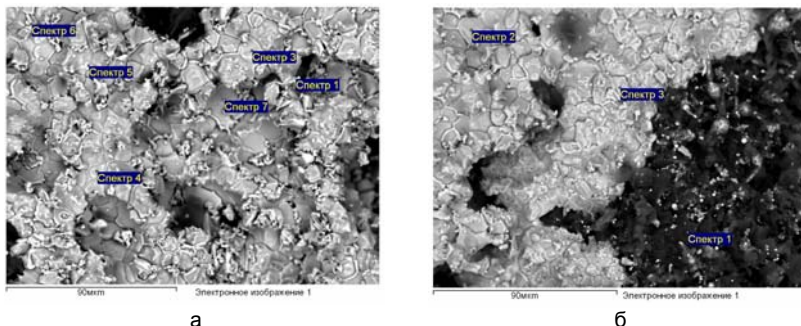


Рис. 3. Типичные участки синтезированных сплавов

После достижения указанной эвтектической температуры в областях, близких к контактным зонам, начинается размягчение и плавление компонентов; поверхность контакта между компонентами быстро увеличивается и происходит химическая реакция с выделением после перекристаллизации дисперсных частиц карбида титана. При этом, взаимодействие между титаном и железом сопровождается экзотермической реакцией, прохождение которой подтверждается данными ДТА смеси титана, железа и углерода.

Таблица 1

Локальный химический состав характерных частиц спека

№ спектра	Номер рисунка	Содержание элементов, % вес.					
		C	Ti	Fe	V	Al	Si
1	3,а	24,66	52,53	22,81	-	-	-
3	3,а	25,31	73,78	0,91	-	-	-
4	3,а	-	98,18	0,58	1,24	-	-
5	3,а	-	93,13	6,87	-	-	-
6	3,а	11,36	73,53	13,70	1,17	0,24	-
7	3,а	-	96,48	1,72	1,64	0,10	0,06
1	3,б	95,71	0,27	1,82	-	0,12	-
2	3,б	15,72	83,81	0,47	-	-	-
3	3,б	16,70	82,68	0,62	-	-	-

Литература:

1. Гуревич Ю.Г., Нарва В.К., Фраге Н.Р. Карбидостали. - М.: Металлургия, 1988. - 144 с.
2. Кюбарселп Я. Твердые сплавы со стальной связкой. - Таллин: Валгус - ТГУ, 1991. - 164 с.
3. Декларацийний патент 47662 А (Україна). Спосіб виготовлення виробів із порошкових композиційних матеріалів / Г.А.Баглюк, Л.О.Позняк, С.В.Тихомиров // Бюл. -№7. – 15.07.2002.

4. Баглюк Г.А., Позняк Л.А., Гуменюк С.В. Структура и свойства карбидосталей, полученных за счет выделения карбидной фаз из матричного псевдосплава // 9-й международный семинар «Новое в разработке, производстве и применении инструментальных материалов». Тез. докл. – Киев, 2002. – С.40-41.
5. Xu X.Y., Liu W.J., Zhong M.L., Sun H.Q., Chen G.N. Direct laser fabricated *in situ* TiC particulate reinforced Ni30Al20Fe intermetallic matrix composite // Journal of Materials Science. 2004. - No. 39. - P. 4289 – 4293.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ЛИТНИКОВОЙ СИСТЕМЫ ЛИТЬЕВЫХ ФОРМ ДЛЯ ПРОЦЕССОВ ИНЖЕКЦИОННОГО ФОРМОВАНИЯ КЕРАМИКИ

БАРАЙ С.Г., ВИОЛЕНТИЙ Д.Р.

*Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь,
тел/факс: (+375 17) 293-98-01, e-mail: Violentyd@yahoo.com*

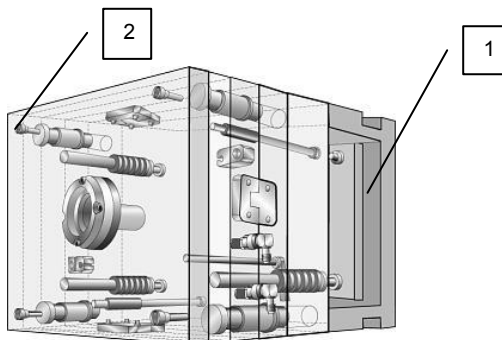
Оптимальную технологию инжекционного формования керамики можно организовать, в случае если правильно по технологическим свойствам выбран материал, правильно подобрано оборудование и рационально сконструирована литевая форма. В случае невыполнения любого из этих условий, технологию приходится усложнять, т.е. подбирать специальные, иногда критические режимы литья.

Поэтому на стадии организации производства изделий важное значение имеет создание технологически рациональной оснастки. Такая оснастка создает наиболее благоприятные условия для протекания процессов формования и устраняет неблагоприятные явления, которые могут их сопровождать.[1]

Литевая форма (рис. 1) состоит из нескольких основных частей: подвижная полуформа (1) с системой толкателей, не подвижная полуформа (2) и литниковая система. [2]

Литниковая система принимает подаваемый из материального цилиндра литевой машины расплав фидстока (литевого состава) и направляет его в формующую полость литевой формы. Конфигурация литниковой системы, ее размеры и тип соединения с отливаемой деталью влияют на процесс заполнения литевой формы и, следовательно, в большой степени на качество отливки. Конструкция литниковой системы, которая обеспечивает хорошие экономические показатели (быстрое затвердевание и короткий цикл), не

всегда обеспечивают соответствие требованиям к качеству, особенно для деталей технического назначения.

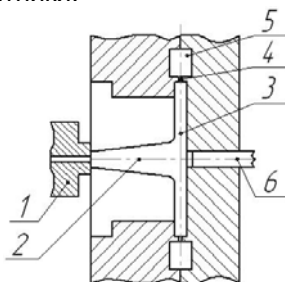


1 - подвижная полуформа; 2 - не подвижная полуформа

Рис. 1. Типичная литьевая форма для инжекционного формования керамики

Литниковая система обычно состоит из нескольких конструктивных элементов. На рисунке 2 показана литниковая система многоместных форм, в состав которой входят:

- центральный литник;
- распределительные (разводящие) литники;
- впускные литники.



1- сопло; 2- центральный литник; 3- разводящий литник;
4- впускной литник; 5- гнездо формы; 6- центральный толкатель

Рис.2. Схема литниковой системы

Литниковая втулка принимает расплав из сопла узла впрыска литьевой машины, в ней формуется центральный литник. Одногоздовые литьевые формы часто имеют только центральный литник. В многоместных формах расплав поступает из литниковой втулки в распределительные каналы. Последние связаны с формируемыми полостями через впускные каналы.

Центральный литник. Длина центрального литника определяется размерами изделия и конструктивными особенностями формы.

При этом центральный литник, по-возможности, делают более коротким. Это уменьшает потери давления в литнике и обеспечивает лучшее заполнение формы (большую длину заполнения при постоянном давлении литья $P_{\text{л}}$ или меньшее давление литья $P_{\text{л}}$ при постоянной длине заполнения).

Центральный литник делают коническим. Это облегчает извлечение литника из литниковой втулки. Как правило, конус делают с углом $(2-4)^{\circ}$ или на сторону $(1-2)^{\circ}$.

Входной диаметр центрального литника $d_{\text{вх}}$ делают на $(0,5 \div 1,0)$ мм больше, чем выходной диаметр сопла $d_{\text{с}}$, $d_{\text{вх}} = d_{\text{с}} + (0,5 \div 1)$ мм.

Средний диаметр $d_{\text{ср}}$ центрального литника связан с толщиной изделия h и, как правило, не превышает $d_{\text{ср}} = (1,5 \div 2)h$ мм.

В случае если диаметр центрального литника сравнительно большой (составляет 4 мм и более), то в системе выталкивателей предусматривают специальный толкатель для съема центрального литника. Это предотвращает зависание литниковой системы при съеме изделия из формы.

Внутреннюю поверхность центрального литника полируют. Это облегчает выталкивание литника из литниковой втулки.

Переходы от центрального литника к разводящим литникам делают с радиусами закругления $R = (0,8 \div 2,0)$ мм. Это облегчает течение материала в каналах и облегчает выемку литника.

Распределительные (разводящие) литники. Распределительные литники обычно делают круглой формы. При такой форме достигается наименьшая интенсивность охлаждения материала в литниках. Поэтому в них при течении наблюдаются меньшие перепады давления, что обеспечивает лучшую подпитку оформляющей полости формы.

Размеры (диаметр и длина) распределительных литников ограничены двумя факторами.

С одной стороны, распределительные литники по размерам следует делать такими, что бы они обеспечивали минимальные потери давления, что улучшает заполнение и подпитку формы. Это определяет нижнюю границу диаметра (длины) разводящего литника.

С другой стороны размеры распределительных литников не должны быть большими, что обеспечивает экономию материала. Этим определяется верхняя граница диаметра (длины) литника.

К тому же, размеры разводящих литников не должны существенно увеличивать продолжительность цикла литья.

С учетом всех этих факторов диаметра распределительных литников не превышает $d_p = (1,0 \div 1,5)h$, где h – толщина изделия. Минимальный размер распределительного литника для тонкостенных изделий, примерно 3 мм.

В случае если распределительный литник делают с трапецевидным поперечным сечением, то угол наклона α обычно составляет $(5 \div 10)^\circ$. Длину такого литника h_p аналогично диаметру круглого литника в зависимости от толщины изделия h задают равной не более: $h_p = (1 \div 1,5)h$.

Распределительные литники в многоместных формах делают сбалансированными. Это означает, что обеспечивается одинаковый перепад давления от центрального литника до впуска в каждое гнездо формы. Поэтому давление на входе в каждое гнездо формы одинаково.

Распределительные литники по отношению к изделию могут иметь большие размеры поперечного сечения (диаметр, длину). Поэтому охлаждаются медленнее. Однако поверхностная (охлажденная) оболочка разводящих литников достаточно жесткая, что позволяет сталкивать распределительные литники с неохлажденным внутренним слоем. Благодаря этому размеры поперечных сечений распределительных литников не лимитируют продолжительность охлаждения изделия.

Впускные литники делают круглой либо трапецевидной формы.

Размеры поперечного сечения впускных каналов делают меньше, чем у распределительных. Этим преследуются следующие цели:

- легко и чисто отделить деталь от застывшей литниковой системы;
- задержать застывший наружный слой литьевого состава, который образуется на относительно холодных стенках канала (во избежание появления дефектов на поверхности отливки);
- подогреть расплав перед впуском в формующую полость за счет усилия сдвига;
- благодаря тому, что поперечное сечение отверстия впускного литника легко изменить, литниковая система может быть настроена таким образом, чтобы расплав поступал во все полости одновременно и в одном и том же состоянии, то есть провести балансировку [3].

Высота впуска $h_{вп}$ трапециевидной формы в зависимости от толщины изделия h составляет $h_{вп}=(0,45\div 0,8)h$ мм.

Ширина $b_{вп}$ впусков трапециевидной или прямоугольной формы составляет две толщины впуска: $b_{вп}=2 h_{вп}$.

Длину впускного канала $l_{вп}$ делают не более 1 мм, чаще $l_{вп}$ составляет 0,6–0,8 мм.

Впускные литники круглой формы делают с диаметром $d_{вп}$ равным: $d_{вп}=(0,45\div 0,8)h$. Длина таких каналов такая же, как и у впускных каналов трапециевидной формы. [2]

Неотъемлемым требованием при проектировании литниковой системы многоступенчатых форм является сбалансированность, т.е. обеспечивается одинаковый перепад давления во всех распределительных литниках от центрального литника до впуска в каждое гнездо формы. Поэтому давление на входе в каждую формирующую полость формы одинаково. Это обеспечивает одинаковое протекание процессов формирования в каждой полости формы и постоянство качества изделий.

Литература:

1. Справочное пособие для эффективного литья пластмасс под давлением: технология, материалы, оснастка. Москва, 1998 г., 253 с.
2. Georg Menges, Walter Michaeli, Paul Mohren How to Make Injection Molds. Third Edition. HANSER. 2001 г. 603 p.
3. Injection molding handbook. Tim A. Osswald, Lih-Sheng (Tom) Turng, Paul J. Gramman. Hanser, 2005 г., 496 p.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ Fe – P – C ПОЛУЧЕННОЙ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКОЙ ПРИСУТСТВИИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ

БАТИЕНКОВ Р. В.¹, ДОРОФЕЕВ В. Ю.², ЕРЕМЕЕВА Ж. В.²

¹ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, г. Москва, Россия,
тел.: (+7 495) 777-93-56, e-mail: ugich@bk.ru

²Южно-Российский государственный технический
университет, г. Новочеркасск, Россия

³НИТУ «Московский институт стали и сплавов»,
г. Москва, Россия, тел.: (+7 495) 638-44-09

Расширение номенклатуры деталей, получаемых горячей штамповкой (ГШ) пористых порошковых заготовок тесно связано с проблемой повышения их качества. Для повышения качества горячештампованных материалов необходимо оптимизировать условия структурооб-

разования. До настоящего времени оптимизация технологических режимов ГШ осуществлялась, в основном, варьированием температурно-силовых параметров уплотнения заготовок, осуществлявшегося в твёрдой фазе. Следует отметить, что были проведены работы [1] в которых показан позитивный характер влияния жидкой фазы при горячей допрессовке, но её количество было ограничено и сосредоточено в поверхностном слое. В ранее выполненной работе [2] была показана возможность проведения ГШ в присутствии жидкой фазы, которая равномерно распределена в объёме пористой заготовки. С учётом выводов, сделанных в [2], нами были оптимизирован состав шихт.

В традиционной металлургии фосфор является нежелательным элементом, так как вызывает сильную первичную ликвацию [3].

В качестве исходного основы мы использовали восстановленный железный порошок ПЖВ 2.160.26 (ГОСТ 9849–86), который смешивали с феррофосфором ФФ16. Состав порошковых шихт представлен в таблице.

Таблица

Состав порошковых шихт

Номер шихты	Содержание компонентов, мас.%		
	Р	С	Fe
1	0,2	1,0	ост.
2	0,4	1,0	ост.
3	0,6	1,0	ост.
4	0,8	1,0	ост.
5	1,0	1,0	ост.

Следует отметить, что оптимизация составов шихт с учётом выводов [2] обусловила необходимость предварительного приготовления лигатуры, т.к. количество вводимого феррофосфора уменьшилось. Предварительное смешивание должно позитивно сказаться на распределении легирующей добавки по объёму заготовки [4] и тем самым на эксплуатационных и прочностных характеристиках горячештампованных материалов. Дальнейшее смешивание осуществлялось в 2-х конусном смесителе в течение 4 ч. Технология получения образцов для механических испытаний (размерами 10×10×55 мм) была аналогично технологии в [2] и включала следующие основные операции: статическое холодное прессование, нагрев и горячая штамповка пористых заготовок.

Механические характеристики полученных образцов оказались на относительно высоком уровне. Показатели σ_b у образцов из материалов 2 и 3 оказались в 2,2–1,5 раза выше, чем у спечённых

низколегированных порошковых сталей на основе готовых композиций Fe–P фирмы Höganäs (PNC60 и PASC60)[5]. Это связано с тем, что применение ГШ позволило получить практически беспористые материалы со специфичной структурой (остаточная пористость образцов менее 1%), а так же большим содержанием углерода в наших исследованиях. Увеличение плотности материалов сказалось на повышении прочностных характеристик. Жидкая фаза при допрессовке облегчила протекание сдвиговых деформаций внутри объёма порошкового тела и тем самым улучшила условия уплотнения. Кроме того, жидкая фаза, в которой растворяется вещество твёрдой фазы интенсифицирует его перенос[6]. По нашему мнению это способствовало более равномерному распределению легирующих элементов по объёму порошковой заготовки и сказалось на увеличении прочностных характеристик исследованных материалов. Прочностные показатели в наших исследованиях оказались выше, чем у горячештампованных железоуглеродистых материалов без добавления фосфора, но сопоставимых по содержанию углерода[7]. Согласно [7] материал на основе композиции Fe – C обладает следующими свойствами: $\sigma_{\text{в}} = 630 \text{ МПа}$, $\delta = 6,2\%$, $\text{КС} = 2,8 \text{ кгс} \cdot \text{м} / \text{см}^2$. В наших исследованиях наблюдается рост значений $\sigma_{\text{в}}$ при повышении C_P в интервале 0–0,8 мас. % (с 630 до 1024 МПа рис.1). Наибольшее увеличение прочности получено при 0,8 мас.% фосфора, что составляет примерно половину содержания фосфора рекомендованного в [8,9]. Другим фактором обусловившим повышение прочности является легирование фосфором, за счет упрочнения твердого раствора феррита и образования в структуре твёрдых и прочных составляющих, таких как фосфидная эвтектика по механизму описанному в [3,10,11].

Структура исследуемых материалов представляет собой сочетание участков феррита, перлита и эвтектики (см. рис.2). Перлитные области имеют округлую форму, что свидетельствует о наличии жидкой фазы уже при нагреве образцов. Участки расплавленной эвтектики обладают рафинирующим действием и способствуют очищению границ зёрен от примесей, которые растворяются в жидкой фазе[6], что сказывается на улучшении качества межчастичного сращивания. Показатели пластичности и ударной вязкости исследованных материалов несколько уступают материалам в [5,7].

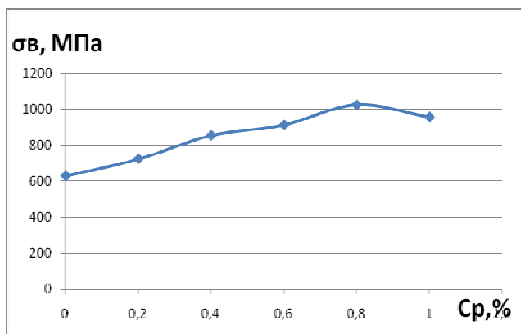


Рис.1. Влияние содержания фосфора на прочность горячештампованных порошковых материалов

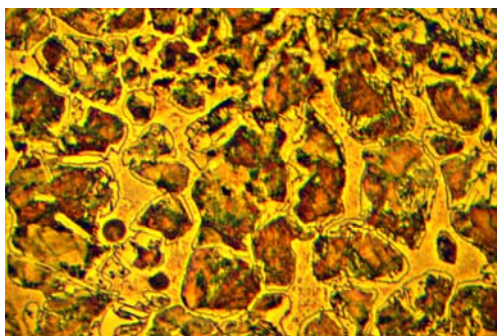


Рис.2. Микроструктура образца 4 (* 600)

Образцы с максимальными прочностными характеристиками были испытаны на износ. Результаты испытаний представлены на рис.3 Образцы полученные по исследованной технологии обладают повышенной износостойкостью в сравнении с литой сталью 60 и образцами свидетелями без добавки феррофосфора. Что обусловлено мелкозернистой структурой, минимальной пористостью, а так же наличием и равномерным распределением твёрдых включений Fe_3P , которые входят в состав эвтектики.

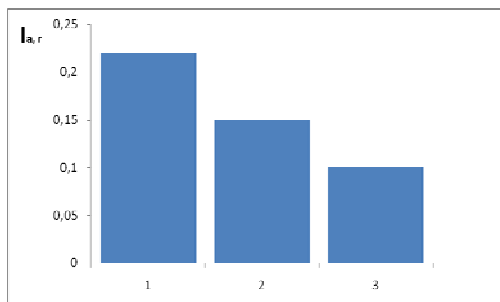


Рис.3. Результаты испытаний на износостойкость: 1 – сталь 60 (литая), 2 – образцы свидетели, 3 – ГДПМ с добавкой 0,8мас.% Р и 1мас.%С

Следует отметить, что значения приведённой работы уплотнения материалов легированных феррофосфором ниже, чем у материалов из железного порошка. Это подтверждает обнаруженный в [2] эффект снижения энергетических затрат на уплотнение в присутствии жидкой фазы.

В дальнейших исследованиях необходимо установить влияние жидкой фазы при допрессовке на формирование физических свойств порошковых материалов легированных фосфором. Такой вывод можно сделать с учётом положительных результатов достигнутых авторами [12], которые такой механизм структурообразования не рассматривали.

Мы предполагаем, что исследованные нами материалы могут успешно заменить литые детали от которых требуется повышенная износостойкость и прочность. Внедрение технологии предполагается на предприятиях автомо- и сельскохозяйственного машиностроения.

Заключение.

1. Разработана и исследована технология горячей штамповки в присутствии жидкой фазы порошковых низколегированных фосфористых сталей.

2. Полученные материалы имеют специфическую мелкозернистую структуру, что благоприятно сказывается на показателях эксплуатационных и механических свойств.

3. Горячая штамповка в присутствии жидкой фазы позволяет снизить энергетические затраты на уплотнение и облегчить протекание сдвиговых деформаций.

4. Внедрение исследованной технологии и материалов на предприятиях машиностроения позволит заменить литые детали с повышенной прочностью и износостойкостью.

Литература:

1. Дорофеев Ю.Г., Сергиенко С.Н. Закономерности уплотнения при жидкофазной горячей штамповке порошковых материалов//Изв. вузов. Сев.-Кавк. регион. Техн. науки.— Спец. выпуск. Композиционные и порошковые материалы. —2005.—С. 4–5.
2. Дорофеев В.Ю., Батиенков Р.В., Водолаженко Р.А. Особенности структуры и свойств порошковых материалов на основе железа, полученных горячей штамповкой в присутствии жидкой фазы// Порошковая металлургия. Республиканский межведомственный сборник научных трудов. — Минск: ГНПО порошковой металлургии, ГНУ «Институт порошковой металлургии», РУП «Издательский дом «Белорусская наука», 2007. — Вып.30. — С.30 – 34.
3. Э. Гудремон. Специальные стали. — М.: Металлургиздат 1959.
4. И.М. Федорченко, Р.А. Андриевский. Основы порошковой металлургии.— Киев: АН УССР, 1963. — 420с.
5. Дьячкова Л.Н., Керженцева Л.В., Маркова Л.В. Порошковые материалы на основе железа. — Минск: «Тонпик», 2004. — 228с.: - ISBN 985-6760-36-4.
6. В.Н. Еременко, Ю.В. Найдич, И.А. Лавриненко. Спекание в присутствии жидкой металлической фазы. — Киев: Наукова думка, 1968. — 123 с.
7. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование порошковых заготовок. — М.: Металлургия, 1977. — 216 с.
8. Lenel F.V. — Österr. Chem. Ztg, 1948, Bd 49, S. 190 – 91.
9. Lenel F.V. In: Proc. Of the Fifth Annual Metting, Metal
10. Eisenkolb F. — Wiss. Z.T.H. Dresden, 1952/1953, Bd2, Helf2, S. 215 – 55.
- 11.Eisenkolb F. Arh. Eisenhüttenwesen, 1953, Bd 24, S. 257 – 66. Powder Assoc., Chicago, April 5 – 6, 1949, p. 21 – 28.
12. Тунг Ч.М. Особенности формирования комплекса магнитных свойств порошкового Fe-P материала – аналога технического железа, полученного горячей объемной штамповкой пористой заготовки. Автореф. дис. к.т.н. — Ростов-на-Дону 2010. — 27с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОБАРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КЕРАМИКИ ИЗ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВ ТУГОПЛАВКИХ ОКСИДОВ

ВИТЯЗЬ П.А.¹, УЛЬЯНОВА Т.М.², ШЕВЧЕНКО А.А.³,
ЛУЧЕНОК А.Р.³, ТИТОВА Л.В.², МЕДИЧЕНКО С.В.²

¹*Президиум НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь*

²*Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, г.Минск, Беларусь, тел.: (+375 17) 284-17-37, e-mail: ulya@igic.bas-net.by*

³*Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь, тел.: (+375 17) 293-98-01, e-mail: alexshev@tut.by*

В связи с развитием нанотехнологий в последние годы интенсивно исследуются наноматериалы на основе диоксида циркония. Создание материалов на основе ZrO_2 с важными эксплуатационными характеристиками основано на легировании диок-

сида циркония оксидами щелочноземельных или редкоземельных металлов, что позволяет при относительно низких температурах получать высокотемпературные формы: тетрагональную или кубическую ZrO_2 . Соединения на его основе используют для получения как конструкционных (лопатки турбин, режущий инструмент), так и функциональных материалов (твердотельные источники тока, медицинские изделия, мишени для эмиттеров). Существенное значение в такой керамике и композитах имеет соотношение тетрагональной и моноклинной фаз диоксида циркония, которое может изменяться не только от количества введенной добавки, но и от температурного или барического воздействия на материал. Эта информация необходима как при разработке оптимального режима процесса синтеза исходных порошков на основе диоксида циркония, так и при получении высокотемпературной керамики. В связи с вышесказанным, установление корреляции между термобарическим режимом получения керамики из наноструктурных оксидных порошков и ее структурой и свойствами является важной задачей.

В настоящей работе изложены результаты исследования влияния термобарического воздействия в процессе консолидации наноструктурных порошков оксидов алюминия и циркония на физико-механические свойства полученной композиционной керамики.

Эксперимент. Для получения образцов керамики были синтезированы наноструктурные порошки частично стабилизированного диоксида циркония с 3 мол. % оксида иттрия (ЧСЦ), а также с добавками оксида алюминия следующих составов: 80% ЧСЦ + 20% Al_2O_3 , 60% ЧСЦ + 40% Al_2O_3 , 50% ЧСЦ + 50% Al_2O_3 . Порошки получали по описанному ранее способу, они представляли собой белые высокодисперсные вещества с агломератами микронного размера, состоящими из наночастиц, величина которых изменялась в зависимости от состава и температуры синтеза порошков от 5-6 до 50 нм [1]. Структуру исходных порошков и спеченных керамических образцов изучали с помощью рентгеновского и электронно-микроскопического методов исследования, используя дифрактометр ДРОН-2 и сканирующий электронный микроскоп LEO – 1420 с программным обеспечением LEO – 32. Размер наночастиц порошков определяли методом ОКР. Удельная поверхность наноструктурных порошков определялась методом БЭТ (Брунауэра – Эммета – Теллера) по поглощению азота и паров бензола по ГОСТ 23401 и составляла порядка 50 – 120 м²/г, она уменьшалась до 20 – 30 м²/г с повышением темпе-

ратуры синтеза порошков тугоплавких оксидов до 1100⁰С. Плотность, пористость и влагопоглощение керамики определяли методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 24409. Испытание прочности при сжатии проводили в соответствии с ГОСТ 25.503-80 на универсальной испытательной машине "Instron 1195" с погрешностью измерения 1%.

Обсуждение результатов. Для решения поставленной задачи порошки частично стабилизированного диоксида циркония, а также с добавками оксида алюминия получали при температурах 900 и 1100⁰С. Синтезированные порошки обладали достаточно большой поверхностью и небольшим размером кристаллитов, то есть сохраняли свойства наноструктурных веществ. Вместе с тем при нагревании порошков диоксида циркония в области 1050 - 1100⁰С происходит обратимый трансформационный переход тетрагональной и моноклинной фаз. В связи с чем, процессы спекания заготовок из порошков могут протекать с различной скоростью, что приведет к изменению свойств образцов композиционных керамических материалов.

Для оценки барического влияния на структуру и физико-механические свойства керамики, заготовки из порошков формировали двумя способами: статическим одноосным прессованием с общим усилием 4 т и импульсным прессованием с усилием порядка 4-4,5 ГПа в течение $5 \cdot 10^{-6}$ секунды. Заготовки из порошков с различной температурой синтеза были получены в форме цилиндров диаметром 10 мм и высотой 15-17 мм. Образцы, сформованные статическим прессованием, спекали по ступенчатому режиму до 1560⁰С. Заготовки, спрессованные взрывом, были разделены на 2 партии, одни предварительно спекали при 1580⁰С, а другие – не подвергали термообработке. Затем все спрессованные образцы спекали на воздухе при 1670⁰С в течение 1 часа и исследовали их структуру и свойства.

Как показано ранее [2], кристаллическая структура сформованных импульсным методом образцов была полуаморфной и частично деформированной. После термообработки кристаллическая структура оксидов металлов восстанавливалась и состояла из трех фаз: тетрагональной фазы диоксида циркония, α -корунда и небольшой примеси моноклинной фазы ZrO_2 (рис.1).

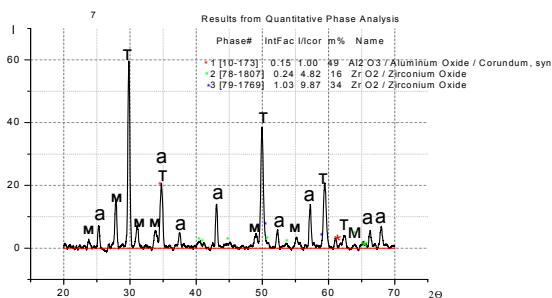


Рис. 1. Рентгенограмма композиционной керамики состава 80% ЧСЦ+ 20% α - Al_2O_3 ; а - α - Al_2O_3 ; Т – ZrO_2 тетрагональный; М - ZrO_2 моноклинный

На изломе керамический материал, сформованный статическим методом, был гомогенным. Содержание тетрагональной и моноклинной фаз у композиционной керамики с различным соотношением компонентов колебалось от 63 : 37% у образцов состава 50% ЧСЦ + 50% Al_2O_3 до 72 : 28% у ЧСЦ и состава 20% ЧСЦ + 80% Al_2O_3 . Выполненный расчет размеров кристаллитов оксидов металлов по методу определения области когерентного рассеяния (ОКР) у керамических образцов, отожженных при 1560°C , показал, что он колебался от 30 до 35 нм у тетрагональной фазы диоксида циркония, а у моноклинной - от 17 до 21 нм в зависимости от соотношения компонентов.

Определение плотности, пористости и влагопоглощения показало, что с повышением температуры синтеза порошков и температуры спекания заготовок плотность керамики возрастает (рис. 2), а режим повторного спекания при более высокой температуре приводит к неоднозначным результатам.

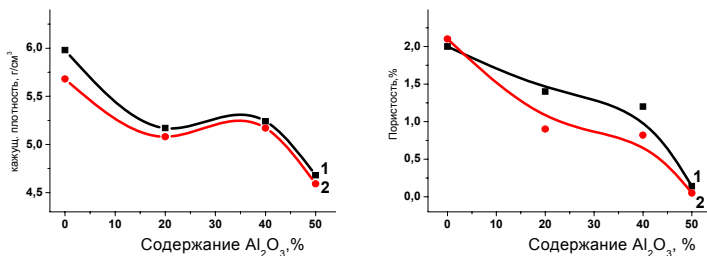


Рис. 2. Зависимости плотности и пористости керамических образцов, сформованных взрывом, отожженных при температурах: $1580+1670^\circ\text{C}$ -1 и при 1670°C -2, от содержания оксида алюминия в порошках

Прочность при сжатии образцов композиционной керамики, полученной статическим прессованием, подчинялась общей закономерности: образцы из порошков, синтезированных при 1100°C , были прочнее в 1,5 раза образцов из более активных порошков. Последнее связано с оставшимся воздухом и влагой, поглощенной поверхностью наночастиц тугоплавких оксидов. Поскольку активные частицы быстро спекаются и образуют на поверхности образца плотную корку, то поры не успевают мигрировать к поверхности и образуют замкнутую пористость в материале.

У керамических образцов, спрессованных импульсным методом, прочность зависит не только от режима отжига, но и состава. Так, например, у образцов ЧСЦ и состава 50 : 50 прочность при сжатии практически не зависит от повторного отжига при более высокой температуре, но заметно влияет на керамику составов: 80 : 20 и 60 : 40, образцы которых при однократном отжиге обладают прочностью в 1,3-1,5 раз выше. Температура синтеза порошков влияет на прочностные характеристики керамики, сформованной импульсным прессованием, аналогично образцам, полученным статическим прессованием. Порошки, синтезированные при 1100°C , обладают более высоким уровнем свойств (рис. 3).

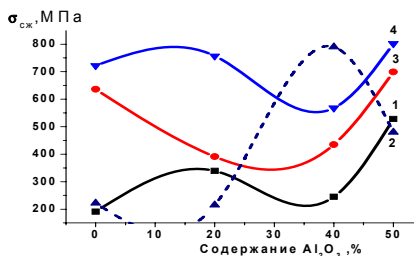


Рис.3. Зависимости прочности при сжатии образцов композиционной керамики, сформованных взрывом, и отожженных при температурах: $1580+1670^{\circ}\text{C}$ – 1, 3 и при 1670°C – 2, 4 от содержания оксида алюминия (1, 3 – керамика из порошков синтезированных при 900°C , 2, 4 – при 1100°C)

Исследование структуры спеченных образцов показало, значения прочности близки, если размер частиц и их микроструктура аналогична. В тех случаях, когда величины прочности заметно отличаются, форма частиц и микроструктура образцов не совпадают. Чем более консолидированы частицы в образце, тем выше значения прочности. Важную роль также играет наличие

высокодисперсных частиц, заполняющих поровое пространство между спеченными блоками (рис.4).

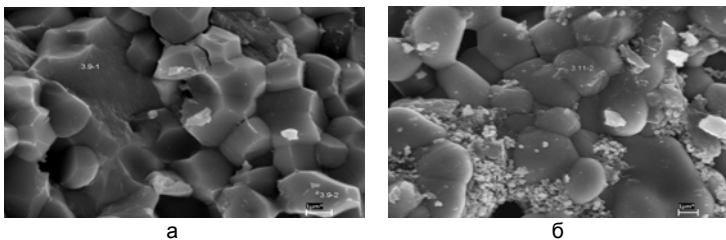


Рис.4. Микроструктура образцов керамики состава: 60% ЧСЦ + 40%Al₂O₃, сформованных методом статического прессования из порошков 900 –а и 1100⁰С – б и отожженных при 1560 и 1670⁰С; $\sigma_{сж.образца}$ а - 766, б - 1000 МПа

Таким образом, используя различные методы термобарического воздействия при формировании и спекании заготовок из наноструктурных порошков тугоплавких оксидов с учетом особенностей их пористой и кристаллической структуры, можно получать высокоплотную композиционную керамику с повышенными физико-механическими характеристиками.

Литература:

1. Ulyanova T.M., Vitiaz P.A., Krutko N.P., Titova L.V., Medichenko S.V., Shevchonok A.A. Nano-structured ZrO₂(Y₂O₃) – Al₂O₃ fibrous powders for composite materials //The Proc. of EPMA 2010, Vol. 1, – pp. 423-429.
2. Ульянова Т.М., Шевченко А.А., Лученок А.Р., Медиченко С.В. Влияние прессования взрывом высокодисперсных порошков на структуру керамики ZrO₂ (Y₂O₃)–Al₂O₃ /Тез. докл. 4 Межд. конф. МЕЕ-2006, Украина, С. 213.

ОПТИМИЗАЦИЯ ФАКТОРОВ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОЛИЗА С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО МЕДНОГО ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПОРОШКА

ВНУКОВ А.А., РОСЛИК И.Г., ЧИГИРИНЕЦ Е.Э.

*Национальная металлургическая академия Украины,
г. Днепропетровск, Украина, тел.: (+380562) 47-42-44*

Постановка проблемы. Известно, что для осуществления электрохимической технологии производства порошков требуется соответствующее аппаратное оформление – электролизеры автоматы, либо высокомеханизированные электролизеры [1]. Основным звеном в решении этой проблемы является подбор

подходящего материала и создание соответствующей конструкции катодов.

Поскольку при электролизе используют высокие плотности тока и весьма агрессивные электролиты, то материал катода должен обладать хорошей электропроводностью и высокой коррозионной стойкостью. Материал катода, определяя начальную картину образования и распределения зародышей на поверхности, во многом обуславливает последующий характер формирования, свойства порошка – его дисперсность, дендритность, насыпную плотность и др., а также удельный расход электроэнергии.

На большинстве заводов применяют медные катоды, характеризующиеся хорошей электропроводностью и высокой коррозионной устойчивостью в кислых сернокислых электролитах. Однако, они имеют существенный недостаток: в процессе эксплуатации поверхность их становится шероховатой, что влечет за собой ухудшение съема порошка с катодов и даже зарастание их, а плотность тока – неконтролируемой.

В целом медные порошки, полученные методом электролиза, имеют ряд существенных недостатков. В первую очередь – это низкая насыпная плотность и практически нулевая текучесть, что значительно затрудняет процесс формирования заготовок в промышленных условиях. Кроме того, производимые в настоящее время методом электролиза медные порошки имеют достаточно большой размер частиц (50-200 мкм), тогда как современные технологии требуют получения микропорошков (размером до 20 мкм) и нанопорошков [2].

Цели и задачи исследований. Целью настоящей работы явилась оптимизация режимов электролиза для получения химически стабильных ультрадисперсных медных электролитических порошков с размером частиц менее 20 мкм.

Для достижения поставленной цели в работе авторами исследовано влияние материала и формы катода на средний размер и морфологию частиц медного осадка.

Методика исследований. Процесс электролитического осаждения вели с использованием медных растворимых анодов по следующему режиму: плотность тока – 14-16 А/дм²; температура электролита – 45-50°С; время электролиза – 1 час.

Использовали катоды из следующих материалов: медь, титан, алюминий, нержавеющая сталь марки Х18Н10Т. Форма электродов – пластина и цилиндр.

Для осаждения дисперсной меди использовали сульфатный электролит следующего состава: 125-130 г/л H_2SO_4 , 40 г/л $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$. Известно, что ультрадисперсные порошки обладают низкой химической стабильностью и склонны к окислению. Поэтому для повышения коррозионной стойкости порошкового осадка меди в электролит вводили специальную добавку – бензотриазол (БТА) в количестве 0,05 г/л [3, 4].

По окончании процесса электролиза осадок промывали, подвергали стабилизации, после чего сушили и подвергали размолу, после чего определяли средний размер и морфологию частиц меди.

Результаты и их обсуждение. Размер и морфологию поверхности частиц порошка определяли с помощью растрового электронного микроскопа. Результаты определения среднего размера частиц порошка меди (до размолу) приведены на рисунках 1 и 2.

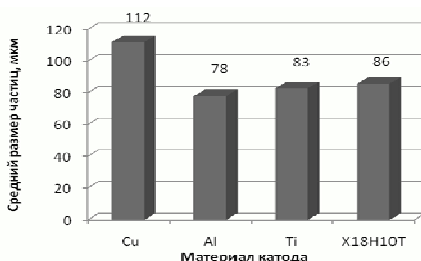


Рис. 1. Зависимость среднего размера частиц от материала катода

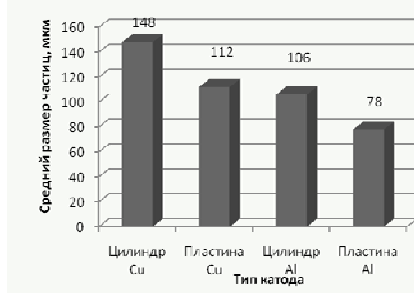


Рис. 2. Зависимость среднего размера частиц от формы и материала катода

Морфология полученных частиц порошка меди приведена на рис.3.

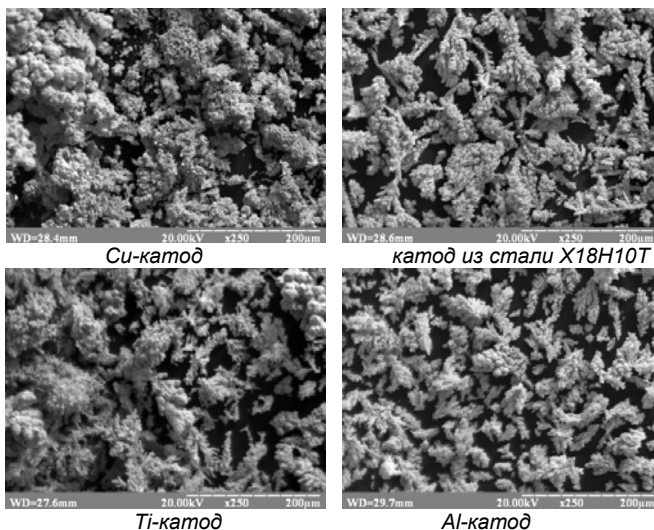


Рис. 3. Морфология частиц медного порошка, осажденного на катоды из различных металлов

Полученные экспериментальные данные показали следующее. Дисперсность медных порошков, в зависимости от материала катода понижается в ряду $Al - Ti - X18H10T - Cu$. Удельная поверхность порошков, полученных на алюминиевом и титановом электродах, больше, чем на медном. На алюминиевом и титановом катодах образуются более дендритные порошки, чем на катоде из нержавеющей стали. Однако ярко выраженной зависимости морфологии частиц меди от природы материала катода не обнаружено. Это может быть связано с тем, что ни диффузия, ни миграция разряжающихся ионов не зависят от материала катода. По-видимому, это явление обусловлено особенностями кристаллизации катодного осадка на чужеродной поверхности.

Средний размер частиц порошка, осажденного на катодах цилиндрической формы больше, чем на пластинах. При этом частицы, осажденные на пластину, имеют более разветвленную поверхность дендритов.

Для увеличения дисперсности порошка авторами был проведен ряд экспериментов по размолу медного осадка в планетарной мельнице. После размолы также оценивали размер частиц и их морфологию.

В результате эксперимента установлено, что размол позволяет уменьшить средний размер частиц порошка, осажденного

на меди до 30-40 мкм, а осажденного на остальных рассмотренных материалах катода – до 5-20 мкм. При этом в порошке, осажденном на алюминиевом катоде, содержится значительное количество наноразмерных частиц (рис. 4).

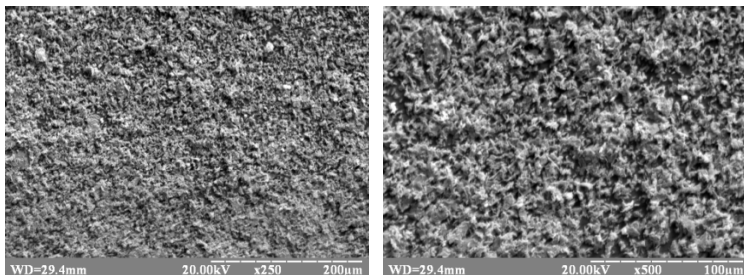


Рис. 4. Морфология частиц медного порошка, осажденного на Al-катод, после размол в планетарной мельнице

В результате размол происходит разрушение дендритной структуры частиц медного осадка. Частицы приобретают осколочную форму, которая более выгодна с точки зрения улучшения технологических характеристик порошка.

Необходимо отметить, что перевод среднего размера частиц медного порошка в разряд ультрадисперсного позволяет значительно расширить области применения данного продукта.

Выводы:

1. Дисперсность медных порошков, понижается в ряду материалов катода Al – Ti - X18H10T - Cu.
2. Ярко выраженной зависимости морфологии частиц меди от природы материала катода не обнаружено.
3. Размол позволяет уменьшить средний размер частиц порошка, осажденного на алюминии, титане и нержавеющей стали до 5-20 мкм. Наибольшая дисперсность наблюдается у порошка, осажденного на алюминии.
4. Для производства стабильного ультрадисперсного медного электролитического порошка наиболее целесообразно использование Al-катода с обязательным введением в электролит ингибирующей добавки (например, БТА).
5. Размол осадка в планетарной мельнице позволяет повысить уровень технологических свойств порошка (текучесть и насыпную плотность).

6. Результаты исследований могут быть использованы при производстве медного электролитического порошка на ООО «Электрохимипром», г. Новомосковск, Украина.

Литература:

1. Ничипоренко О.С., Помосов А.В., Набойченко С.С. Порошки меди и ее сплавов.– М.: Металлургия, 1988.– 204 с.
2. Номберг М.И. Производство медного порошка электролитическим способом.– М.: Металлургия, 1971.– 134 с.
3. Внуков А.А., Гальченко Г.Ю., Чигиринец Е.Э., Рослик И.Г., Кирилах Г.И. Исследование химического состава и разработка мероприятий по защите от окисления электролитического медного порошка в процессе получения.// Проблемы корозії та протикорозійного захисту матеріалів, 2010.- №8.- с. 487-492.
4. Внуков А.А., Чигиринец Е.Э., Рослик И.Г. Влияние режима электролиза и функциональных добавок в электролит на свойства и морфологию поверхности частиц медных электролитических порошков// Вестник НТУ «ХПИ» №21.- Харьков, 2009.- с. 15-20.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРЕССОВАНИЯ И ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ПЛОТНОСТИ ПРЕССОВОК ИЗ ПОРОШКОВ ДИФфуЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ НА РАЗРУШАЮЩЕЕ НАПРЯЖЕНИЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ИСПЫТАНИЙ

ГОРОХОВ В.М., ПРОХОРОВ О.А., ТАРУСОВ И.Н.

*Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь,
тел.: (+375 17) 293-98-42, e-mail: Gorokhov47@mail.ru*

Мировой прогресс порошковой металлургии в области производства комплектующих для нужд автомобилестроения связывается сегодня с появлением на рынке широкой гаммы новых металлических порошков на основе черных и цветных металлов, а также новых способов и оборудования для их компактирования в изделия сложной формы, высокой плотности и размерной точности.

Современное оборудование позволяет осуществлять прессование разновысоких заготовок деталей сложной конфигурации с высокой точностью и плотностью. Одним из таких новых эффективных приемов формования металлических порошков явился разработанный фирмой «Höganäs» (Швеция) совместно с фирмой «Dorst» (Германия) способ компактирования пластифицированных порошков при температурах 120 – 150 °С (теплое прессование).

Процесс теплового прессования обеспечивает следующие основные преимущества:

- существенное повышение прочности неспеченных прессовок, что позволяет исключить потери при складировании, транспортировке и спекании в условиях крупносерийного автоматизированного производства, а также проводить, при необходимости, их механическую доработку (сверление боковых отверстий, нарезку резьбы и т.д.) с минимальным расходом режущего инструмента;

- минимизацию уровня остаточной пористости и равномерное ее распределение по объему обеспечивает повышение всего комплекса механических характеристик спеченной детали.

В работе изучали сырую прочность порошковых смесей Densmix на основе диффузионно-легированных порошков следующих составов: Distaloy AE + 0,6 % C + 0,6 % DN120, смазки для прессования легированных порошков на основе железа, которую можно использовать как при теплом, так и при холодном прессовании, и Distaloy DC + 0,3 % C + 0,6 % DN120 [1].

Существуют два основных метода определения напряжения разрушения (сырой прочности) прессовок: измерение прочности при поперечном изгибе и радиальное разрушение плоского диска (бразильский тест). Рассмотрим применение этих методов для анализа сырой прочности прессовок из стальных порошков, получаемых методами холодного и теплового прессования.

Бразильский тест. Радиальное разрушение плоского диска считается одним из надежных способов определения прочности разрушения хрупких и непрочных материалов. Он применяется при определении прочности бетона, камня, угля, полимеров, керамических и других материалов. Для порошкового прессованного материала нет необходимости в существенной механической обработке, так как при прессовании достигается форма, близкая к окончательному изделию. При тестировании плоский диск нагружается вдоль его диаметра вплоть до разрушения. Сжатие диска приводит к возникновению растягивающего напряжения, перпендикулярного к диаметру, вдоль которого реализуется сжатие. Это напряжение является постоянным по величине в большой зоне вокруг центра диска. Наиболее интересным параметром прессуемого материала является величина растягивающего напряжения, при которой начинается возникновение трещины и последующее разрушение. Напряжение раз-

рушение – это горизонтальное напряжение в центре диска, при котором в центре диска возникает трещина.

Для экспериментального исследования разрушения по предложенному методу использовали порошок Distaloy AE с добавками 0,6% C и 0,6 % DN120 производства фирмы Хеганес (Швеция). Размер частиц порошка от 20 до 180 мкм, насыпная плотность 3,1 г/см³, теоретическая плотность порошковой смеси 7,5 г/см³. Прессовались образцы диаметром 25 мм в интервале плотностей от 4,9 до 7,35 г/см³, толщина составляла от 5 до 10 мм. После прессования проводили измерения массы и плотности образцов. Прессованные диски нагружали между плоскими плитами на испытательной машине, максимальное усилие нагружения составляло около 100 кН. После установки образца скорость перемещения верхней траверсы составляла около 0,004-0,005 мм/с, опыт проводился до появления трещины. В опытах регистрировались перемещение верхней траверсы и усилие. Изменение усилия от величины перемещения при нагружении диска происходит в несколько стадий (с незначительными особенностями такая же зависимость регистрируется при нагружении образцов в опытах по поперечному изгибу).

На первом этапе регистрируется практически линейная упругая деформация образца без нарушения его сплошности. Затем на втором этапе происходит образование и распространение трещины, этот участок зависимости принимает нелинейный характер, тем не менее, наблюдается рост усилия деформирования. Затем происходит раскрытие трещины, приводящее к частичному сбросу усилия деформирования. Последующий рост усилия объясняется деформированием двух независимых половинок диска.

На рисунке 1 представлена зависимость напряжения разрушения от плотности порошковой композиции. Видно, что напряжение разрушения сильно зависит от плотности и изменяется в интервале от 0,35 МПа при самой низкой плотности (65 % от теоретической) до 17,5 МПа при высокой плотности (98 %), т.е. увеличивается практически в 50 раз. Близкие по значению результаты были получены также в работе [2].

Поперечный изгиб. Определение сырой прочности прессовок после холодного и теплого прессования при поперечном изгибе проводили в соответствии с ГОСТ 25282-93 (ISO 3995-85). Прессовки имели длину 30 мм, ширину 12 мм и высоту около 6 мм. Прессованные при разных давлениях в интервале 400-800

МПа образцы имели разную плотность и разную сырую прочность при поперечном изгибе. Данные о результатах получены для порошковой смеси Distaloy AE + 0,6 % C + 0,6 % DN120 и в таблице 3 для порошковой смеси Distaloy DC + 0,3 % C + 0,6 % DN120.

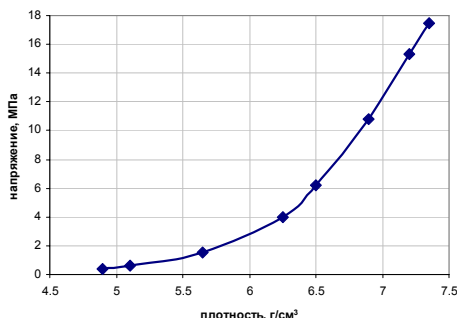
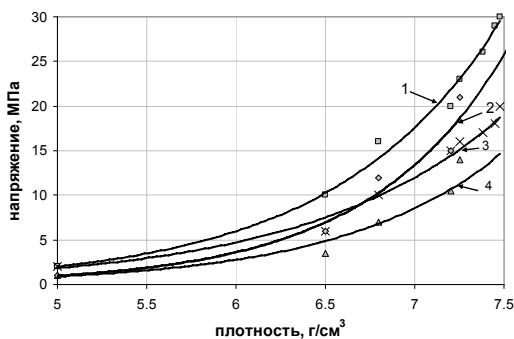


Рис. 1. Зависимость разрушающего напряжения от плотности порошковых прессовок из композиции Distaloy AE + 0,6 % C + 0,6 % DN120 при нагружении плоского диска

На рисунке 2 представлены полученные экспериментальные данные по разрушающему напряжению при поперечном изгибе для исследуемых смесей, прессованных в теплом и холодном состоянии. Анализ зависимостей разрушающего напряжения от плотности порошковых прессовок позволяет сделать следующие выводы. Прочность порошковых прессовок после теплого прессования в среднем на 25-35 % выше прочности таких прессовок после холодного прессования для одной и той же плотности. Это факт объясняется частичной полимеризацией органической смазки, которой покрыты частицы порошка, при прессовании в диапазоне температур 120-150 °С. Также следует отметить, что напряжение разрушения прессовое из порошковой смеси Distaloy DC + 0,3 % C + 0,6 % DN120 несколько меньше напряжения разрушения порошковой смеси Distaloy AE + 0,6 % C + 0,6 % DN120. Подобное поведение можно объяснить повышенным содержанием меди и никеля, улучшающим эффект холодной сварки частиц порошка при прессовании порошковой смеси Distaloy AE + 0,6 % C + 0,6 % DN120. Полученные данные по сырой прочности достаточно хорошо соответствуют данным фирмы Хеганес, опубликованными в [3].



- 1 - Distaloy AE + 0,6 % C + 0,6 % DN120 – теплое прессование;
- 2 - Distaloy AE + 0,6 % C + 0,6 % DN120 – холодное прессование;
- 3 - Distaloy DC + 0,3 % C + 0,6 % DN120 - теплое прессование;
- 4 - Distaloy DC + 0,3 % C + 0,6 % DN120 – холодное прессование

Рис. 2. Влияние плотности на разрушающее напряжение порошковых прессовок при поперечном изгибе

Сравнивая результаты экспериментальных данных по разрушающему напряжению в опытах по поперечному изгибу прямоугольного параллелепипеда и смятию диска вдоль его образующей можно сделать вывод о том, что его численные значения достаточно близки друг к другу.

Выводы. Экспериментально исследовано влияние плотности порошковых прессовок на напряжение разрушения при различных видах испытаний: нагружение плоского диска вдоль его образующей и поперечный изгиб. Установлено, что прочность порошковых прессовок после теплового прессования в среднем на 25-35 % выше прочности после холодного прессования при одинаковой плотности.

Установлено, что напряжение разрушения существенно зависит от плотности и изменяется в интервале от 0,35 МПа при низкой плотности (65% от теоретической) до 17,5 МПа при высокой плотности (98 %), т.е. увеличивается практически в 50 раз.

Литература:

1. Железные и стальные порошки Хоганас [Текст]:[Справочник] = Höganas Iron and Steel Powders for Sintered Components. – Copyright Höganas AB, 2004. – 393 с.
2. Jonsen P. Fracture and Stress in Powder Compacts. [Text]/Doctoral Thesis. Lulea University of Technology, Sweden.- 2006.- 163 p.
- 3 Hognas handbook for Sintered Components. Warm Compaction [Текст] – Höganas AB - 2004. – Vol. 4. – 112 p.

МЕХАНОХИМИЧЕСКИ ПОЛУЧЕННЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ ВО ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ Cu/Ti И Cu/Zr

ГРИГОРЬЕВА Т.Ф.¹, ИЛЮЩЕНКО А.Ф.², ЛЕЦКО А.И.²,
ТАЛАКО Т.Л.², КУЗНЕЦОВА Т.А.², БАРИНОВА А.П.¹,
ВОСМЕРИКОВ С.В.¹, ЦЫБУЛЯ С.В.³, ЛЯХОВ Н.З.¹

¹Институт химии твёрдого тела и механохимии СО РАН,
г.Новосибирск, Россия, тел.: (+7 383) 217-09-58, e-mail: grig@solid.nsc.ru

²Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь

³Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, г.Новосибирск, Россия

Целью работы являлось изучение возможности формирования в условиях механоактивации (МА) наноразмерных прекурсоров для термического синтеза из взаимодействующих металлов. Исследования проводили в системах Cu-Ti ($\Delta H_{см} \approx -17$ кДж/моль) и Cu-Zr ($\Delta H_{см} \approx -30$ кДж/моль) [1, 2]. Согласно равновесной диаграмме состояния, в обеих системах существует несколько интерметаллидов и область твердых растворов. Для таких систем характерно формирование интерметаллидов в ходе механоактивации.

В качестве исходных материалов использовали порошки меди ПМС-1, циркония М-41 и титана ПТОМ. Механоактивацию осуществляли в планетарных шаровых мельницах АГО с водяным охлаждением [3] (объём барабана 250 см³, диаметр шаров 5 мм, загрузка 200 г, навеска обрабатываемого образца 10 г, скорость вращения барабанов вокруг общей оси ~1000 об/мин).

Рентгенодифракционные исследования проводили с помощью дифрактометров X'TRA (Thermo ARL, Швейцария) с использованием $CuK\alpha$ ($\lambda = 1,789 \text{ \AA}$) и URD-63 с использованием $CoK\alpha$ излучения ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$). Расчёт эффективных размеров о.к.р. производили по формуле Шерера с использованием наиболее сильных пиков анализируемых фаз.

Исследования структуры полученных образцов выполнены с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) высокого разрешения MIRA\TESCAN с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА). Получены изображения в прямых и обратно рассеянных электронах, что позволило исследовать распределение химических элементов по поверхности.

Исследование поверхности шлифов композиционных порошков проводили на атомно-силовом микроскопе (АСМ) НТ-206 (ОДО «Микротестмашины», Беларусь) со стандартными кремниевыми кантилеверами балочного типа. Использовали стандартный кремниевый зонд с радиусом закругления 10 мкм. Разрешение АСМ составляло: вертикальное – 0,2 нм, горизонтальное – 2 нм. Структуру анализируемых образцов исследовали в статическом режиме с использованием изображений топографии поверхности, а также режима латеральных сил («Torsion»), . Последний дает изображение, которое отражает угол закручивания консоли в плоскости XY. Режим более чувствителен к границам зерен и включениям различных фаз, чем стандартный режим топографии, так как отражает микромеханические свойства материала (силы трения).

Рентгенографические исследования полученного из исходной смеси Cu – 20 мас.% Zr механокомпозита после 2, 12 и 20 минут МА (рис. 1) показали, что дифракционные отражения меди, и циркония существенно уширяются. При этом отражения циркония после 20 минут МА настолько размыты, что размер ОКР не поддается расчету, а ОКР для меди (20 мин.) составляет ~ 20 нм. Однако, несмотря на существенное уширение дифракционных отражений меди, они не изменили своего положения, и можно полагать, что цирконий не вошел в решетку меди, т.е. сформировался механокомпозит Cu/Zr, а не твердый раствор (рис. 1в).

Электронномикроскопические исследования структуры механокомпозитов Cu/Zr свидетельствуют о достаточно однородном распределении компонентов в объеме материалов уже после четырех минут механоактивации. Однако, если после активации в течение 4 минут в структуре материала четко выявляются частицы циркония размером от ≈ 100 нм до 3 мкм (рис. 2а, б), равномерно распределенные в объеме медной матрицы, то после 30 минут активации на фоне гомогенного распределения и меди, и циркония имеются лишь слабые всплески яркости, соответствующие небольшому локальному повышению концентрации циркония. По данным МРСА, разница в локальных концентрациях элементов механокомпозита, полученного после 30 минут активации, не превышает 9-12 масс. % (рис. 3).

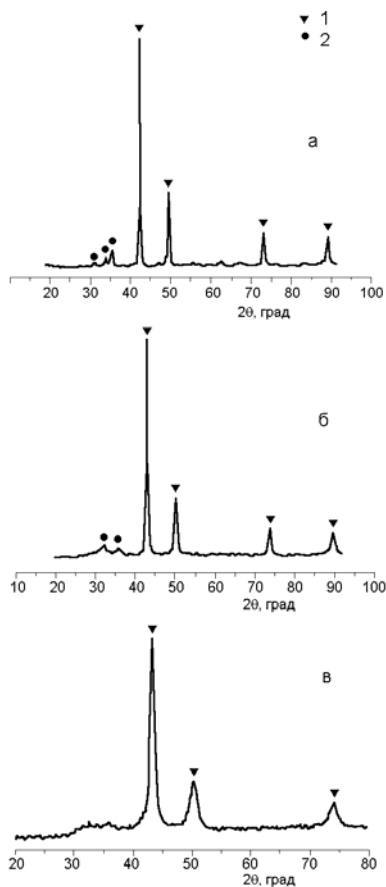


Рис. 1. Дифрактограммы механоактивированных образцов Cu – 20 % Zr; а - 2 мин, б – 12 мин, в – 20 мин МА: 1 – Cu; 2 - Zr

Согласно данным атомно-силовой микроскопии, структуру механокompозита Cu-20 % Zr после МА в течение 30 мин по цветовым контрастам режима *torsion* можно считать трёхфазной (рис. 4). Светлые области на АСМ-изображениях можно считать фрагментами, обогащёнными цирконием до 35 %. Из-за большей твердости эти обогащенные цирконием фрагменты выступают над поверхностью шлифа на 20 нм, некоторые из них окружены слоями более мягкой темной фазы толщиной 20-50 нм, предположительно содержащей, главным образом, медь.

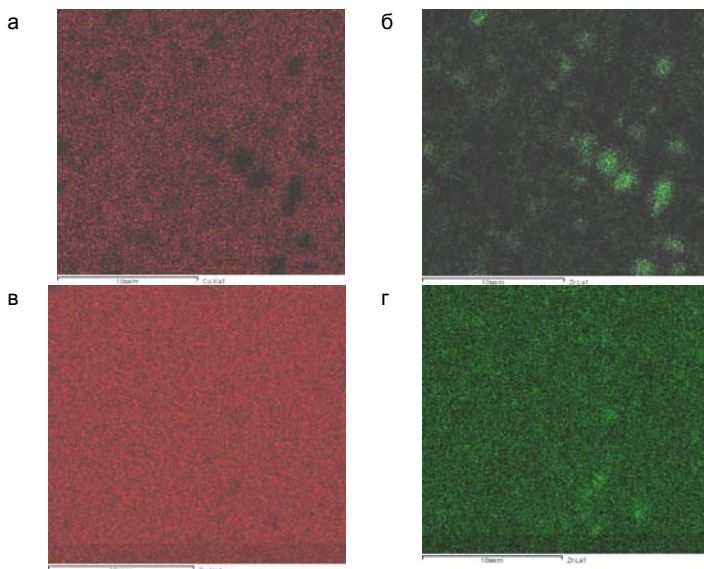
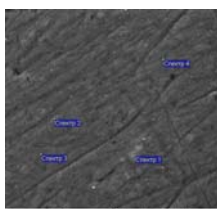


Рис. 2. Изображение поверхности шлифов образцов Cu-20 % Zr после МА в течение 4 мин (а, б) и 30 мин (в, г) в характеристических излучениях меди (а,в) и циркония (б,г)



Спектр	Cu	Zr
Спектр 1	66.11	33.89
Спектр 2	75.02	24.98
Спектр 3	78.47	21.53
Спектр 4	74.96	25.04

Рис. 3. СЭМ- изображение поверхности шлифа и результаты МРСА образца Cu-20 % Zr после 30 мин МА в указанных точках.

Учитывая очень сильное отличие контраста этой фазы в режиме *torsion* от матричных фаз, можно предположить, что она представляет собой «зародыши» богатого медью интерметаллида, формирующегося на границе раздела в процессе механо-активации.

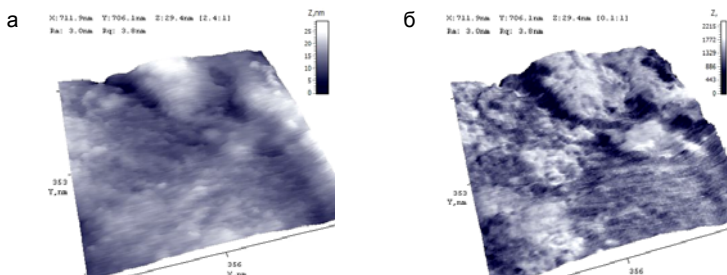


Рис. 4. ACM-изображение поверхности шлифа образца Cu-20 % Zr после МА в течение 20 мин в режиме топографии (а) и латеральных сил (Torsion) (б)

Рентгенографические исследования продуктов механохимического взаимодействия системы Cu- 20 мас.% Ti показали, что после 10 минут механоактивации наблюдается резкое снижение интенсивности дифракционных отражений Ti и их уширение, в то же время положение дифракционных отражений меди сохраняется неизменным, что позволяет говорить о формировании механокомпозита (рис. 5).

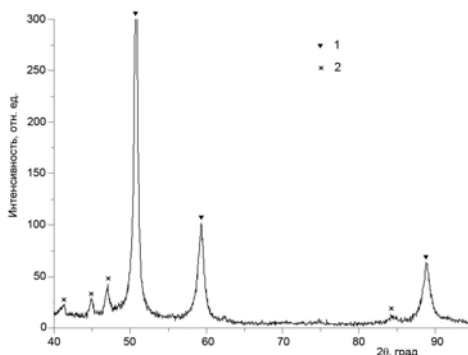
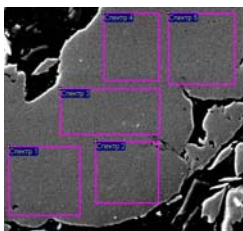


Рис. 5. Дифрактограмма смеси Cu - 20 % Ti после 10 мин механоактивации:
1 – Cu; 2 – Ti

Увеличение времени механоактивации этой смеси до 30 минут также не приводит к образованию твердого раствора. Наблюдается только еще более гомогенное распределение Ti, что подтверждают данные микрорентгеноспектрального анализа (рис. 6). Следует принять во внимание, что увеличение времени МА приводит к появлению в активируемой смеси железа вследствие натирания шаров и стенок барабана.



Спектр	Ti	Fe	Cu
Спектр 1	19.43	5.30	75.27
Спектр 2	19.58	5.51	74.91
Спектр 3	19.83	5.78	74.39
Спектр 4	20.03	5.79	74.18
Спектр 5	19.86	5.73	74.41
Среднее	19.74	5.62	74.63

Рис. 6. СЭМ-изображение поверхности шлифа и результаты МРСА образца Cu-20 % Ti после МА в течение 30 мин

Тем не менее, согласно данным АСМ, структура композита Cu - 20 % Ti является двухфазной. Округлые темные частицы размером 10–20 нм равномерно распределены в светлой матрице. Контраст и, следовательно, отличие в микромеханических свойствах (коэффициенте трения) округлых частиц и матрицы значительно. Процентное содержание по площади распределенных темных частиц близко к 20 %, что позволяет предположить в них частицы титана, которые внедрены в матрицу меди. Строение матрицы также наноразмерное, однако, в отличие от частиц титана, ее кристаллиты имеют не округлую форму, в них присутствуют фрагменты граней. Размер зерна матрицы можно определить в диапазоне 10–30 нм (рис. 7).

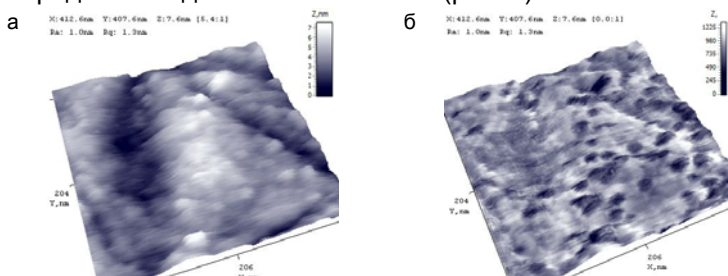


Рис. 7. АСМ-изображение поверхности шлифа образца Cu-20 % Ti после МА в течение 30 мин в режиме топографии (а) и латеральных сил (Torsion) (б)

Т.о., проведенные исследования показали, что для взаимодействующих металлов (Cu-Ti, Cu-Zr) механохимически могут быть получены нанокompозиты с гомогенным распределением наноразмерных компонентов (циркония и титана) в объеме материала (меди) без существенного взаимодействия между ними в процессе механоактивации. Это делает их перспективными прекурсорами для последующего синтеза, например, восстано-

ления оксидов в режиме горения при низких температурах, что может позволить регулировать морфологию и структуру СВС продукта.

Литература:

1. Miedema A.R., Boom R., Boer F.R. On the heat of formation of solid alloys. J. Less-Common Met., 1975, v. 41, No 2, p. 283-298.
2. Miedema A.R. On the heat of formation of solid alloys (II). J. Less-Common Met., 1976, v. 46, No 1, p. 67-83.
3. Аввакумов Е.Г., Поткин А.Р., Самарин О.И. . Планетарная мельница. А.с. СССР № 975068, БИ, № 43, 1982.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ВЯЗКОСТИ ФОРМУЕМЫХ КОМПОЗИЦИЙ ИЗ СВЯЗУЮЩЕГО И ПОЛИДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ

ДОВЫДЕНКОВ В.А.¹, МЕРЗЛЯКОВА О.С.²

¹ООО «Наномет», г. Йошкар-Ола, Россия,
тел.: (+78362)41-42-99, e-mail: metma@yoshkar-ola.ru

²Марийский государственный технический университет,
г. Йошкар-Ола, Россия, e-mail: MerzlyakovaOS@mail.ru

При изготовлении деталей из композиций порошков и связующего инъекционным, мундштучным, прямым пресованием важнейшим параметром технологии является степень наполнения композиций твердой фазой, поскольку, чем выше степень наполнения, тем меньше усадка и коробление изделий при спекании и, соответственно, выше размерная точность, что является решающим для конкурентоспособности этих технологий. Вместе с тем увеличение степени наполнения увеличивает вязкость композиций, и при определенной критической степени наполнения композиции вообще теряют текучесть. Известно, что приемлемые для технологии соотношения между вязкостью и степенью наполнения могут быть достигнуты за счет применения полидисперсных наполнителей, в которых частицы меньшего размера могут размещаться в полостях между более крупными частицами, как бы «выдавливая» из этих полостей связующее, в результате чего связующего на поверхностях скопления становится больше и это приводит к уменьшению вязкости композиции. Как показано в работах [1,2] вязкость композиции, в которой твердая фаза состоит из одного монодисперсного компонента,

может быть, с достаточной для практического применения, точностью рассчитана согласно выражения [1]:

$$\frac{\eta_k}{\eta} = \frac{A}{1 - \left(\frac{\gamma}{\gamma_k} \right)^{\frac{1}{3}}}, \quad (1)$$

где η_k и η – вязкости композиции и связующего; A – коэффициент, различный для разных видов твердофазного наполнителя и определяемый экспериментально; γ – объемное содержание твердой фазы; γ_k – критическое объемное содержание твердой фазы, при котором композиция теряет текучесть.

Если композиция содержит два компонента твердой фазы и при этом дисперсность этих компонентов существенно отличается, то вязкость таких композиций может быть описана уравнением [2]:

$$\frac{\eta_K}{\eta} = \frac{A}{\left[1 - \left(\frac{\gamma_1}{\gamma_{k1}} \right)^{\frac{1}{3}} \right] \cdot \left[1 - \left(\frac{\gamma_2}{\gamma_{k2}} \right)^{\frac{1}{3}} \right]}, \quad (2)$$

где γ_1 – объемное содержание наполнителя №1 в композиции в целом; γ_2 – объемное содержание наполнителя № 2 в системе «наполнитель №2 – связующее»; γ_{k1} и γ_{k2} – критические объемные содержания наполнителя №1 и №2, соответственно.

Для композиций с 3-х компонентным наполнителем вязкость может быть рассчитана согласно уравнения [3]:

$$\frac{\eta_K}{\eta} = \frac{A}{\left[1 - \left(\frac{\gamma_1}{\gamma_{k1}} \right)^{\frac{1}{3}} \right] \cdot \left[1 - \left(\frac{\gamma_2}{\gamma_{k2}} \right)^{\frac{1}{3}} \right] \cdot \left[1 - \left(\frac{\gamma_3}{\gamma_{k3}} \right)^{\frac{1}{3}} \right]}, \quad (3)$$

где γ_1 - объемное содержание наполнителя №1 в композиции в целом; γ_2 - объемное содержание наполнителя №2 в системе: связующее + наполнитель №2 + наполнитель №3; γ_3 - объемное содержание наполнителя №3 в системе: связующее + наполни-

тель №3. γ_{k1} , γ_{k2} , γ_{k3} - критические объемные содержания 1-го, 2-го и 3-го компонентов в системах компонент – связующее, при которых такие однокомпонентные композиции теряют текучесть; η - динамическая вязкость связующего; η_k - динамическая вязкость композиции; А – постоянная, определяемая экспериментально.

В данном случае объемное содержание твердой фазы в композиции (γ) составит величину, рассчитываемую по уравнению [4]:

$$\gamma = \gamma_1 + (1 - \gamma_1) \cdot \gamma_2 + (1 - \gamma_1)(1 - \gamma_2) \gamma_3 \quad (4)$$

Таблицы значений $\frac{\eta_k}{\eta} \cdot \frac{1}{A}$ для заданных значений величины γ и при различных величинах γ_1 , γ_2 , γ_3 .

Таблица 1

$$\gamma = 0,5$$

$\gamma_2 \backslash \gamma_3$	0,05	0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4	0,45
0,05	35	37	37	38	38	40	42	45	49
0,1	37	39	40	41	42	44	46	48	-
0,15	38	41	43	44	45	46	47	44	-
0,2	40	43	45	46	47	47	45	-	-
0,25	42	45	47	49	48	46	-	-	-
0,3	45	49	51	51	48	-	-	-	-
0,35	50	54	55	52	-	-	-	-	-
0,4	61	64	58	-	-	-	-	-	-
0,45	88	-	-	-	-	-	-	-	-

Таблица 2

$$\gamma = 0,6$$

$\gamma_2 \backslash \gamma_3$	0,05	0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4	0,45	0,5
0,05	124	103	90	83	79	79	80	88	106	166
0,1	104	96	90	86	85	85	89	97	117	178
0,15	93	92	89	88	88	90	94	103	123	179
0,2	88	90	90	90	91	94	99	108	1126	122
0,25	86	91	92	94	96	99	104	112	1118	-
0,3	89	95	98	101	103	106	110	111	-	-
0,35	98	106	110	113	115	117	114	-	-	-
0,4	120	130	136	139	139	133	-	-	-	-
0,45	191	207	213	213	194	-	-	-	-	-

Таблица 3

$$\gamma_{=0,7}$$

$\gamma_2 \backslash \gamma_3$	0,05	0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4	0,45	0,5
0,05	-	-	-	-	549	320	252	237	261	392
0,1	-	-	-	698	373	281	248	245	280	428
0,15	-	-	754	405	300	258	242	250	291	453
0,2	-	726	414	313	267	246	242	256	305	477
0,25	598	399	315	275	252	244	247	267	320	502
0,3	363	314	283	264	254	253	262	286	346	534
0,35	305	295	283	277	274	279	292	322	384	572
0,4	322	327	328	329	333	343	361	394	458	443
0,45	468	494	505	517	527	546	569	605	566	-

Таблица 4

$$\gamma_{=0,8}$$

$\gamma_2 \backslash \gamma_3$	0,05	0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4	0,45	0,5
0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	4106
0,1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2754
0,15	-	-	-	-	-	-	-	-	2507	2226
0,2	-	-	-	-	-	-	-	3125	1731	1976
0,25	-	-	-	-	-	-	3979	1718	1426	1870
0,3	-	-	-	-	-	4775	1812	1351	1335	1880
0,35	-	-	-	-	4419	1932	1397	1267	1364	2031
0,4	-	-	-	4010	2142	1617	1424	1410	1609	2462
0,45	-	-	4346	2936	2349	2110	2022	2126	2497	3911

Следует отметить, что наиболее важно знать не абсолютные значения величин вязкости, а характер ее изменения в зависимости от состава композиции. Как видно из таблиц значений вязкости, предложенная методика позволяет расчётным путем определить области концентраций компонентов, при которых вязкость композиций минимальна и при которых вязкость мало изменяется при флуктуациях величин $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$.

Для наглядности на рисунке 1 приведены графики изменения величины $\eta_k \cdot \frac{1}{A}$ в трехмерном изображении.

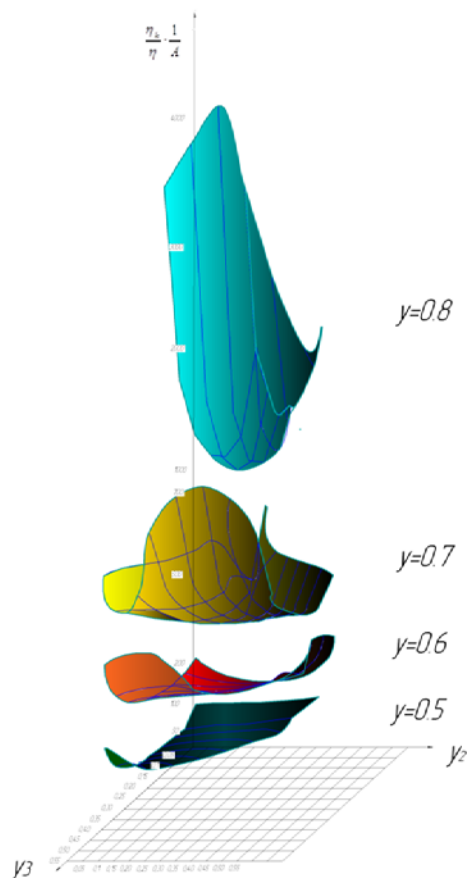


Рис. 1. Трехмерное изображение изменения величины $\frac{\eta_k}{\eta} \cdot \frac{1}{A}$

Определение области концентраций компонентов, при которых вязкость композиций минимальна и при которых вязкость мало изменяется при флуктуациях величин $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$, важно как с точки зрения снижения трудоемкости работ по оптимизации составов, так и с точки зрения определения таких составов, в которых неизбежные флуктуации концентрации не будут влиять на сплошность изделий, полученных прессованием.

Литература:

1. Dovydenkov, V.A. Model and Method to Calculate Viscosity of Metal and polymer Composites (MIM - Feedstocks)/V.A. Dovydenkov//Prog. Of the PM2008 International Powder Metallurgy Congress. Mannheim. 29th September – 1st October 2008. – Vol.2 – P.263-268.
2. Довыденков, В.А. Модель для расчета вязкости композиций порошок – связующее для получения заготовок путем их литья и спекания / В.А. Довыденков, Г.П. Фетисов //Заготовительные производства в машиностроении. – 2009.- №1. – С. 47-49.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСАДОЧНЫХ И КАПИЛЛЯРНЫХ СВОЙСТВ ПОРОШКОВО-ВОЛОКНОВЫХ ПОРИСТЫХ КАПИЛЛЯРНЫХ СТРУКТУР

ДОКТОРОВ В. В., ИЛЬЮЩЕНКО А.Ф., МАЗЮК В. В.

Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь

Введение. Существенным недостатком порошковых капиллярных структур является относительно большая усадка при спекании, которая приводит к возникновению усадочных пор на границе капиллярной структуры и корпуса тепловой трубы. Усадочные поры создают дополнительное тепловое сопротивление между корпусом и структурой и тем самым резко ухудшают параметры тепловой трубы. Этот эффект практически не заметен для тепловых труб диаметром 14-16 мм, но оказываются существенным при изготовлении тепловых труб диаметром 6-8 мм и особенно сильно проявляется при изготовлении миниатюрных тепловых труб. Причины усадки в порошковых капиллярных структурах объясняются в работе [1]. При этом важно, что силы, вызывающие усадку, возникают на границе соприкасающихся частиц порошка и приводят к сближению центров этих частиц.

Моделирование порошково-волоконных капиллярных структур. Усадке препятствуют силы межчастичного трения. Если капиллярная структура при усадке представлена как сплошная среда, то силы межчастичного трения можно соотнести с эффективным модулем упругости капиллярной структуры, который характеризует явления, препятствующие усадке. Таким образом, капиллярную структуру, подвергающуюся усадке при спекании, можно представить как сплошную среду, подвергающуюся сжатию под действием сил, равномерно распределенных по объему. Одним из наиболее

эффективных способов увеличения модуля упругости среды является ее армирование волокнами, модуль упругости которых существенно больше, чем у самой среды [2]. В связи с этим, предлагается использовать волокна в качестве армирующих элементов, препятствующих сокращению размеров матрицы - порошковой капиллярной структуры (рис. 1).



Рис. 1. Модель композиционной пористой структуры при спекании

При производстве тепловых труб применяются два типа капиллярных структур: кольцевая и сплошная. Оптимальная ориентация волокон для каждого из них представлена на рисунке 2.

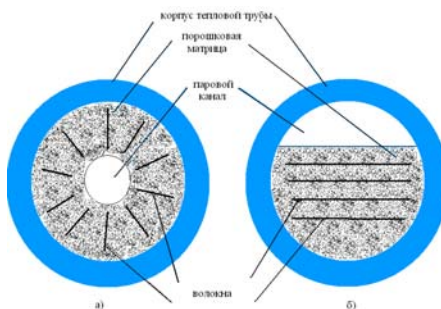


Рис. 2. Оптимальная ориентация волокон для кольцевых (а) и сплошных (б) капиллярных структур тепловых труб

Таким образом, в качестве модели, описывающей поведение капиллярной структуры при спекании, выбрана модель сжатия композиционного материала, армированного волокнами в направлении действия сил сжатия. Для расчета параметров волоконного наполнителя композиционного материала, работающего на сжатие, используются соотношения [2]:

$$P_B / P_M = E_B V_B / [E_M (1 - V_B)], \quad (1)$$

$$E_{KM} = E_B V_B + E_M (1 - V_B), \quad (2)$$

где P_B - давление, воспринимаемое волокновым наполнителем;
 P_M - давление, воспринимаемое матрицей; E_B - модуль упругости материала волокна; E_M - модуль упругости материала матрицы; E_{KM} - модуль упругости композиционного материала; V - объемная доля волокон.

С учетом закона Гука приходим к выводу, что для проектирования порошково-волоковых капиллярно-пористых структур (конкретнее – для расчета и минимизации уменьшения линейных размеров материала под воздействием сил, вызывающих усадку при спекании) необходимо знать величину давления, приводящего к усадке порошка при спекании.

Определение давления усадки при спекании. В работе предложен следующий метод определения искомого давления. В цилиндрическую трубку засыпается порошок и спекается (рис. 3, а). Под действием сил, вызывающих усадку, порошковый материал отстает от стенок трубки; в результате площадь контакта порошкового материала со стенкой уменьшается, а давление со стороны материала на стенку возрастает (рис. 3 б). Этот процесс прекращается, когда давление усадки на пристеночный слой порошка сравняется с давлением, вызванным весом самого порошка (рис. 3, в). Изображение шлифа поперечного сечения образца, выполненного из порошка ПМС-Н фракции (+63...-100) мкм, приведено на рисунке 3 г). Определив давление вблизи зоны отрыва порошка от стенки, можно определить и давление, вызывающее усадку. Из геометрических соображений несложно показать, что если в области отрыва корпус образует угол α с горизонтом, то искомое давление можно определить по формуле:

$$P_y = P(\cos^2 \alpha + \theta^2 \sin^2 \alpha), \quad (3)$$

где P_y - давление усадки; P - давление порошковой навески на высоте отрыва; θ - коэффициент Пуассона.

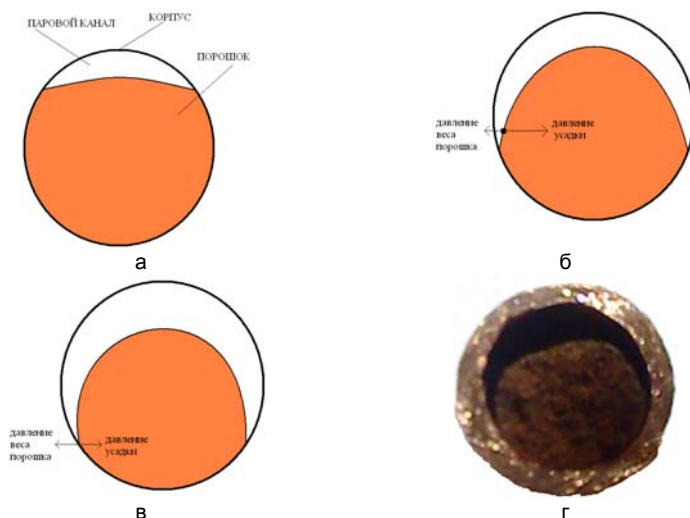


Рис. 3. К описанию метода определения давления усадки

Для определения давления усадки порошка фракции (+63...-100) мкм – она, как правило, применяется в ГНУ ИПМ для изготовления капиллярной структуры в зоне испарения – был исследован образец, изображенный на рисунке 3 г (внутренний диаметр корпуса равен 8 мм).

Внутренний диаметр корпуса образца равен 8 мм, длина образца – 50 мм, масса порошка – 6,8 г, оценочное значение коэффициента бокового давления, исходя из данных [1, 196], принималось равным 0,4.

В результате расчетов по формуле (3) с учетом геометрических параметров шлифа, изображенного на рисунке 3, г получено значение давления усадки, равное 200 Па. При $V_B = 0,05$ (минимальное значение V_B , при котором формула (2) может применяться) усадочное смещение частиц порошка, прилегающих к корпусу, составит величину порядка 10^{-9} м. Таким образом, максимальное объемное содержание волокон не превышает 5%. Однако, поскольку допустимый уровень усадочного смещения может составлять величину 10^{-5} м (порядка размера пор), вероятно, что объемное содержание волокон будет составлять величину порядка процента.

Смешивание порошково-волоконных структур. Для исследования возможности обеспечения равномерного

распределения волокон по объему смеси была проведена серия экспериментов по смешиванию медных порошков различных фракций и медных волокон различного размера. В результате исследовалась равномерность распределения волокнутой составляющей в объеме порошковой навески.

Степень равномерности определялась следующим образом. После завершения процесса смешивания из разных участков навески изымались для анализа ее фрагменты. Методом ситового анализа осуществлялось разделение порошковой и волокнутой составляющей, а затем определялось массовое соотношение волокнутого компонента во фрагменте p_{ϕ} .

Среднее по навеске соотношение волокнутого компонента p_{CP} является величиной известной (определяется еще до смешивания), и, фактически, может рассматриваться как математическое ожидание содержания волокна во фрагменте. Тогда аналогом среднеквадратичного отклонения для значений p_{ϕ} является величина:

$$s = \sqrt{\frac{1}{n - 1} \sum_{i=1}^n (p_{\phi_i} - p_{cp})^2}, \quad (4)$$

где s - среднеквадратичное отклонение содержания волокнутой компоненты во фрагментах навески, n - количество исследованных фрагментов в навеске.

Таким образом, следует определить способы смешивания порошковой и волокнутой составляющей, при которых s принимало бы возможно меньшие значения.

В экспериментах использовались медный порошок фракций (+63...-100) мкм, (+100...-200) мкм, (+200...-315) мкм и (+315...-500) мкм. Также использовались медные волокна диаметром 100 мкм и длиной 1, 2, и 3 мм. Значение p_{CP} для всех навесок составляло 1%.

Смешивание компонентов осуществлялось на вибрационном стенде ВЭДС - 10А, который позволяет варьировать как частоту, так и ускорение вибрации.

По результатам исследования был сделан вывод, что в диапазоне ускорений вибрации от 2 до 20 м/с² существенный влияний значения ускорения на равномерность перемешивания

не выявлено. Также не было выявлено влияния значения частоты вибрации на равномерность перемешивания в диапазоне частот 30-300 Гц. Высокие значения параметра s указывают на существенную вибрационную сепарацию компонентов смеси. Между тем, в некоторых случаях смесь является значительно более однородной. Проведенный анализ показал, что значительное уменьшение параметра s наступает в случаях, когда средние объемы частицы порошка и частицы волокна сравниваются (для случая, когда и порошок, и волокно изготовлены из одного материала).

Для выяснения влияния плотности компонентов по аналогичной методике были проведены исследования по смешиванию медных волокон и кварцевого песка. По результатам был сделан более общий вывод: однородности навески существенно повышается при сближении средних значений массы частицы порошка и частицы волокна. Следовательно, при изготовлении волокнуно-порошковых капиллярно-пористых структур следует использовать волокна такой длины, чтобы разность масс частиц порошка и волокна была наименьшей.

Моделирование усадки при спекании порошково-волокнуных капиллярно-пористых структур. Прежде всего, необходимо было оценить параметры порошковой капиллярной структуры, которыми она обладает в процессе спекания. Поскольку значение давления поверхностных сил, возникающих при спекании, уже было оценено в предыдущих этапах величиной порядка 200 Па, в данной работе необходимо было оценить только значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона. Варьируя значения указанных параметров, определялись такие значения горизонтальной, общей и вертикальной деформаций (Рис. 4 а, б и в соответственно), чтобы полученные значения соответствовали экспериментальным данным (Рис. 4, г).

На основании исследований было установлено, что значение модуля Юнга может быть оценено как 500 Па, а коэффициент Пуассона – 0,3 (важно подчеркнуть, что такие оценки сделаны для порошка именно в момент спекания, и они не могут быть в рамках данного исследования обобщены на случай свободнонасыпанного порошка при низких температурах).

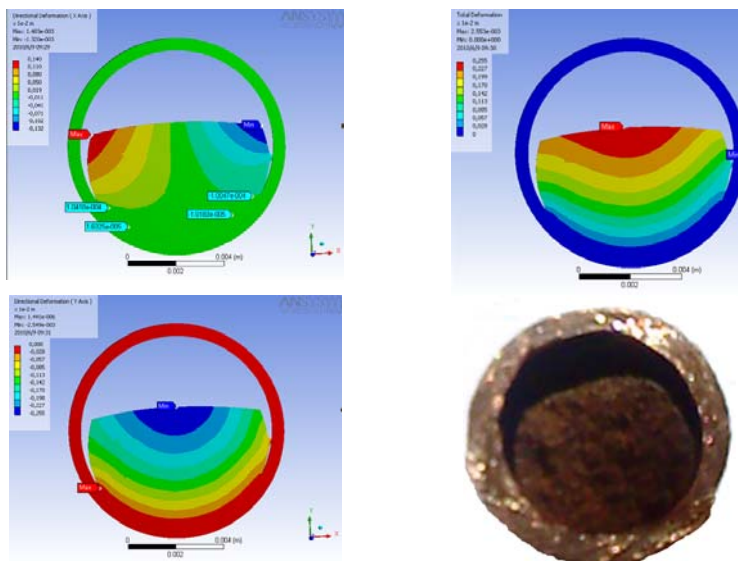
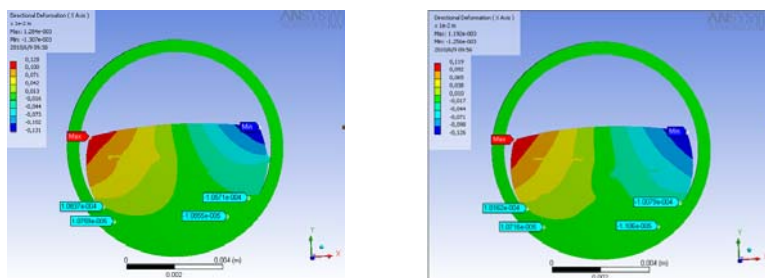


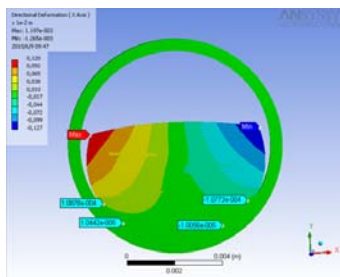
Рис. 4. Усадочные деформации в порошковой структуре

Далее в модель порошковой среды были последовательно добавлены четыре элемента, моделирующих волокно. Массовая доля каждой единицы волокна соответствует 0,25% от массы порошковой структуры. Волокна предполагаются подвижными в направлении X и Y. Зависимость горизонтальных усадочных деформаций представлена на рисунке 5.

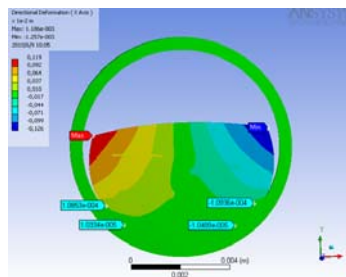


Количество частиц волокна - 1

Количество частиц волокна - 2



Количество частиц волокна - 3



Количество частиц волокна - 4

Рис. 5. Усадочные горизонтальные деформации в порошково-волокнутой структуре

На основании представленных данных был сделан вывод, что добавление волокон в порошковую среду действительно уменьшает усадку (в данном случае: на 5-15 %).

Далее была промоделирована усадка при спекании для порошково-волокнутой смеси, в которой волокна неподвижны в горизонтальном направлении (допустим, волокна образуют сетку, не опирающуюся на цилиндрический корпус). Результаты моделирования показали, что условие неподвижности волокон в горизонтальном направлении не существенно влияет на процесс усадки при спекании.

Далее была промоделирована усадка при спекании для порошково-волокнутой смеси, в которой волокна неподвижны в вертикальном направлении (допустим, волокна образуют сетку, опирающуюся на цилиндрический корпус). Результаты моделирования приведены на рисунке 6. Результаты моделирования показали, что условие вертикальной неподвижности волокон приводит существенному снижению полезной роли силы тяжести, которая прижимает смесь к нижней поверхности цилиндрического корпуса и способствует образованию надежного контакта между пористой структурой и корпусом. Так, на рисунке 6 (а) показано направление деформаций, при условии что все волокна подвижны относительно вертикали. На рисунке 6 (б) неподвижны по вертикали левые волокна, что приводит к резкому увеличению горизонтальной деформации слева. На рисунке 6 (в) вертикально неподвижны все волокна, кроме нижнего правого. При этом проявляется не только существенная горизонтальная усадка справа, но и вертикальная усадка снизу вверх. То же видно на рисунке 6 (г), когда все волокна горизонтально неподвижны. Таким образом,

условие вертикальной неподвижности волокон приводит к резкому ухудшению контакта между композиционной порошково-волокнутой капиллярно-пористой структурой и поверхностью корпуса.

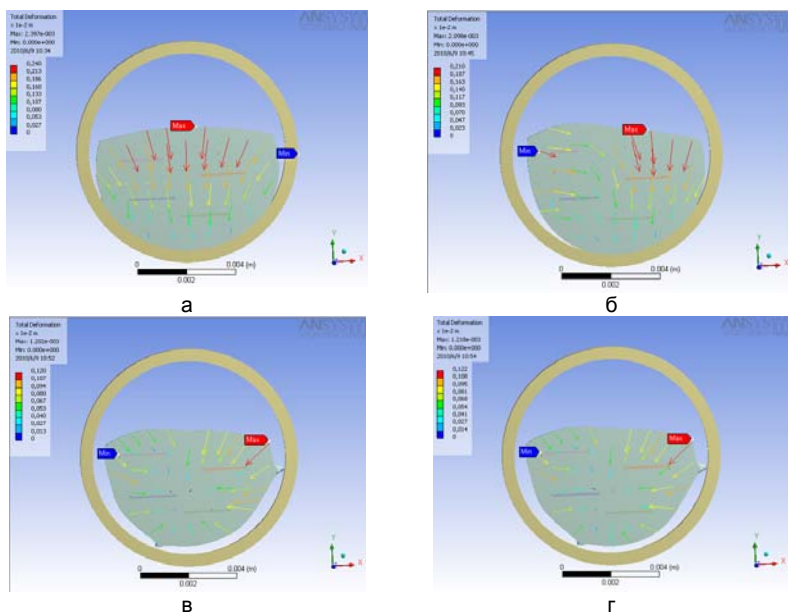


Рис. 6 Усадочные деформации в порошково-волокнутой структуре при горизонтально неподвижных волокнах

Выводы. Для снижения усадки при спекании предлагается использовать волокна в качестве армирующих элементов, препятствующих сокращению размеров матрицы - порошковой капиллярной структуры. Давление, вызывающее усадку при спекании описанных в статье порошков оценено величиной 200 Па, а необходимое объемное содержание волокон в смеси – величиной порядка одного процента. Показано, при изготовлении волокнуто-порошковых капиллярно-пористых структур следует использовать волокна такой длины, чтобы разность масс частиц порошка и волокна была наименьшей. На основе моделирования показано, что наличие волокнутой компоненты снижает усадку при спекании при условии, если положение волокон не зафиксировано относительно вертикальной оси.

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований

Литература:

1. Порошковая металлургия. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. М., «Металлургия», 1980. 496 с.
2. Материаловедение: Учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др.; Под общ. Ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. – 8-е изд., стереотип. – Изд-во МГТУ им. Баумана, 2008. – 648 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НЕОДНОРОДНЫХ Порошковых Капиллярных Структур Тепловых Труб

ДОКТОРОВ В. В., МАЗЮК В. В., РАК А.Л.

Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь

Введение. Ключевым элементом порошковых тепловых труб является порошковая капиллярная структура (ПКС). Во многих известных прежде применениях использовались однородные ПКС, которые изготавливались из порошков одной фракции. Между тем в ряде случаев (в миниатюрных и антигравитационных тепловых трубах) применение однородных ПКС не позволяет достичь требуемых характеристик. При этом использование неоднородных ПКС является, с одной стороны, перспективным способом улучшения теплопередающих характеристик ПКС, а с другой стороны, является еще мало изученной областью порошкового материаловедения. В основу создания неоднородных ПКС заложен принцип увеличения среднего размера пор от зоны испарения к зоне конденсации [1]. В данной работе проведены теоретические и экспериментальные исследования влияния параметров неоднородных ПКС на теплопередающую способность тепловых труб.

Свойства порошковых капиллярных структур. Прежде всего, были исследованы свойства ПКС, которые применялись при изготовлении исследуемых тепловых труб.

Пористость образцов ПКС определялась методом гидростатического взвешивания (ГОСТ 18898–89) [2].

Капиллярное давление, создаваемое ПКС, определялось методом измерения давления, необходимого для выделения на поверхности полностью насыщенного жидкостью образца первого пузырька воздуха (ГОСТ 26849–86) [3]. Средний гидравлический диаметр пор ПКС находился методом измерения давления, соот-

ветствующего началу равномерного выделения пузырьков воздуха по всей поверхности образца исследуемой ПКС толщиной 3–5 мм [4]. Коэффициент проницаемости ПКС определялся методом измерения перепада давления и расхода жидкости при ее протекании через исследуемый образец (ГОСТ 25283–93 [4]).

В первой серии опытов проводилось исследование пористости ПКС, сформованных из медного порошка ПМС-Н методом свободной насыпки и утряски в трубках различного диаметра. Результаты исследования приведены в таблице 1.

Таблица 1

Зависимость свойств ПКС от размера частиц исходного порошка

Размер частиц порошка, мкм	Коэффициент проницаемости, 10^{-11} м^2	Капиллярное давление, Па	Пористость	Средний диаметр пор, мкм
+63...-100	1.3 ± 0.1	5500 ± 400	0.62 ± 0.02	32 ± 2
+100...-160	1.9 ± 0.2	4900 ± 300	0.59 ± 0.02	40 ± 4
+160...-200	4.2 ± 0.3	3100 ± 200	0.61 ± 0.02	62 ± 6
+200...-315	10.0 ± 0.8	2100 ± 150	0.55 ± 0.02	100 ± 8

Расчет порошковых капиллярных структур тепловых труб. Далее проведем теоретическое сравнение теплопередающей способности тепловых труб с различным типом капиллярной структуры. Будем считать, что имеют место следующие общепринятые [5, 6] допущения: 1) тепловая труба является конвенционной с паровым каналом цилиндрической формы; 2) капиллярная структура полностью насыщена теплоносителем, а ее толщина неизменна вдоль оси тепловой трубы; 3) тепловая труба работает в испарительном режиме; 4) плотности радиального теплового потока по длине зон испарения и конденсации постоянны; 5) определяющей температурой является температура насыщения; 6) течение пара и жидкости может быть описано уравнениями Навье-Стокса для несжимаемой жидкости; 7) в паровой фазе отсутствуют источники и стоки тепла; 8) движение жидкости в капиллярной структуре ламинарное и подчиняется закону Дарси; 9) силы трения на границе пар-жидкость пренебрежимо малы по сравнению с силами трения внутри капиллярной структуры; 10) задача рассматривается как одномерная (вдоль оси тепловой трубы).

Для эффективной работы тепловой трубы необходимо, чтобы капиллярное давление, создаваемое порами капиллярной структуры в зоне испарения, превосходило потери давления, вызванные движением теплоносителя по тепловой трубе:

$$p_{\text{кап}} \geq \Delta p_{\text{к.с}} + \Delta p_{\text{пар}} + \Delta p_{\text{гидр}}, \quad (1)$$

где $p_{\text{кап}}$ – капиллярное давление, создаваемое порами капиллярной структуры в зоне испарения, Па; $\Delta p_{\text{к.с}}$ – давление, необходимое для фильтрации жидкости через капиллярную структуру, Па; $\Delta p_{\text{пар}}$ – давление, необходимое для движения пара от зоны испарения к зоне конденсации, Па; $\Delta p_{\text{гидр}}$ – гидростатическое давление, определяемое по формуле

$$\Delta p_{\text{гидр}} = \rho_{\text{ж}} g H, \quad (2)$$

где $\rho_{\text{ж}}$ – плотность жидкости, кг/м³; g – ускорение свободного падения, м/с²; H – разность высот зоны испарения и зоны конденсации, м.

H считается положительной, если зона испарения выше зоны конденсации, и отрицательной в противоположном случае.

При ламинарном течении жидкости в капиллярной структуре конвенционной ТТ значение $\Delta p_{\text{к.с}}$ по закону Дарси можно определить как:

$$\Delta p_{\text{к.с}} = \frac{Q x_{\text{и-к}} v_{\text{ж}}}{L S_{\text{н.с}} k}, \quad (3)$$

где Q – подводимый к ТТ тепловой поток, Вт; $x_{\text{и-к}}$ – расстояние между серединой зоны испарения и серединой зоны конденсации, м; $v_{\text{ж}}$ – кинематическая вязкость жидкости, м²/с; L – удельная теплота испарения теплоносителя, Дж/кг; $S_{\text{н.с}}$ – площадь поперечного сечения капиллярной структуры, м²; k – коэффициент проницаемости капиллярной структуры, м².

Величина $\Delta p_{пар}$ для цилиндрических каналов может быть определена по известной формуле Пуазейля [7]. Расчетная температура пара внутри тепловой трубы – 60 °С.

Результаты расчетов максимальной теплопередающей способности при различных углах наклона тепловых труб для различных ПКС приведены в таблицах 2-5. Из представленных теоретических данных следует, что максимальная теплопередающая способность возрастает с увеличением числа слоев ПКС.

Экспериментальное исследование тепловых труб с неоднородными порошковыми капиллярными структурами. Для проверки теоретических расчетов были проведены экспериментальные исследования свойств тепловых труб с неоднородной ПКС в различных условиях эксплуатации. Эксперименты проводились следующим образом. К зоне испарения крепился электронагреватель. Тепловой поток, выделяемый нагревателем, определялся как произведение напряжения на силу проходящего через него тока. Нагреватель и испаритель теплоизолировались от окружающей среды, чтобы мощность, передаваемая ПКС, точнее соответствовала мощности, которая выделяется на нагревателе.

Разность между мощностью, выделяющимся на нагревателе, и мощностью, подводимой к ПКС, определялась следующим образом. Допустим, в результате эксперимента установлено, что если на теплоизолированном и присоединенном к тепловой трубе нагревателе выделилась мощность $Q_{изм}$, температура нагревателя составила $T_{изм}$. Затем тепловая труба отсоединялась от нагревателя, и измерялась мощность $Q'_{изм}$, при котором температура нагревателя без тепловой трубы составила бы $T_{изм}$. Тогда мощность, подведенный к тепловой трубе, равна $Q_{изм} - Q'_{изм}$. Расчетная температура пара внутри тепловой трубы – 60 °С.

Для измерения температур на корпус тепловой трубы устанавливались хромель–алюмелевые термодпары. Максимальная теплопередающая способность определялась по резкому увеличению угла наклона зависимости подводимая мощность – перепад температур по тепловой трубе [8].

При десяти измерениях и доверительной вероятности 0.95 критерий Стьюдента t_{10-1} равен 2.26. Дисперсия любой измеряемой в данной работе величины X рассчитывалась по формуле

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (X_i - X_{cp})^2}{n-1}}, \quad (4)$$

где X_{cp} – среднее значение измеряемой величины;
 n – количество произведенных измерений.

Тогда значение исследуемой величины составляет

$$X = X_{cp} \pm \frac{\sigma \cdot t_{n-1}}{\sqrt{n}}. \quad (5)$$

Для исследования влияния свойств неоднородных ПКС на характеристики тепловых труб были изготовлены тепловые трубы со следующими параметрами:

- тепловая труба № 1: длина 300 мм; длина зоны испарения 100 мм; длина зоны конденсации 100 мм; внутренний диаметр 3 мм, диаметр парового канала 1,5 мм; капиллярная структура однородная, выполнена из медного порошка ПМС-Н фракции (+100...-160) мкм;

- тепловая труба № 2: длина 300 мм; длина зоны испарения 100 мм; длина зоны конденсации 100 мм; внутренний диаметр 3 мм, диаметр парового канала 1,5 мм; капиллярная структура неоднородная, двухслойная, выполнена из медного порошка ПМС-Н; первый слой длиной 150 мм выполнен из порошка фракции (+63...-100) мкм; второй слой длиной 150 мм выполнен из порошка фракции (+100...-160) мкм;

- тепловая труба № 3: длина 300 мм; длина зоны испарения 100 мм; длина зоны конденсации 100 мм; внутренний диаметр 3 мм, диаметр парового канала 1,5 мм; капиллярная структура неоднородная, трехслойная, выполнена из медного порошка ПМС-Н; первый слой длиной 100 мм выполнен из порошка фракции (+63...-100) мкм; второй слой длиной 100 мм выполнен из порошка фракции (+100...-160) мкм; третий слой длиной 100 мм выполнен из порошка фракции (+160...-200) мкм;

- тепловая труба № 4: длина 450 мм; длина зоны испарения 150 мм; длина зоны конденсации 150 мм; внутренний диаметр 8 мм, диаметр парового канала 3 мм; капиллярная структура однородная, выполнена из медного порошка ПМС-Н фракции (+100...-160) мкм;

- тепловая труба № 5: длина 450 мм; длина зоны испарения 150 мм; длина зоны конденсации 150 мм; внутренний диаметр 8 мм, диаметр парового канала 3 мм; капиллярная структура неоднородная, двухслойная, выполнена из медного порошка ПМС-Н; первый слой длиной 225 мм выполнен из порошка фракции (+63...-100) мкм; второй слой длиной 225 мм выполнен из порошка фракции (+100...-160) мкм;

- тепловая труба № 6: длина 450 мм; длина зоны испарения 150 мм; длина зоны конденсации 150 мм; внутренний диаметр 8 мм, диаметр парового канала 3 мм; капиллярная структура неоднородная, трехслойная, выполнена из медного порошка ПМС-Н; первый слой длиной 150 мм выполнен из порошка фракции (+63...-100) мкм; второй слой длиной 150 мм выполнен из порошка фракции (+100...-160) мкм; третий слой длиной 150 мм выполнен из порошка фракции (+160...-200) мкм.

Результаты экспериментального исследования зависимости максимальной теплопередающей способности от параметров ПКС при различных углах наклона тепловых труб приведены в таблицах 2-5.

Таблица 2

Зависимость максимальной теплопередающей способности от параметров ПКС при углах наклона 0 градусов

Номер тепловой трубы	1	2	3	4	5	6
Теоретическая максимальная теплопередающая способность	10	12	13	60	70	79
Теоретическая максимальная теплопередающая способность	9	10	11	57	69	84

Таблица 3

Зависимость максимальной теплопередающей способности от параметров ПКС при углах наклона 30 градусов

Номер тепловой трубы	1	2	3	4	5	6
Теоретическая максимальная теплопередающая способность	7	9	10	33	42	47
Теоретическая максимальная теплопередающая способность	7	10	12	31	37	44

Таблица 4

**Зависимость максимальной теплопередающей способности от параметров
ПКС при углах наклона 60 градусов**

Номер тепловой трубы	1	2	3	4	5	6
Теоретическая максимальная теплопередающая способность	5	6	7	13	21	23
Теоретическая максимальная теплопередающая способность	4	6	8	10	18	24

Таблица 5

**Зависимость максимальной теплопередающей способности от параметров
ПКС при углах наклона 90 градусов**

Номер тепловой трубы	1	2	3	4	5	6
Теоретическая максимальная теплопередающая способность	4	5	6	6	14	15
Теоретическая максимальная теплопередающая способность	3	5	8	6	11	16

Из представленных данных следует, что эффективность применения неоднородных ПКС наиболее сильно проявляется при работе тепловых труб в антигравитационном режиме. Максимальная теплопередающая способность возрастает с увеличением числа слоев ПКС и может возрасти более чем в 2 раза.

Заключение. На основе исследования влияния параметров неоднородных капиллярных структур на теплопередающую способность при различных углах наклона тепловых труб проведено сравнение этого показателя для тепловых труб с однородной и неоднородной структурой, приведена методика расчета многослойных порошковых капиллярных структур. Показано, что использование неоднородных порошковых капиллярных позволяет увеличить максимальную теплопередающую способность тепловых труб. Из представленных данных следует, что эффективность применения неоднородных ПКС наиболее сильно проявляется при работе тепловых труб в антигравитационном режиме. При этом максимальная теплопередающая способность возрастает с увеличением числа слоев ПКС.

Также приведены результаты исследования некоторых параметров (пористости, среднего размера пор, капиллярного давления, коэффициента проницаемости) порошковых капиллярных структур в зависимости от фракции исходного порошка.

Литература:

1. Мазюк В.В. Расчет и оптимизация по пределу теплопереноса порошковых капиллярных структур низкотемпературных тепловых труб: [Текст] Дисс. канд. техн. наук. – Минск, 1990. – 139 с.
2. Изделия порошковые. Методы определения плотности содержания масла и пористости. ГОСТ 18898-89. – Введ. 01.01.91. – Москва: Государственный комитет СССР по стандартам, 1991. – 10 стр.
3. Материалы порошковые. Метод определения величины пор: ГОСТ 26849-86. – Введ. 27.04.89. – Москва: Государственный комитет СССР по стандартам, 1989. – 8 стр.
4. Материалы спеченные проницаемые. Определение проницаемости жидкости: ГОСТ 25283-93. – Введ. 1.10.97. – Минск: Госстандарт Беларуси, 1997. – 19 стр.
5. Семена М.Г. Тепловые трубы с металловолоконистыми капиллярными структурами [Текст] / М.Г. Семена, А.Н. Гершуни, В.К. Зарипов – Киев: Вища школа, 1984. – 215 с.
6. Воронин В.Г. Низкотемпературные тепловые трубы для летательных аппаратов [Текст] / В.Г. Воронин, А.В. Ревякин, В.Я. Сасин и др. – М.: Машиностроение, 1976. – 200 с.
7. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика: Учебное пособие. В. 10 т. Т IV. Гидродинамика. – 3-е изд., перераб. / Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1986. – 736 с.
8. Maziuk, V.V. Miniature loop heat pipes with noninverted meniscus concept and treatment / V.V. Doktorau, V.V. Maziuk, A.L. Rak // Int. Journal of Low Carbon Technologies. – Manchester, 2006. – № 1/3. – P. 228–235.

ТЕРМИЧЕСКАЯ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕМ УГЛЕРОДИСТЫХ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ Порошковых сталей

ДОРОФЕЕВ В.Ю., КОЧКАРОВА Х.С.

*Южно-Российский государственный технический университет,
г.Новочеркасск, Россия, тел.: (+7 86352) 55438;
e-mail: dvyu56.56@mail.ru*

Микролегирование алюминием позволяет улучшить качество межчастичного сращивания и повысить уровень структурно чувствительных свойств горячедеформированных порошковых материалов на основе железа [1, 2]. В работе [3] были установлены зависимости механических свойств углеродистых порошковых сталей от содержания углерода, микролегирующей добавки и температурного режима проведения горячей штамповки (ГШ). Указанные характеристики определялись на образцах в

состоянии после ГШ с неоднородной структурой, формирование которой протекало в условиях неравномерного подстуживания пористой заготовки при ее технологической транспортировке из печи в матрицу, а также в процессе допрессовки при контакте с поверхностями пресс-инструмента. Гетерогенность структуры обуславливает увеличение внутренних напряжений и соответствующее уменьшение запаса вязкости и воспроизводимости механических свойств [4]. В связи с этим целесообразным представляется изучение возможности применения термической (ТО) и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) горячедеформированных порошковых сталей (ГДПС), микролегированных алюминием.

Для получения призматических образцов размером $10 \times 10 \times 55$ мм использовались шихты на основе восстановленного железного порошка ПЖВ 2.160.26. Алюминий вводили в виде порошка измельченного ферроалюминия ФА-50 ТУ У 27.3 – 13533123 – 001 – 20 фракции – 0,063 мм. С учетом результатов [3] содержание алюминия в образцах C_{Al} не варьировали, оно было постоянным и составляло 0,27 масс. %. С целью обеспечения возможности проведения сравнительного анализа в идентичных условиях изготавливались образцы без добавок алюминия. Углерод вводили в виде порошка карандашного графита ГК-1 в количестве, обеспечивавшем возможность варьирования его содержанием в получаемых материалах C_{CM} (с учетом потерь при шихтоприготовлении и выгорании) в интервале $0 \div 1,0$ масс. %. Компоненты шихты подвергали механической активации в течение 72-х ч. Условия ее проведения соответствовали описанному в [2]. Температура нагрева механоактивированных шихт в оболочках из фольги сплава Х20Н80-Н ГОСТ 12766.2 – 77 перед ГШ ($T_{ГШ}$) составляла 1200 °С [3]. Возможность применения предварительной ТО микролегированных ГДПС для снятия внутренних напряжений, приближения структурного состояния к равновесному, увеличения однородности структуры [4] была ограничена вероятностью объемной и граничной диффузии атомов микродобавки от межчастичных поверхностей в глубь частиц и зерен и соответствующего ухудшения качества сращивания [2]. Поэтому предварительный отжиг образцов не проводился, а стабилизация структуры была обеспечена повышением температуры аустенитизации при нагреве перед ТО и ВТМО (950 °С). Последеформационное термическое упрочнение осуществляли по двум схемам: закалка с 950 °С в 10%-ном водном растворе

NaCl с последующим низким отпуском при 200 °С, 1 ч; ВТМО непосредственно после ГШ (степень пластической деформации 35 – 40 %), $T_{ГШ} = 1200$ °С. Подогрев подстуженных деформированных образцов перед закалкой проводили при 950 °С, 3 мин, а последующий низкий отпуск – при 200 °С, 1 ч.

Качество межчастичного сращивания оценивали по величине вязкости разрушения K_{Ic} , которую определяли в процессе испытаний на изгиб при – 196 °С в соответствии с методикой [5, 6]. Механические свойства при растяжении (предел прочности σ_b , относительное удлинение δ , относительное сужение ψ) и ударную вязкость KC определяли по стандартным методикам.

Зависимости K_{Ic} (C_{CM}) термообработанных ГДПС с микродобавками алюминия имеют экстремальный характер, аналогичный описанному ранее для образцов в состоянии после ГШ (рис. 1, кривая 1) [3].

Улучшение качества межчастичного сращивания и соответствующий рост значений K_{Ic} при увеличении C_{CM} в интервале 0 ÷ 0,2 масс. % связаны с восстановлением поверхностных оксидов углеродом в процессе нагрева перед ГШ. Дальнейшее повышение C_{CM} до 1,0 масс. % обусловило снижение показателей K_{Ic} , вызванное охрупчивающим воздействием продуктов распада аустенита. Значения K_{Ic} микролегированных ГДПС существенно превышают соответствующие характеристики образцов-свидетелей (кривая 2). Помимо улучшения качества межчастичного сращивания немаловажным оказалось тормозящее влияние алюминия на растворимость углерода в железе. Известно, что вокруг атомов Al и Si, растворенных в жидком или твердом железе по типу растворов замещения, образуется «углеродный вакуум» [7]. Это обуславливает формирование прослойки бейнита, прилегающей к межчастичной поверхности сращивания (МЧПС). В зависимости от C_{CM} микротвердость бейнита изменяется в интервале 360 – 450 HV. В структуре образцов-свидетелей бейнитная прослойка отсутствует. Следует отметить, что ранее формирование ферритной или бейнитной прослойки вблизи МЧПС наблюдалось на образцах углеродистых ГДПС, полученных на основе измельченной стружки стали У8, а также на модельных образцах «сталь Ст. 3 – порошок Al/ПА-4», в состоянии после ГШ [8, 9]. Отсутствие такой прослойки в структуре исследованных в настоящей работе образцов-свидетелей после ТО связано, по всей видимости, с выравниванием состава зерен и частиц по углероду в процессе аустенитизации.

Зависимости характеристик прочности и пластичности микролегированных ГДПС и образцов-свидетелей имеют монотонный характер. Можно отметить некоторое увеличение значений σ_s в результате микролегирования (Рис. 1, ср. кривые 3 и 4). Повышение показателей K_{IC} , δ и ψ оказалось существеннее, так как последние в большей степени зависят от качества межчастичного срачивания (кривые 5 - 10) [10]. Влияние углерода на значения σ_s , δ , ψ , K_{IC} связано, как и в компактных сталях, с упрочнением твердого раствора и образованием продуктов распада аустенита. В низкоуглеродистых сталях основной фон структуры – бейнит с микротвердостью 360 – 390 HV. При повышении C_{CM} возрастает количество мартенситной составляющей. Структура среднеуглеродистых сталей – бейнито-мартенсит (600 – 700 HV) и остаточный аустенит. Мартенсит крупноигольчатый, соответствует 9-му баллу (шкала № 3 ГОСТ 8233 – 56). В высокоуглеродистых сталях наблюдается мелкоигольчатый мартенсит (балл 3 – 5, 750 – 780 HV) с остаточным аустенитом.

Описанные выше результаты свидетельствуют о том, что микролегирование алюминием обеспечивает повышение структурно чувствительных характеристик ГДПС после ТО. На устойчивость переохлажденного аустенита и прокаливаемость качество межчастичного срачивания существенного влияния не оказывает. В работе [11] отмечалось, что фазовое превращение в первую очередь инициируется в термодинамически неустойчивых зонах – на старых межчастичных границах (после миграции МЧПС в глубь зерен частицы – Д.В.Ю., К.Х.С.). Следовательно, скорость распада аустенита при охлаждении определяется, в основном, количеством примесей и дефектов структуры, которое в малой степени зависит от качества срачивания, улучшаемого за счет микролегирования.

Зависимости $K_{IC}(C_{CM})$ микролегированных ГДПС после ВТМО имеют экстремальный характер (Рис. 2, кривая 1). Как и в случае термообработанных образцов максимум K_{IC} наблюдается при $C_{CM} = 0,2$ масс. %. Однако его абсолютное значение оказалось на ~ 16 % выше. Проведение ВТМО вызвало также некоторое увеличение показателей K_{IC} образцов-свидетелей по сравнению с состоянием после ТО (рис. 2, кривая 2). Тем не менее, они не достигли уровня микролегированных ГДПС.

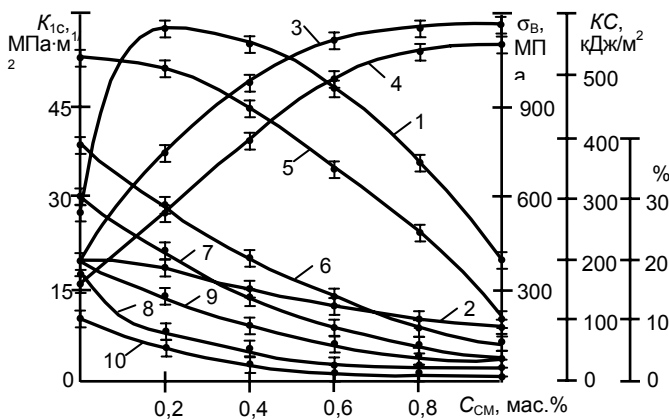


Рис. 1. Зависимости механических свойств ГДПС после ТО от содержания углерода: 1, 3, 5, 7, 9 – образцы с микродобавкой 0,27мас.% Al; 2, 4, 6, 8, 10 – образцы-свидетели углеродистых ГДПС. 1, 2 – $K_{IC,1}$; 3, 4 – σ_B ; 5, 6 – $KС$; 7, 8 – ψ ; 9; 10 – δ

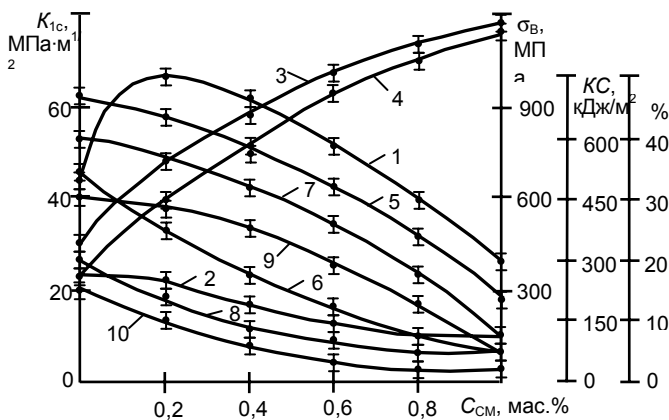


Рис. 2. Зависимости механических свойств ГДПС после VTMO от содержания углерода. Обозначения кривых соответствуют указанным на Рис. 1.

Характер зависимостей σ_s , KC , δ , ψ (C_{CM}) не отличается существенным образом от описанного выше для термообработанных ГДПС. Анализ результатов, представленных на Рис.2, свидетельствует о том, что проведение ВТМО не оказало заметного влияния на прочность всех исследованных ГДПС (кривые 3, 4). В противоположность этому можно отметить ощутимый положительный эффект ВТМО по отношению к показателям пластичности. В частности, для среднеуглеродистой микролегированной стали ПК40 ($C_{CM} = 0,4$ масс. %) значения KC увеличились в среднем на 20 %, ψ – на 129 %, δ – в 3,3 раза. Проведение ВТМО позволило также существенно повысить пластические свойства образцов-свидетелей, хотя их абсолютные показатели оказались ниже соответствующих показателей микролегированных ГДПС.

Структура ГДПС после ВТМО в целом имеет вид, аналогичный описанному выше для состояния после ТО. Отличие заключается в некотором повышении дисперсности продуктов распада аустенита. Значения микротвердости бейнита низкоуглеродистой микролегированной ГДПС составили 380 – 410 *HV*. Мартенсит, образовавшийся при ВТМО средне- и высокоуглеродистых микролегированных ГДПС – мелкоигльчатый, с микротвердостью 750 – 850 *HV* (балл 3 - 5). В структуре сталей наблюдаются прослойки феррита (низкоуглеродистая сталь) или бейнита (средне- и высокоуглеродистые стали), прилежащие к МЧПС, обогащенным алюминием.

Улучшение показателей механических свойств образцов после ВТМО связано с влиянием нескольких факторов. При ВТМО, как и при ТО, обеспечиваются условия для сохранения дефектной субструктуры материала частиц, сформировавшейся в процессе механоактивации и ГШ. Кроме того, за счет совмещения процессов протекания фазовых превращений и деформации уменьшаются напряжения II-го рода. В результате рентгеновского анализа установлено, что у термообработанных образцов микролегированной ГДПС ($C_{CM} = 0,4$ масс. %) величина микродеформации $\Delta a/a$ – 0,32 %; размер областей когерентного рассеяния (ОКР) D – 20 нм; плотность дислокаций ρ_d – $7,5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Для аналогичных по составу образцов после ВТМО эти значения составили, соответственно, 0,12 %; 19 нм и $8,3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Снижение напряжений II-го рода обуславливает уменьшение охрупчивающего влияния продуктов распада аустенита как в объеме материала, так и в зонах, прилежащих к МЧПС. Это обеспечивает возможность более полной реализации эффекта

улучшения качества межчастичного сращивания за счет микролегирования алюминием. В образцах-свидетелях последний фактор не действовал, поэтому, несмотря на улучшение показателей пластичности, значения K_{1c} существенно не повысились.

Выводы:

1. Наличие алюминия в зонах межчастичных контактов способствует формированию в структуре ГДПС после ТО и ВТМО прослоек феррита (низкоуглеродистая сталь) или бейнита (средне- и высокоуглеродистые стали), что снижает охрупчивание МЧПС.

2. Оптимальное сочетание показателей механических свойств и качества межчастичного сращивания микролегированных алюминием углеродистых ГДПС обеспечивает ВТМО.

3. Снижение напряжений II-го рода при ВТМО за счет совмещения процессов протекания фазовых превращений и деформации обуславливает уменьшение охрупчивающего влияния продуктов распада аустенита и создает условия для более полной реализации эффекта улучшения качества межчастичного сращивания при микролегировании алюминием.

Литература:

1. Дорофеев В.Ю. Некоторые особенности формирования структуры и свойств горячедеформированных порошковых материалов на основе железа, микролегированных алюминием / В.Ю. Дорофеев, Х.С. Кочкарова // Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: Матер. докл. 8-й междунаро. науч.-техн. конф., Минск, Беларусь 27 – 28 мая 2008 г. – Минск: Институт порошковой металлургии ГНПО ПМ, 2008. – С. 22 – 24.
2. Дорофеев В.Ю. Влияние механической активации исходных компонентов шихты на качество межчастичного сращивания микролегированных алюминием горячедеформированных порошковых материалов на основе железа / В.Ю. Дорофеев, Х.С. Кочкарова // Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка. В 2-х ч. Ч. 2. Матер. междунар. симп., провод. в рамках 12-й междунар. выставки «Порошковая металлургия - 2009», 8-й междунар. выставки «Сварка и резка - 2009», междунар. спец. салона «Защита от коррозии. Покрытия - 2009», Минск. 25 – 27 марта 2009 г., Институт порошковой металлургии ГНПО ПМ НАН Беларуси, 2009 г. – Минск: Институт порошковой металлургии, 2009. – С. 56 – 65.
3. Дорофеев В.Ю. Влияние микродобавок алюминия на структуру и механические свойства углеродистых горячедеформированных порошковых сталей / В.Ю. Дорофеев, Х.С. Кочкарова // Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: Матер. докл. 9-й междунаро. науч.-техн. конф., Минск, Беларусь 29 – 30 сентября 2010 г. – Минск: Институт порошковой металлургии ГНПО ПМ, 2010. – С. 49 – 51.
4. Дорофеев Ю.Г. Конструкционные порошковые материалы и изделия / Ю.Г. Дорофеев, Л.Г. Мариненко, В.И. Устименко. – М.: Металлургия, 1986. – 144 с.

5. Драчинский А.С. Влияние пористости на трещиностойкость порошкового железа / А.С. Драчинский, А.Е. Кушевский, А.В. Перепелкин и др. // Порошковая металлургия. – 1982. - № 12. – С. 80 – 84.
6. Драчинский А.С. Влияние масштабного фактора на результаты определения механических свойств порошковых материалов на основе железа / А.С. Драчинский, А.Е. Кушевский, Т.Ф. Мозоль, Ю.Н. Подрезов // Порошковая металлургия. – 1983. - № 3. – С. 88 – 94.
7. Чугун: справ. изд. / Под ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова. – М.: Металлургия, 1991. – 576 с.
8. Дорофеев Ю.Г. Структура межчастичных зон сращивания в порошковых углеродистых сталях / Ю.Г. Дорофеев, В.Ю. Дорофеев, Ю.В. Дыбов, С.Н. Егоров // Порошковая металлургия. – 1991. - № 4. – С. 29 – 34.
9. Емельянов В.В. Структура зоны сращивания композиции сталь – алюминий – сталь / В.В. Емельянов, С. Н. Егоров, М.Б. Дамаскина // Концепция современного развития автомобилестроения и эксплуатации транспортных средств: Матер. Всерос. науч.-техн. конф. / Юж.-Рос. гос. техн. ун-т. – Новочеркасск: ЮРГТУ, 2002. – С. 123 – 126.
10. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование в металлокерамике. - М.: Металлургия, 1972. – 176 с.
11. Анциферов В.Н. Структурная наследственность порошковых сталей / В.Н. Анциферов, Н.Н. Маслеников, С.Н. Пещеренко, С.Н. Боброва, А.П. Тимохова. – Пермь: РИТЦ ПМ, 1996. – 122 с.

ПОРОШКОВЫЕ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫЕ КОМПОЗИЦИИ, ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫЕ МОЛИБДЕНСОДЕРЖАЩИМИ УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ

ДУБКОВА В. И.¹, КРУТЬКО Н. П.¹, МИНКЕВИЧ Т. С.¹,
КОМАРЕВИЧ В. Г.¹, КУКАРЕКО В. А.²

¹*Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, тел.:(+375 17) 284-27-08; e-mail: dubkova@igic.bas-net.by*

²*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, тел.: (+375 17) 284-24-05*

Введение. В общем объеме потребления конструкционных материалов в настоящее время наблюдается тенденция опережающего роста доли термопластов, армированных углеродными, полимерными и другими непрерывными волокнами с объемным содержанием до 70 %. Стимулом для этого является постоянно растущая потребность в таких материалах авиационной и судостроительной промышленности, автомобилестроении, производстве медицинской, спортивной и другой техники, нуждающейся в лёгких материалах, комплексно удовлетворяющих ши-

рокому спектру эксплуатационных требований. Большая востребованность в такого рода материалах ставит задачу разработки эффективных современных методов технологического регулирования физико-механических и других функциональных свойств получаемых материалов [1]. Как известно, одной из основных проблем при производстве высоконаполненных термопласт-композитов является недостаточная монолитность, которая обусловлена сложностью совмещения компонентов – пропитки наполнителя высоковязкими термопластичными связующими, причём не только в виде расплавов, но и в растворном состоянии. Поэтому в условиях низкой эффективности жидкофазной пропитки волокнистых наполнителей в последнее время интенсивно разрабатывается и получила практическое применение технология твердофазного совмещения компонентов термопластичных композиций. Сущность этой технологии заключается в предварительном максимальном сближении поверхности наполнителя и самого термопластичного связующего (в виде порошка, плёнки или волокон) таким образом, чтобы при последующем их плавлении в процессе формирования изделия протяженность течения расплава была минимальной, обеспечивая монолитность армированных термопластов при энергетически выгодных условиях сокращенного температурно-механического воздействия.

Постановка задачи. Основываясь на вышеизложенном, в ИОНХ НАН Беларуси разработан новый способ получения высоконаполненных термопластичных углепластиков по порошковой технологии. В данной работе представлен один из вариантов составов разработанных композиций на основе полиметилметакрилата (ПММА) и дискретных молибденсодержащих углеродных волокон (Мо-УВ) со степенью наполнения до 87 мас. %. Соединения молибдена, как известно, могут являться модификаторами трения [2]. Полиметилметакрилат, являющийся одним из наиболее технологичных полимеров, легко подвергается переработке прессованием, литьем под давлением, применяется в различных отраслях промышленности, строительстве и, как конструкционный полимер, широко используется в нанотехнологии, при проведении взрывных испытаний. В частности, ПММА в [3] относят к идеальным материалам для оболочек слоистых сферических мишеней. Широкий диапазон использования этого полимера объясняется сочетанием в нем ряда ценных свойств: атмосферной и химической стойкости, способности поглощать

механические и звуковые колебания и др. Недостатком полиметилметакрилата является малая поверхностная твердость материала, что в ряде случаев ограничивает его применение. Поэтому актуальной задачей является повышение твердости ПММА наряду с приданием ему специальных свойств.

Мо-УВ синтезировали по методике, описанной в [4]. Криогенно измельченный ПММА смешивали с заданным количеством дискретных углеродных волокон в механоактиваторе. Образцы композитов получали компрессионным прессованием полученной сухой смеси полимера и наполнителя при температуре 190 °С и давлении 15 МПа. Для сравнения в тех же условиях формировали композиции ПММА с немодифицированными УВ, полученными в тех же условиях карбонизации, что и Мо-УВ.

Структуру и свойства композиционных материалов изучали с использованием электрофизического, термомеханического, дифференциально-термического методов анализа и гостированных методов испытаний их механических свойств. Триботехнические испытания в условиях сухого трения проводили по схеме возвратно-поступательного перемещения на автоматизированном трибометре АТВП, оснащенный устройством для измерения коэффициента трения. Контртело – закаленная сталь У8 (HV=8000 МПа), номинальное давление 3 МПа, средняя скорость перемещения образца относительно контртела $\approx 0,1 \text{ м} \cdot \text{сек}^{-1}$.

Результаты и обсуждение. На рисунке 1 показано изменение удельного объемного электрического сопротивления ПММА при возрастающей степени наполнения его немодифицированными углеродными волокнами и Мо-УВ. Видно, что в зависимости от концентрации наполнителей получаемые композиционные материалы обладают широким диапазоном электрофизических показателей и могут быть как диэлектриками, так и проводниками. При этом проявляются различия в характере изменения удельного объемного электрического сопротивления (ρ_v) при последовательном увеличении содержания молибденсодержащих и немодифицированных УВ. Если при введении последних наблюдается монотонное понижение удельного объемного электрического сопротивления, то в композициях с Мо-УВ первоначально имеет место повышение ρ_v при введении их до 30 мас. %, т. е., данные указывают на повышение диэлектрических характеристик ПММА несмотря на введение в композицию электропроводящего наполнителя. При дальнейшем повышении содержания Мо-УВ ρ_v постепенно снижается до уровня антистатиче-

ских, а затем электропроводящих материалов, оставаясь всегда выше для ПММА с тем же содержанием немодифицированных УВ. Повышение ρ_v , когда в композиции ещё не образуется физическая сетка самого наполнителя, обусловлено физико-химическими процессами, протекающими на границе раздела фаз наполнитель-полимер при формировании композиции. О взаимодействии ПММА с активными молибденсодержащими поверхностными центрами углеродного волокна свидетельствуют данные дифференциально-термического анализа. На кривых ДТА композиции ПММА с Мо-УВ отчётливо проявляется новый экзотермический эффект в области температур, когда ни для отдельных её компонентов, ни для композиции ПММА с немодифицированными УВ таковой не наблюдается.

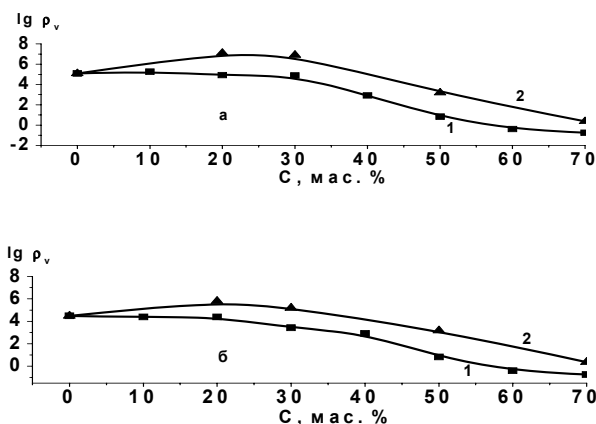


Рис. 1. Логарифм удельного объемного электрического сопротивления ПММА при различных степенях наполнения УВ немодифицированными (1) и Мо-УВ (2) на частоте 100 Гц (а) и 1 кГц (б)

Ограничение подвижности сегментов и больших структурных элементов цепей полимера в поверхностном слое, свойственное для большинства наполненных полимеров, а также дополнительное структурирование ПММА в пограничной зоне под влиянием вводимых металлсодержащих углеродных волокон с развитой поверхностью объясняет наблюдаемое значительное повышение времён диэлектрической релаксации макромолекул ПММА в его композициях с Мо-УВ (табл.) и смещение темпера-

туры стеклования композиции по температурной шкале в сторону увеличения на 10 °С – 27 °С, достигая 133 °С при наполнении ПММА 70 мас. % Мо-УВ (рис. 2). Теплостойкость по Вику в композициях полимера с Мо-УВ также возрастает и может достигать 145 °С, что расширяет рабочий диапазон температур эксплуатации изделий из разработанных составов.

Таблица

**Подвижность электрических диполей в ПММА
ненаполненном и в композиции с Мо-УВ**

Содержание Мо-УВ, мас %	Время диэлектрической релаксации, с.10 ⁶ , на частоте		
	100 Гц	1 кГц	10 кГц
–	14,83	2,82	0,21
30	688,5	73,65	4,65

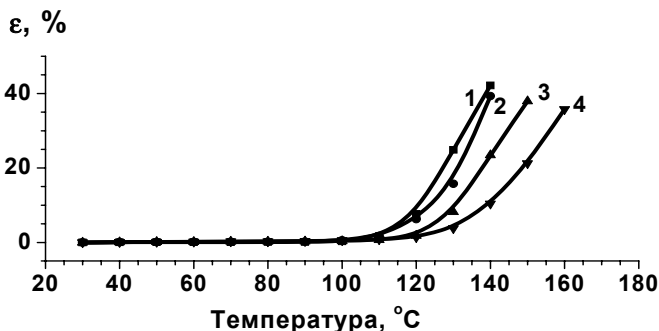


Рис. 2. Термомеханические кривые ПММА ненаполненного (1) и наполненного 30 мас.% (2), 50 (3) и 70 мас. % (4) Мо-УВ

Исследования показали, что введение Мо-УВ в ПММА приводит к повышению физико-механических его показателей. Плотность композиционных материалов увеличивается в 1,1-1,37 раз, динамический модуль упругости по сравнению с полимером ненаполненным возрастает в 1,4-2,1 раз, твёрдость по Виккерсу в 1,2-2,7 раза. При этом следует отметить, что наибольшие увеличения наблюдаются именно при высоких степенях наполнения полимера Мо-УВ, то есть, когда большая часть полимера переходит в поверхностный слой.

На рисунке 3 представлены зависимости изменения коэффициента трения в условиях трения композиций ПММА с Мо-УВ без смазочного материала по стали. Можно видеть, что введение в ПММА молибденсодержащих УВ приводит к существенному снижению коэффициента трения скольжения. Это позволяет

применять разработанные высоконаполненные композиции ПММА с Мо-УВ в качестве антифрикционных материалов различных узлов конструкций.

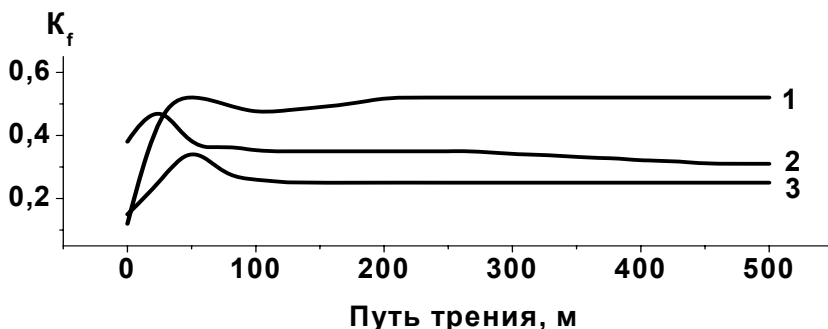


Рис. 3. Зависимость коэффициента трения от пути трения для композиций ПММА с 30 мас. % (1), 50 (3) и 70 мас. % (2) Мо-УВ

Выводы. Проявляемые улучшенные и новые свойства высоконаполненных композитов на основе полиметилметакрилата и молибденсодержащих углеродных волокон (повышение теплоустойчивости, твёрдости, электрофизические показатели от диэлектрика до проводника, износостойкость и антифрикционные свойства) позволяют рассматривать их как перспективный материал функционального назначения для различных областей науки, техники и промышленности.

Литература:

1. Головкин Г. С.. Специфика регулирования механических свойств армированных термопластов // Пластические массы. 2008.– № 12.– С. 4-8.
2. Суслов А. Ю., Бакуние В. Н., Кузьмина Г. Н.. Синтез и трибологические свойства наночастиц трисульфида молибдена –представители нового класса модификаторов трения // Нефтехимия. 2003 – Т.43, №3. – С. 214-218.
3. Куготова А. М., Кунижев Б. И., Ахриев А. С. и др. Разрушение полиметилметакрилата при мощных импульсных воздействиях // Избранные труды «Поликонденсационные реакции и полимеры». – Нальчик. – 2008.– С. 86-108.
4. Ермоленко И. Н., Люблинер И. П., Гулько Н. В. Элементосодержащие угольные волокнистые материалы – Мн.: Наука и техника, 1982.– 271 с.

ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПРЕПРЕГОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНОЙ НИТИ С ПРОПИТКАМИ БАКЕЛИТОВОЙ СМОЛОЙ И КАМЕННУГОЛЬНЫМ ПЕКОМ

ИЛЬЮЩЕНКО А.Ф.¹, ПЕТЮШИК Е.Е.¹, ПРОХОРОВ О.А.²,
ДРОБЫШ А.А.³

¹ *Государственное научно-производственное объединение
порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь*

² *Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь*

³ *Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь*

Композиционные материалы, армированные углеродной нитью, применяются в качестве носителей катализаторов, подшипников скольжения, тормозных дисков, нагревателей, тепловых экранов, чехлов для термопар и других деталей высокотемпературной техники.

Процесс получения изделий на основе таких композитов включает следующие основные стадии: изготовление препрегов или преформ (предварительно сформованных пористых заготовок) методами послойной укладки, плетения, намотки; трехмерную сборку (при необходимости получения изделий сложной конфигурации); пропитку пористого каркаса матричным материалом; термическую обработку; механическую обработку для получения конечного изделия требуемых размеров, формы, точности исполнения. В зависимости от назначения пропитка может осуществляться полимерными материалами, расплавами металлов, или, в случае изготовления углерод-углеродных композитов, материалами, формирующими в процессе пиролиза в вакууме или защитной атмосфере углеродную матрицу (фенолформальдегидные, эпоксидные и фулфуриловые смолы, пеки и т.д., характеризующиеся содержанием остаточного углерода на уровне 55–75 %) [1, 2].

Особенностью изготовления препрегов цилиндрической формы методом намотки углеродной нити является потребность в применении твердеющего связующего материала, обеспечивающего возможность перемещения заготовок на различных операциях без деформаций и разрушения. В качестве такого связующего хорошо зарекомендовал себя спиртовой раствор бакелита [3].

На предыдущих этапах исследования мы использовали связующие с относительно высоким содержанием бакелита (с весовым соотношением бакелит / этиловый спирт – 45/55). Была отмечена склонность бакелитовых связок формировать в образцах поры закрытого типа, снижая тем самым проницаемость композита, тогда как для получения конечного материала с высокими прочностными характеристиками требуются препреги с максимально возможной плотностью материала и большим объемом открытых пор для последующей пропитки целевыми компонентами.

Целью настоящей работы является, в первую очередь, исследование процессов формирования пористых препрегов, получаемых намоткой углеродной нити на цилиндрическую оправку с применением связующих относительно невысокой концентрации бакелита, оценка плотности и пористости получаемых образцов, возможности дальнейшей использования полученных образцов.

Исследовали образцы, полученные крестовой намоткой углеродной нити Урал Н-70 со связующими, содержащими от 2 до 7 % бакелита (таблица 1). После намотки образцы снимали с оправки без предварительной сушки. В ходе экспериментов установлено, что введение в состав связующего порошка графита способствовало повышению прочности заготовок, облегчало их съем с оправок без разрушения. Часть образцов состава №2 без добавок графита разрушилась в ходе экспериментов.

Отверждение связующего проводили на воздухе при температуре 200 °С в течение 1 часа. Затем часть образцов пропитывали расплавом высокотемпературного каменноугольного пека при нормальном давлении в течение 15 минут. Пиролиз связующего и матричного материала проводили в вакууме при температуре 1300 °С в течение 0,5 часа.

Для сравнения исследовали также образцы, полученные с применением бакелитовой связки, содержащей 45 % бакелита. В этом случае для пропитки использовали также бакелитовую смолу того же состава, что и связующее. Пропитке подвергали образцы после предварительного пиролиза связующего. Пропитку проводили в вакууме при комнатной температуре в течение 6 часов.

Проводили исследование характеристик образцов после отверждения связующего, пиролиза, а также пропитки с последующим пиролизом. Пикнометрическую плотность материалов ρ_m определяли гидростатическим взвешиванием образцов, пропитанных водой в вакууме в течение 6 часов; кажущуюся плотность ρ – гидростатическим взвешиванием парафинированных образ-

цов. Открытую пористость Π_o вычисляли путем отношения объема материала к полному объему образца.

Таблица

Зависимость характеристик образцов от технологической схемы их изготовления

Состав связующего, вес.% (бакелит/ этиловый спирт/ графит)	Технологическая схема, массовая доля во- локна η , %	ρ_m , г/см ³	ρ , г/см ³	Π_o , %
№ 1: 2/90,5/7,5	отверждение (отв.), $\eta = 95$ %	1,44	0,8	44
	отв. → пиролиз (пир.), $\eta = 96$ %	1,44	0,8	44
	отв. → пропитка пеком (пр. пек) → пир. $\eta = 59$ %	1,56	0,9	42
№ 2: 4/96/0	отв., $\eta = 96$ %	1,42	—	—
	отв. → пир., $\eta = 98$ %	1,42	0,8	42
	отв. → пр. пек. → пир., $\eta = 67$ %	1,55	0,9	41
№ 3: 3,5/89/7,5	отв., $\eta = 94$ %	1,33	0,8	38
	отв. → пир., $\eta = 95$ %	1,45	0,8	44
	отв. → пр. пек. → пир., $\eta = 57$ %	1,57	0,9	43
№ 4: 7/86/7	отв., $\eta = 92$ %	1,44	0,9	41
	отв. → пир., $\eta = 95$ %	1,44	0,8	42
	отв. → пр. пек. → пир., $\eta = 66$ %	1,52	1,0	37
№ 5: 45/55/0	отв., $\eta = 80$ %	1,33	1,0	26
	отв. → пир., $\eta = 84$ %	1,52	1,0	36
	отв. → пир. → пр. бакелитом → пир., $\eta = 77$ %	1,52	1,0	34
	отв. → пир. → пр. пек → пир., $\eta = 79$ %	1,52	1,0	32

При отжиге углеродной нити без связующего на воздухе при температуре 200 °С углеродное волокно теряет ~ 1,5 % массы. Это связано с удалением аппрета, нанесенного на поверхность нити при ее производстве. В результате последующего пиролиза в вакууме при температуре 1300 °С также наблюдали потерю массы. Таким образом, в результате полного цикла термообработки масса нити составила 97,4 % от первоначальной. Дальнейшая термическая обработка нити по указанным режимам как на воздухе, так и в вакууме не приводила к каким либо существенным изменениям ее

массы. Полагая, что в образце со связующим углеродная нить ведет себя подобным образом и зная исходную массу нити в образце, можно рассчитать массовую долю углеродного волокна η на каждой стадии обработки.

Отличительной особенностью композитов, армированных непрерывным углеродным волокном, является незначительная усадка образцов в процессе термической обработки. Это связано с тем, что несущий углеродный каркас обладает жесткостью формы, обусловленной изначально способом формирования тела намотки.

При пиролизе происходит термическое разложение связующего с переносом части материала (до 40 %) в газовую фазу и удалением из образца. При этом плотность пироуглерода, полученного разложением пека с плотностью $1,36 \text{ г/см}^3$, увеличивается и приближается к теоретической плотности $\sim 2 \text{ г/см}^3$, а пикнометрическая плотность пироуглерода, полученного из бакелита может даже несколько снижаться за счет наличия пор закрытого типа. В обоих случаях наблюдается повышение открытой пористости в образцах.

Само волокно также содержит поры. При плотности графита $\sim 2,1 \text{ г/см}^3$ пористость углеродного волокна составляет 31 – 33 %. Эти поры в состоянии поставки практически полностью закрыты аппретом, а при пиролизе связующего частично заполняются пироуглеродом. Поэтому точно рассчитать объемные доли компонентов и их плотности не представляется возможным.

В ходе пропитки расплавом пека наблюдали самопроизвольное деформирование образцов составов № 1 – 3, содержащих невысокое количество связующего. Искажения формы образцов составов № 4 и 5, содержащих свыше $\sim 7 \%$ бакелита не наблюдали (рис. 1).

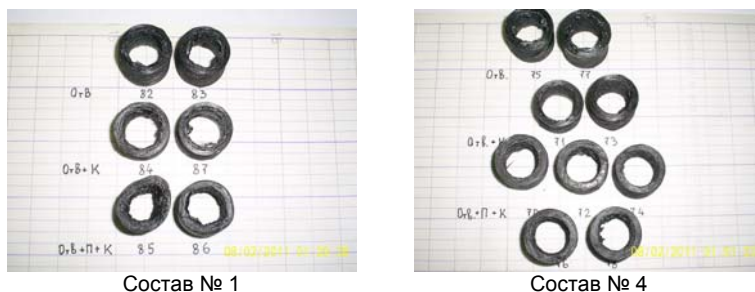


Рис. 1. Фотографии образцов, содержащих различное количество связующего: верхний ряд – после отверждения связующего; второй – после пиролиза; нижние – после пропитки пеком и пиролиза

С другой стороны, увеличение содержания бакелита в связке приводит к снижению пикнометрической плотности материала и общего объема пор, пригодного для последующего заполнения целевыми компонентами.

Таким образом, установлено, что применение в качестве связующего спиртового раствора содержащего ~7 % бакелита с добавкой графита позволяет получать пористые заготовки, пригодные для пропитки матричным материалом.

Литература:

1. Morgan, P. Carbon fibers and their composites / P. Morgan. –Taylor & Francis, 2005. – 1131 p.
2. Ильющенко, А.Ф. Краткий обзор современных методов получения углерод-углеродных композиционных материалов / А.Ф. Ильющенко, Е.Е. Петюшик, О.А. Прохоров, А.А. Дробыш // Сб. Порошковая металлургия (Минск).– 2010.– Вып. 33.–С.127-135.
3. Ильющенко, А.Ф. Получение препрегов на основе углеродного волокна и пиролизованных бакелитовых связок методом намотки / А.Ф. Ильющенко, и др. // Инженерия поверхностного слоя деталей машин: Материалы II междунар. научно-техн. конф. (Минск. 27-28 мая 2010 г.). – Минск: БНТУ, 2010. С. 29-31.

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРНЫХ И ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРИСТЫХ ВОЛОКНОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ МЕДНЫХ ОТХОДОВ

КАПЦЕВИЧ В.М., КУСИН Р.А., ЛИСАЙ Н.К., КОРНЕЕВА В.К.,
КРИВАЛЬЦЕВИЧ Д.И., ЗАКРЕВСКИЙ И.В.,
ЧУГАЕВ П.С., САМКЕВИЧ В.В.

*Белорусский государственный аграрный технический
университет, г. Минск, Беларусь*

Пористые волокновые материалы (ПВМ) по сравнению с пористыми порошковыми материалами (ППМ) обладают рядом существенных преимуществ: большей пористостью, проницаемостью, прочностью, упругостью и пластичностью, более эффективной задерживающей и звукопоглощающей способностью и др. Однако, если технология изготовления ППМ успешно реализована у нас в республике, то технология получения ПВМ не изучена и не используется для изготовления фильтрующих материалов. Это связано с дороговизной и дефицитом исходного сырья - волокон. В настоящее время с интенсивным развитием металлургии и машиностроения в Республике Беларусь имеются

отходы медного кабеля, из которого РУП «Белцветмет» наладил выпуск медной сечки - медных волокон. Все это является хорошей сырьевой основой для выпуска ПВМ. Без существенной дополнительной химической обработки на основе этих отходов возможно изготовление фильтрующих элементов для очистки горюче-смазочных материалов, воды, сточных вод, воздуха и других неагрессивных сред.

Целью работы является изучение структурных и гидродинамических свойств ПВМ и установление взаимосвязи между ними.

Анализ исходного сырья позволяет прийти к заключению, что размеры волокон в состоянии поставки можно характеризовать диаметрами от 0,1 до 1,0 мм и длинами от 1,0 до 10,0 мм. Кроме того, в нем присутствуют осколочные и пластинчатые медные гранулы, а также неметаллические включения. Из практики изготовления ППМ известно, что наилучшим комплексом свойств обладают материалы, изготовленные из порошков узких фракций. Следует ожидать, что при изготовлении ПВМ нужно стремиться к использованию волокон одного размера. Поэтому для разделения волокон на фракции нами использовался ситовый метод отсева на ситах с размерами ячеек 1,6; 1,0; 0,63; 0,4; 0,315 и 0,2 мм. На рисунке 1 приведены фотографии волокон различного гранулометрического состава.

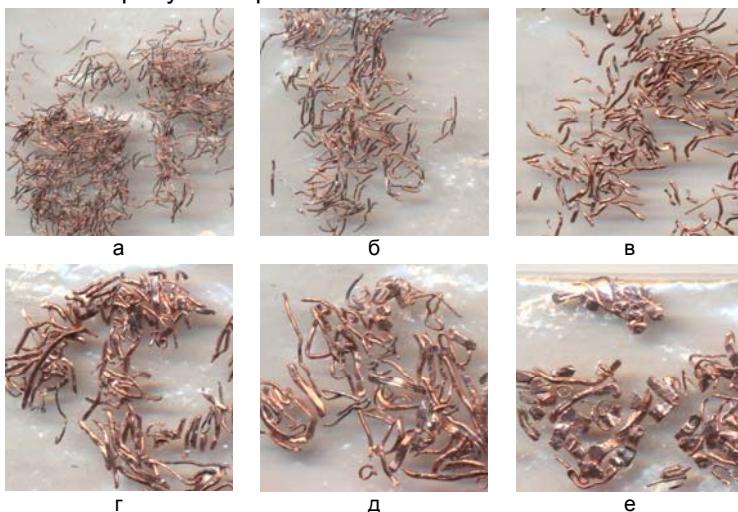


Рис. 1. Фотографии волокон различного гранулометрического состава: а – менее $(-0,2...+0,1)$, б – $(-0,315...+0,2)$, в – $(-0,4...+0,315)$, г – $(-0,63...+0,4)$, д – $(-1,0...+0,63)$, е – $(-1,6...+1,0)$ мм

Образцы в форме дисков диаметром 30 мм и толщиной 5 мм из медных волокон следующего фракционного состава: $(-0,2...+0,1)$, $(-0,315...+0,2)$, $(-0,4...+0,315)$, $(-0,63...+0,4)$, $(-1,0...+0,63)$, $(-1,6...+1,0)$ мм прессовались в стальной пресс-форме при различных давлениях прессования, спекались в электропечи в атмосфере эндогаза при температуре спекания 1010 ± 10 °С. Время прохождения образцами зоны нагрева печи составляло 1,5 ч.

Структурные и гидродинамические свойства образцов определяли: пористость образцов - расчетным методом по ГОСТ 18898-89, размеры пор - методом вытеснения жидкости по ГОСТ 26849-93, коэффициент проницаемости - по ГОСТ 25283-93. Равномерность порораспределения характеризовали параметром A , равным отношению среднего размера пор к максимальному.

В таблице приведены установленные структурные (пористость Π , максимальные $d_{\text{п max}}$ и средние $d_{\text{п ср}}$ размеры пор) и гидродинамические (коэффициент проницаемости k) свойства экспериментальных образцов ПВМ из медных волокон в зависимости от размера волокон d_b и давления прессования P , на рисунке 2 представлены зависимости структурных и гидравлических свойств от давления прессования, а на рисунках 3, 4 - взаимосвязь структурных и гидродинамических свойств ПВМ из медных волокон различных фракций.

Таблица 1

**Структурные и гидродинамические свойства
экспериментальных образцов ПВМ из медных волокон**

№п/п	d_b , мм	P , МПа	Π , %	$d_{\text{п max}}$ мкм	$d_{\text{п ср}}$ мкм	k , мкм ²	A
1	2	3	4	5	6	7	8
1	$(-0,2...+0,1)$	200	20,4	29	11	0,6	0,38
2		125	32,0	43	18	3,2	0,42
3		75	40,8	57	24	7,1	0,42
4		40	51,1	71	32	15,9	0,45
5		15	62,0	107	40	31,6	0,37
1	$(-0,315...+0,2)$	200	20,4	43	23	3,2	0,54
2		120	31,8	86	32	10,1	0,37
3		70	42,2	120	43	23,8	0,36
4		35	52,3	164	54	46,7	0,33
5		15	59,1	210	66	80,3	0,31
1	$(-0,4...+0,315)$	220	19,6	58	37	8,3	0,64
2		130	31,2	107	52	26,1	0,49
3		70	42,0	142	70	63,2	0,49
4		35	48,9	206	83	106,2	0,40

1	2	3	4	5	6	7	8
1	(-0,63...+0,4)	215	21,2	72	39	9,8	0,54
2		130	32,6	121	56	31,9	0,46
3		75	41,0	164	77	76,4	0,47
4		40	51,3	243	96	147,5	0,40
1	(-1,0...+0,63)	325	18,2	93	45	11,6	0,48
2		180	30,6	172	63	38,3	0,37
3		90	41,3	205	83	89,4	0,40
1	(-1,6...+1,0)	325	19,6	115	45	12,4	0,39
2		190	30,1	311	68	43,1	0,22

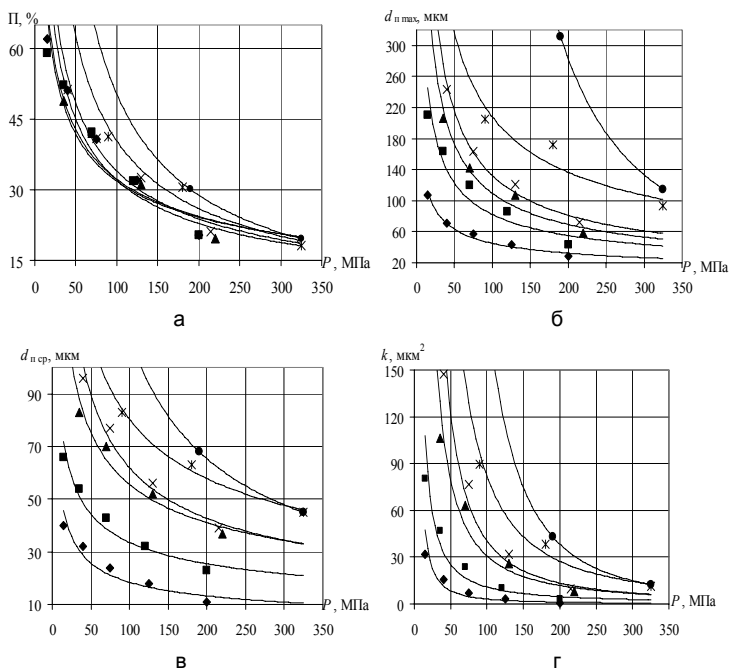


Рис. 2. Зависимости пористости П (а), максимальных $d_{n \max}$ (б) и средних $d_{n \text{ ср}}$ (в) размеров пор, коэффициента проницаемости k (г) от давления прессования ПВМ из медных волокон фракций: $\blacklozenge$ — (-0,2...+0,1), $\blacksquare$ — (-0,315...+0,2), $\blacktriangle$ — (-0,4...+0,315), $\times$ — (-0,63...+0,4), $\circ$ — (-1,0...+0,63), $\bullet$ — (-1,6...+1,0) мм

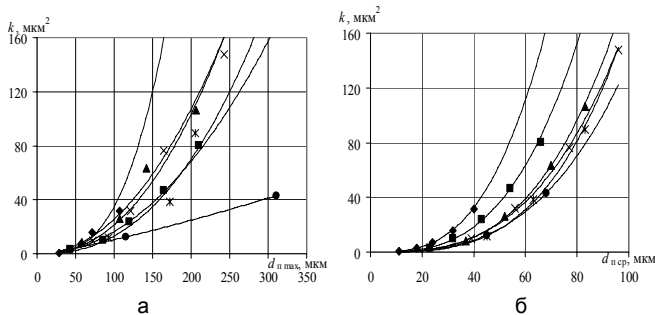


Рис.3. Зависимость коэффициента проницаемости k от максимальных $d_{п max}$ (а) и средних $d_{п ср}$ (б) размеров пор ПВМ из медных волокон фракций:
 ♦ — $(-0,2...+0,1)$, ■ — $(-0,315...+0,2)$, ▲ — $(-0,4...+0,315)$, × — $(-0,63...+0,4)$,
 ж — $(-1,0...+0,63)$, ● — $(-1,6...+1,0)$ мм

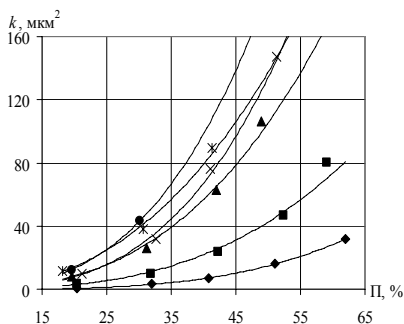


Рис. 4. Зависимость коэффициента проницаемости k от пористости Π ПВМ из медных волокон фракций: ♦ — $(-0,2...+0,1)$, ■ — $(-0,315...+0,2)$,
 ▲ — $(-0,4...+0,315)$, × — $(-0,63...+0,4)$, ж — $(-1,0...+0,63)$, ● — $(-1,6...+1,0)$ мм

Анализ зависимостей структурных и гидродинамических свойств ПВМ, полученных из отходов, показывает возможность варьирования пористостью от 20 до 60 %, максимальными размерами пор - от 30 до 310 мкм, средними - от 10 до 100 мкм и коэффициентом проницаемости - от 1 до 150 мкм², что в конечном итоге позволяет создавать фильтрующие материалы с требуемыми эксплуатационными характеристиками.

ФРАКТАЛЬНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО «Fe-P» МАТЕРИАЛА – АНАЛОГА ТЕХНИЧЕСКОГО ЖЕЛЕЗА, ПОЛУЧЕННОГО ГОРЯЧЕЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКОЙ ПОРИСТОЙ ЗАГОТОВКИ

КЕМ А.Ю.

*Донской государственный технический университет,
г.Ростов-на-Дону, Россия, e-mail: akem@dstu.edu.ru*

Введение. В работах [1-3] показано, что особенности формирования магнитных свойств горячештампованных порошковых магнитно-мягких материалов системы «Fe-P» обусловлены предысторией их получения, влияющей на дефектность структуры, при этом снижение коэрцитивной силы, повышение максимальной и остаточной индукции и коэффициента прямоугольности петли гистерезиса K_H , связано с окислением границ зерен исходных порошков в процессе термо-механического воздействия при горячей штамповке и формированием текстуры деформации.

В тоже время из данных работ [4-6] следует, что аппарат теории фракталов — самоподобных множеств дробной размерности, может использоваться для анализа процессов, протекающих в неупорядоченных средах и приводящих к изменению их структуры, например, формированию деформационного рельефа на поверхности порошкового материала. Методики экспериментального определения фрактальной размерности поверхности порового пространства обсуждаются в [7]. Определение фрактальной размерности поверхности порошковых материалов системы "Al-Cu" с различным содержанием Cu и установление ее связи с процессами спекания проведено в [6]. Однако вопрос о связи магнитных свойств с фрактальными характеристиками поверхности порошковых пористых тел практически не исследован и требует изучения.

Цель настоящей работы - определение фрактальной размерности поверхности и установление ее связи с магнитными свойствами порошковых горячештампованных материалов системы «Fe-P», полученных по различным технологическим схемам.

Материалы и методика эксперимента. В качестве исходного материала, используемого в работе для изготовления образцов порошкового материала системы «Fe-P», применялся порошок марки «PASC60» производства фирмы «Höganäs» Шве-

ция, представляющий собой смесь порошка марки ASC 100.29 и феррофосфора; при этом массовая доля фосфора в образцах составляла 0,59-0,66% [8]. Образцы материалов для исследования магнитных свойств получали по следующим технологическим схемам: образец-тороид 1 - получен холодным прессованием PASC 60 с последующим спеканием прессовки при 1150°C, 2 ч; образец-тороид 2 - получен по технологии образца 1 с использованием горячей штамповки (ДГП) спеченной заготовки, предварительно нагретой до 1100°C (время остывания заготовки 5-7 мин.); образец-тороид 3 - получен по технологии образца 2 с дополнительным отжигом после ДГП при 1100°C, 2 ч; образец 4 - получен холодным прессованием из PASC 60 без спекания, с последующим ДГП при 1100°C (время остывания заготовки 5-7 мин.) и отжигом при 1100°C, 2 ч.

Максимальную индукцию $B_{\max}$ в полях напряженностью (H) до 2500 А/м, остаточную индукцию B_r , коэрцитивную силу H_c , начальную μ_n и максимальную магнитную проницаемость $\mu_{\max}$ определяли по ГОСТ 8.377-80. Методика измерений не отличалась от описанной в [8]. Фрактальность поверхности изучалась с помощью сканирующего зондового микроскопа NT-MTD (Зеленоград). Методом вертикальных сечений Мандельброта [4] полученных изображений определялась фрактальная размерность поверхности D. Размер анализируемого участка поверхности во всех случаях не превышал 40x40 мкм. Фрактальная размерность определялась как модуль тангенса угла наклона среднего участка зависимости L/L_0 (L — длина секущей линии, L_0 — расстояние между точками сканирования) от увеличения в двойных логарифмических координатах. Линейная аппроксимация модуля позволяет считать фрактальную размерность интегральной характеристикой поверхности [4-6].

Результаты и их обсуждение. Подробный анализ влияния предыстории получения образцов исследуемых магнитно-мягких материалов на уровень их магнитных характеристик проведен в работах [1-3, 8], здесь же отметим следующее. Образец-тороид 1 (таблица), не подвергавшийся горячей штамповке, обладает относительно невысоким уровнем магнитной проницаемости и максимальной индукции; у холоднопрессованного образца-тороида 2, подвергнутого горячей штамповке без последующего отжига, величина индукции возрастает, величина максимальной магнитной проницаемости достигает значений примерно 1050 Гс/э, коэрцитивная сила также увеличивается,

достигая значений примерно 300 А/м, что связано с особенностями структуры (Fe-P)-порошковых материалов (пористость+субструктура) и их дефектностью [8].

В то же время применение высокотемпературного отжига материалов после горячей штамповки (образцы-тороиды 3,4) позволяет не только увеличить значения максимальной индукции материала (для данного $H_{\max}$), его остаточной индукции и магнитной проницаемости, но и существенно (до 100 А/м) уменьшить коэрцитивную силу. Из полученных данных следует, что магнитные свойства порошкового материала являются структурно-чувствительными и существенно зависят от технологических режимов изготовления образцов, при этом пористость не является основным фактором, определяющим уровень магнитных свойств. Отмеченные нами особенности формирования магнитных свойств удовлетворительно согласуются с результатами атомно-силовых исследований изменения состояния поверхности образцов материалов методом сканирующей зондовой микроскопии. Трехмерная реконструкция поверхности одного из образцов представлена на рис.1, а линия сканирования участка его поверхности - на рис.2.

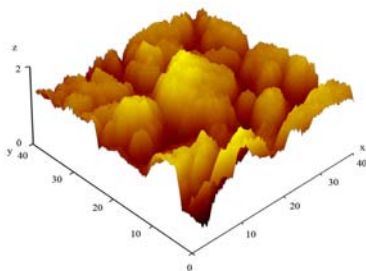


Рис.1. Реконструкция трехмерного изображения участка поверхности образца-тороида 2

Установлено, что повышение степени деформационно-термического воздействия на испытываемые образцы приводит к немонотонному изменению величины фрактальной размерности. Так, например, для образца-тороида 1 величина среднего значения показателя фрактальной размерности «D» составляет «1,340608», а для образцов 2, 3, 4 «1,302624», «1,151201» и «1,216276» соответственно.

Таблица

Результаты измерения частных петель гистерезиса образцов

Образец-тороид 1		
$w_1=20$, $I_{\max} \approx 1.53$ А, $H_{\max} \approx 327$ А/м	$w_1=20$, $I_{\max} \approx 4.01$ А, $H_{\max} \approx 867$ А/м	$w_1=20$, $I_{\max} \approx 10.07$ А, $H_{\max} \approx 2155$ А/м
Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 2288 \pm 25$ мкВб $B_{\max}(H_{\max}) = 0.763 \pm 0,038$ Тл	Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 3167 \pm 30$ мкВб $B_{\max}(H_{\max}) = 1.058 \pm 0,053$ Тл	Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 3660 \pm 40$ мкВб $B_{\max}(H_{\max}) = 1.223 \pm 0,060$ Тл
Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 1792 \pm 20$ мкВб $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 0.600 \pm 0,030$ Тл	Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 2398 \pm 25$ мкВб $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 0.801 \pm 0,040$ Тл	Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 2528 \pm 25$ мкВб $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 0.845 \pm 0,042$ Тл
Коэрцитивная сила, H_c , А/м : 137-165 Начальная магнитная проницаемость, (Гс/Э), не менее -350 Максимальная магнитная проницаемость, (Гс/Э), не менее -1850		
Образец-тороид 2		
$w_1=20$, $I_{\max} \approx 1,60$ А, $H_{\max} \approx 340$ А/м	$w_1=20$, $I_{\max} \approx 4,06$ А, $H_{\max} \approx 860$ А/м	$w_1=20$, $I_{\max} \approx 10,07$ А, $H_{\max} \approx 2138$ А/м
Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 1045 \pm 10$ мкВб $B_{\max}(H_{\max}) = 0,418 \pm 0,022$ Тл	Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 2420 \pm 25$ мкВб $B_{\max}(H_{\max}) = 0,968 \pm 0,050$ Тл	Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 3580 \pm 38$ мкВб $B_{\max}(H_{\max}) = 1,432 \pm 0,070$ Тл
Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 650 \pm 7$ мкВб $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 0,260 \pm 0,013$ Тл	Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 1620 \pm 20$ мкВб $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 0,648 \pm 0,032$ Тл	Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 2000 \pm 20$ мкВб $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 0,800 \pm 0,040$ Тл
Коэрцитивная сила, H_c , А/м : 175-315 Начальная магнитная проницаемость, не менее - 250 Максимальная магнитная проницаемость, не менее - 1050		

Образец-тороид 3		
$w_1=20, I_{\max} \approx 1,56 \text{ A},$ $H_{\max} \approx 331 \text{ A/м}$	$w_1=20, I_{\max} \approx 4,05 \text{ A},$ $H_{\max} \approx 860 \text{ A/м}$	$w_1=20, I_{\max} \approx 10,06 \text{ A},$ $H_{\max} \approx 2136 \text{ A/м}$
Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 3480 \pm 35 \text{ мкВб}$ $B_{\max}(H_{\max}) = 1,265 \pm 0,063 \text{ Тл}$	Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 3880 \pm 40 \text{ мкВб}$ $B_{\max}(H_{\max}) = 1,411 \pm 0,070 \text{ Тл}$	Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 4100 \pm 40 \text{ мкВб}$ $B_{\max}(H_{\max}) = 1,491 \pm 0,075 \text{ Тл}$
Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 3350 \pm 35 \text{ мкВб}$ $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 1,218 \pm 0,060 \text{ Тл}$	Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 3600 \pm 40 \text{ мкВб}$ $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 1,309 \pm 0,065 \text{ Тл}$	Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 3700 \pm 40 \text{ мкВб}$ $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 1,345 \pm 0,070 \text{ Тл}$
Коэрцитивная сила, $H_c, \text{ A/м} : 92-100$ Начальная магнитная проницаемость, не менее - 600 Максимальная магнитная проницаемость, не менее -4900		
Образец-тороид 4		
$w_1=20, I_{\max} \approx 1,54 \text{ A},$ $H_{\max} \approx 327 \text{ A/м}$	$w_1=20, I_{\max} \approx 4.05 \text{ A},$ $H_{\max} \approx 859 \text{ A/м}$	$w_1=20, I_{\max} \approx 10.07 \text{ A},$ $H_{\max} \approx 2137 \text{ A/м}$
Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 3500 \pm 30 \text{ мкВб}$ $B_{\max}(H_{\max}) = 1.400 \pm 0,07 \text{ Тл}$	Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 3915 \pm 40 \text{ мкВб}$ $B_{\max}(H_{\max}) = 1.566 \pm 0,078 \text{ Тл}$	Максимальная индукция * $\Phi_{\max}(H_{\max}) = 4190 \pm 40 \text{ мкВб}$ $B_{\max}(H_{\max}) = 1.676 \pm 0,080 \text{ Тл}$
Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 3220 \pm 30 \text{ мкВб}$ $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 1,288 \pm 0,064 \text{ Тл}$	Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 3600 \pm 36 \text{ мкВб}$ $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 1,440 \pm 0,072 \text{ Тл}$	Остаточная индукция * $\Phi_{\text{ост}}(H_{\max}) = 3700 \pm 40 \text{ мкВб}$ $B_{\text{ост}}(H_{\max}) = 1,480 \pm 0,074 \text{ Тл}$
Коэрцитивная сила, $H_c, \text{ A/м} : 91-103$ Начальная магнитная проницаемость, не менее - 600 Максимальная магнитная проницаемость, не менее - 5400		

Примечание: *-типичные абсолютные погрешности измерения потока (определяются погрешностью микровеберметра) и индукции (определяются погрешностями измерения потока и площади сечения образца). $w_1=20$ - число витков намагничивающей обмотки.



Рис.2. Линия сканирования участка поверхности образца-тороида 2

Анализ результатов исследований сечений поверхностей образцов позволяет сделать вывод о существовании областей поверхностей, обладающих фрактальными свойствами. Это подтверждается дробными значениями размерности по всем исследованным сечениям поверхности порошковых образцов. Отметим при этом, что значения фрактальной размерности сечений удовлетворяют условию: $1 \leq D \leq 2$. Наличие минимальных значений D определяется, по-видимому, погрешностью используемых алгоритмов обработки изображения и может интерпретироваться как приближение показателя фрактальной размерности к топологической размерности линии.

Сопоставление результатов измерения величины коэрцитивной силы в зависимости от технологической схемы изготовления образца с данными об изменении фрактальной размерности, показывает, что в схеме: «холодное прессование+ спекание» → «холодное прессование+ДГП» → «холодное прессование+ДГП+отжиг» → «холодное прессование+спекание+ДГП+отжиг», величина коэрцитивной силы меняется соответственно по интервалу значений: «110-160» → «170-310» → «80-100» → «80-100» А/м в полях напряженностью 330, 860 и 2160 А/м и соответствует темпу и знаку изменения средней величины «D». Аналогичная картина наблюдается и для величины максимальной магнитной проницаемости, также являющейся структурно-чувствительной характеристикой. Таким образом, изменение показателя фрактальной размерности поверхности образцов с

различной технологической наследственностью нужно, по-видимому, связывать с изменениями намагниченности, вызванными внутренними деформациями и включениями, что полностью согласуется с теоретическими положениями [9].

Заключение. Показана возможность использования топологии поверхности порошковых материалов в качестве функции отклика/свойства процессов, ответственных за ее формирование. Концептуально использование теории фракталов позволяет прогнозировать изменение уровня магнитных свойств (коэрцитивной силы и максимальной магнитной проницаемости) порошковых материалов, однако для инженерного использования требуется наработка массива экспериментального материала и совершенствование методики оценки показателя фрактальной размерности.

Литература:

1. Кем А.Ю., Чан Мань Тунг, Китаев В.В. Мёссбауэровские и магнитные исследования горячештампованного порошкового магнитно-мягкого материала Fe-P // Вестник ДГТУ, №5, 2010, с.700-712
2. Кем А.Ю., Чан Мань Тунг, Китаев В.В. Формирование магнитных свойств порошковых магнитно-мягких (Fe-P) материалов, аналогов технического железа // Сборник научных трудов 5-ой международной научной конференции «Новые перспективные материалы и технологии их получения (НПМ-2010)». Волгоград, ВГТУ, 2010, с.252-254
3. Кем А.Ю., Чан Мань Тунг, Китаев В.В. Об особенностях эволюции петли гистерезиса порошковых магнитно-мягких материалов системы (Fe-P) // Труды РГУПС, №3(12), 2010, с.49-53
4. Иванова В.С. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994, 383 с.
5. Севостьянова И.Н., Кульков С.Н. Фрактальные характеристики поверхности пластически деформированного композита карбид вольфрама – железомарганцевая сталь // ЖТФ, 2003, т.73, вып.2, с.81-86.
6. Кем А.Ю., Арестова Л.А. Процессы спекания и фрактальность порошковых материалов на основе алюминия // ФиХОМ, 2010, №6, с.51-56
7. Мосолов А.Б., Динариев О.Ю. Фракталы, скейлы и геометрия пористых материалов // ЖТФ, 1988, т.58, вып.2, с.157-163.
8. Чан Мань Тунг Особенности формирования комплекса магнитных свойств порошкового Fe-P материала — аналога технического железа, полученного горячей объемной штамповкой пористой заготовки // Автореферат дисс... канд...техн.. наук.- Ростов-на-Дону, 2010, 25 с.
9. Киттель К. Физическая теория доменной структуры ферромагнетиков // УФН, 1950. Т. XL1, вып. 4, с.453-544.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СПОСОБА ЛЕГИРОВАНИЯ МЕДЬЮ НА СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ ШИХТ И ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

КЕТОВ В.М., ВНУКОВ А.А., ДЕМЧЕНКО Е.И., РОСЛИК И.Г.

*Национальная металлургическая академия Украины,
г. Днепропетровск, Украина, тел. (+380562) 47-42-44*

Постановка проблемы. Технологические свойства порошков и порошковых шихт исключительно важны, так как именно они определяют технологические параметры изготовления деталей. Порошки с высокой формуемостью позволяют изготавливать детали более сложной конфигурации и являются более технологичными [1]. В связи с этим повышение технологических свойств, и в том числе формуемости порошков и порошковых шихт, является актуальной задачей.

При производстве спеченных порошковых изделий на основе железа самым распространённым легирующим элементом является медь. Известно, что введение меди в спеченные конструкционные материалы в количестве 1,0-10 масс.% увеличивает предел текучести и временное сопротивление материала, но несколько снижает его пластичность и вязкость [2, 3]. Введение меди существенно повышает сопротивляемость порошкового материала атмосферной коррозии. Максимальная прочность на разрыв достигается при массовой доли меди 5-7 %. Кроме того, медь стабилизирует усадку изделия во время спекания, а при содержании меди около 2 % усадка отсутствует вовсе.

Легирование медью порошковых спеченных материалов может производиться разными способами. Медь в порошковую шихту может вводиться в виде порошков меди, железомедной лигатуры, медьсодержащего сплава (например, бронзы), в виде омедненного графита [4]. Чаще всего при производстве порошковых изделий для приготовления шихт пользуются методами механического смешивания порошков. Формуемость и прессуемость получаемой порошковой смеси в этих случаях не достаточно высока, и при изготовлении деталей сложной формы или при малом давлении прессования может происходить скалывание или высыпание отдельных частей прессовки. Добиться абсолютной равномерности распределения компонентов по объему порошковой смеси при механическом смешивании также до-

статочно сложно, особенно при малом содержании одного из компонентов.

Цели и задачи исследований. Целью работы является повышение технологических свойств порошковых шихт на основе системы железо-медь, что позволит значительно повысить комплекс механических и физико-химических характеристик спеченных изделий. Для этого работе авторами предложен способ легирования железа медью, состоящий в нанесении медного покрытия на частицы железного порошка.

Задача работы состоит в исследовании влияния способа легирования железа медью на технологические свойства порошковых шихт.

Методика исследований. В качестве объекта исследований был использован распыленный железный порошок марки ПЖР 3.200.28 (ГОСТ – 9849-86), который имеет невысокие показатели формуемости и прочности сырой прессовки. Этот ограничивает его использование при изготовлении изделий сложной формы.

Медное покрытие на частицах железного порошка получали методом внутреннего электролиза (цементации) в кислом водном растворе сернокислой меди с добавлением сернокислого железа (II). Заданное содержание меди на железном порошке обеспечивалось регулированием соотношения объема реагирующего раствора постоянного состава к массе исходного железного порошка, реакция в котором велась до полного осаждения ионов меди. Регулирование данного процесса по другим параметрам, таким как время реакции или варьирование состава раствора оказалось сложным и неэффективным. Окончание реакции определялось визуально по обесцвечиванию реагирующего раствора.

После осаждения меди порошок подвергали промывке от электролита проточной холодной водой, стабилизации в специальном растворе для предохранения от окисления, повторной промывке и сушке потоком теплого воздуха при температуре 55-60°C.

Качество покрытия контролировалось как визуально, по цвету, так и методами световой оптической микроскопии.

После получения готового порошка определяли комплекс технологических свойств по установленным стандартами ИСО методикам (текучесть, насыпная плотность, формуемость).

Результаты и их обсуждение. В результате экспериментов удалось получить сплошное покрытие на частицах железного порошка с высоким уровнем адгезии. Толщина покрытия при содержании меди в шихте – 5 % составила 1-2 мкм (рис. 1).

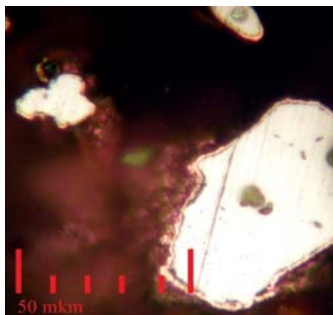


Рис. 1. Микрошлиф частиц омедненного железного порошка

Предлагаемый способ легирования дает возможность получить железный порошок с содержанием меди от 1 до 15% масс.

Технологические свойства полученного описанным методом материала сравнивали со смешанной шихтой на основе железного порошка той же марки и медного порошка марки ПМС – 1. Шихты готовили в смесителе типа «пьяная бочка» (время смешивания – 2 часа). Содержание меди в обоих случаях составляло 5 % масс.

Результаты определения технологических свойств порошковых шихт в соответствии с существующими стандартами, приведены в таблице

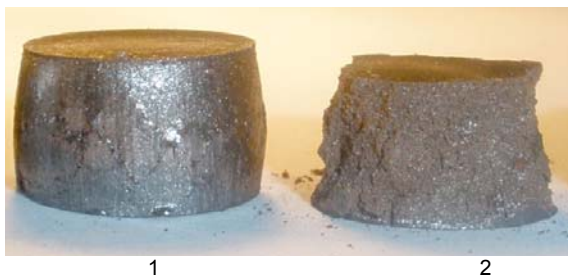
Таблица

**Технологические свойства порошковых шихт и сырых брикетов
на их основе**

Параметр	Омедненный порошок	Порошковая смесь
Насыпная плотность, г/см ³	2,85	2,74
Угол естественного откоса	39°	36°
Текущность, с/г	34,6	33,7
Прочность сырой прессовки на сжатие, МПа	280	240
Пористость сырой прессовки при давлении прессования 700 МПа, %	8,1	7,3
Минимальная плотность брикета, при которой грани не имеют трещин и сколов, г/см ³	3	3,8

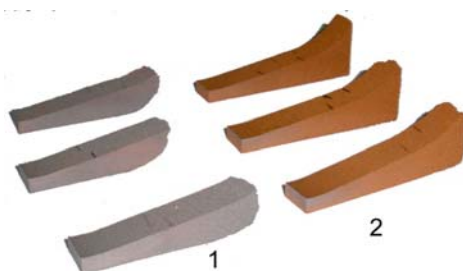
Как видно из таблицы, брикеты из омедненного порошка имеют значительно большую прочность (на 15% выше, рис.2) и

значительно лучшую формуемость (на 25% выше, рис. 3), при практически равных значениях остальных технологических свойств исследованных порошковых шихт.



1 – смешанная шихта; 2 – омедненный порошок

Рис. 2. Общий вид образцов после испытания на прочность сырой прессовки



1 – смешанная шихта; 2 – омедненный порошок

Рис. 3. Общий вид образцов после испытания на формуемость

Выводы:

1. В результате исследований получен готовый продукт - омедненный железный порошок, со стабильным комплексом свойств и возможностью регулирования содержания меди в нем.

2. Формуемость омедненного железного порошка и прочность сырой прессовки из него значительно выше, чем у железо-медной смеси, что можно объяснить значительным увеличением пластичности каждой частицы в отдельности и шихты в целом за счет медного покрытия.

3. Полученные данные позволяют сделать вывод о возможности более эффективного использования легированной разработанным методом шихты для изготовления спеченных материалов на основе системы железо-медь, особенно в тех случаях, когда требуется повышенная формуемость шихты и прочность сырых брикетов (изделия сложной формы).

4. Предлагаемая технология легирования даст возможность отказаться от операции смешивания и предположительно позволит получать спеченные изделия с более равномерным распределением меди по объему спеченного изделия и более однородной структурой материала. Это, в свою очередь, позволит значительно повысить комплекс механических и физико-химических свойств спеченных изделий.

Литература:

1. Ермаков С.С., Вязников Н.Ф., Порошковые стали и изделия.- Л.: Машиностроение, 1990.- 319 с.
2. Радомысльский И.Д., Сердюк Г.Г., Щербань Н.И. Конструкционные порошковые материалы.- Киев: Техника, 1985.- 152 с.
3. Степанчук А.Н., Билык И.И., Бойко П.А. Технология порошковой металлургии - Киев: Высшая школа, 1989.- 416 с.
4. Анциферов В.Н., Акименко В.Б., Гревнов Л.М. Порошковые легированные стали.- М.: Металлургия, 1991.- 320 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНОГО ПОРОШКОВОГО КОМПОЗИТА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

КОВТУН В. А., РЯБЧЕНКО Т. В.

*Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого
НАН Беларуси, г.Гомель, Беларусь,
тел.: (+375 232) 77 46 38, e-mail: vadimkov@yandex.ru*

Основная проблема при решении поставленной задачи заключается как в моделировании очевидной при анализе на мезоуровне неоднородности напряженно-деформированного состояния (НДС) [1-2], обусловленной неоднородностью структуры материала, так и в правильном описании закономерностей деформации в данной точке на различных этапах нагружения. Объектом исследования является металлополимерный композиционный порошковый материал, в котором содержание дисперсного полимерного наполнителя ПТФЭ составляет 10 об. % (оптимальное для данного класса материалов) и 34 об. % (максимально допустимое для данного класса композиционных материалов. Такая степень наполнения матрицы позволяет при условии равномерного распределения наполнителя обеспечить

контактирование медных частиц между собой без нарушения целостности металлического каркаса) [3].

На рис. 1 представлены разработанные модели мезофрагментов насыпного слоя металлополимерной порошковой системы, исследуемые при моделировании напряженно-деформированного состояния. Выбранный мезофрагмент порошковой системы является повторяющимся элементом, включает оптимальное количество частиц полимерного наполнителя. Выбор конфигурации мезофрагмента рассматриваемой металлополимерной порошковой системы и количества частиц полимерного наполнителя сделан на основе анализа микроструктурных исследований данных систем. Разработанная модель металлополимерной порошковой системы медь-ПТФЭ содержит частицы меди размером 100 мкм и полимерный наполнитель ПТФЭ дисперсностью 100 мкм (рис. 1).

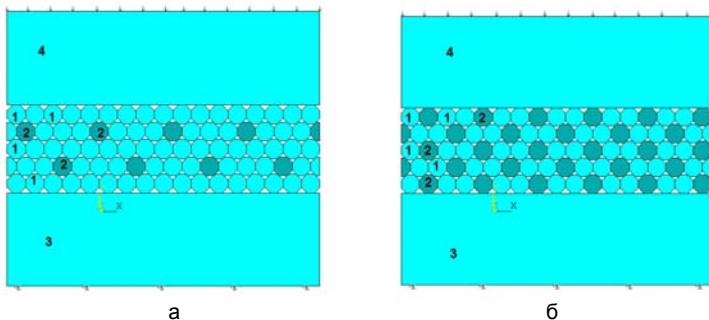


Рис. 1. Модели мезофрагментов насыпного слоя металлополимерной порошковой системы при содержании частиц ПТФЭ 10 об. % (а) и 34 об. % (б):
1 – частицы медного порошка, 2 – частицы полимерного наполнителя ПТФЭ,
3 – металлическая подложка, 4 – пресс-инструмент

Разработанная модель металлополимерной порошковой системы медь-ПТФЭ, включающая 85 частиц порошкового композита медь-ПТФЭ, представленная на рис. 1, использовалась для моделирования его напряженно-деформированного состояния. В модели заданы контакты между частицами меди и ПТФЭ. Рассматривается процесс холодного прессования заданной порошковой системы при воздействии распределенной сжимающей нагрузки 800 Н, нижнее основание жестко закреплено. В процессе разработки модели принято допущение по ограничению перемещения боковых частиц насыпного слоя по оси x . При расчете использовались следующие исходные данные: модуль

упругости для медного порошка $E_m = 110$ ГПа, для полимерного наполнителя ПТФЭ $E_n = 0,49$ ГПа; коэффициент Пуассона для медного порошка $\nu_m = 0,37$, для ПТФЭ $\nu_n = 0,45$.

Поскольку исследуемые материалы являются изотропными, то к ним можно применить классическую модель упруго-пластического тела с критерием текучести типа Мизеса. Для получения максимальной детализации результатов исследований была использована конечноэлементная аппроксимация на основе разбиения указанных выше компонентов материала двухмерными (2D) элементами с автоматической генерацией сетки (рис. 2). Для исследования разработанных структурных моделей мезофрагментов насыпного слоя металлополимерного порошкового материала методом конечных элементов использовано 41498 узлов и 29587 элементов (рис. 2).

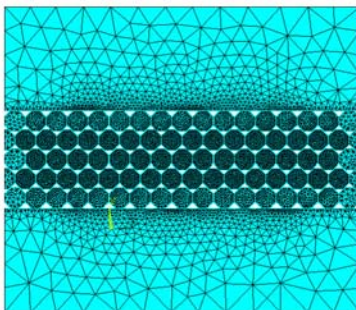


Рис. 2. Дискретизация фрагмента насыпного слоя металлополимерной порошковой системы конечными элементами

Моделирование напряженно-деформированного состояния композиционного металлополимерного материала, состоящего из металлической медной порошковой матрицы и полимерных частиц ПТФЭ, позволило получить поля распределения эквивалентных и касательных напряжений при воздействии равномерно распределенной сжимающей нагрузки, а также провести оценку процесса пластической деформации металлополимерной порошковой системы и установить области максимальных контактных давлений внутри насыпного слоя при межчастичном контакте медных частиц и частиц ПТФЭ. Учитывая то, что картина распределения напряжений периодически повторяется на протяжении слоя, можно рассматривать эквивалентные напряжения для ячейки периодичности.

Результаты исследований показали, что сжатие металлополимерной порошковой системы сопровождается следующими явлениями: структурной деформацией (межчастичным смещением) и деформацией самих частиц с образованием вытянутой зоны контактов. Структурную деформацию при сжатии порошковой системы внешними силами невозможно осуществить без пластической деформации на контактах, величина которой, в основном, характеризует давление уплотнения. Так, при содержании в порошковой системе частиц ПТФЭ в количестве 10 об. % в областях контакта медных частиц пластические деформации составляют $0,061 \pm 0,142$, а при содержании 34 об. % – $0,030 \pm 0,076$.

На рис. 3 представлено распределение контактных давлений $p(x)$ в мезофрагменте металлополимерной порошковой системы медь-ПТФЭ в процессе прессования при содержании частиц полимера 10 об. % и 34 об. %. Можно отметить следующую закономерность распределения контактных давлений в металлополимерной порошковой системе. Максимальные значения контактных давлений составляют 894 МПа при содержании частиц ПТФЭ 10 об. % и 830 МПа при содержании частиц ПТФЭ 34 об. %. В области контакта частиц ПТФЭ с медными частицами наблюдаются минимальные значения контактных давлений, значения которых составляют до 99,3 МПа при содержании частиц ПТФЭ 10 об. %. При увеличении процентного содержания частиц полимерного наполнителя до 34 об. % их значения достигают 92,2 МПа. Значительное увеличение контактных давлений наблюдается в областях контакта медь-медь, а их значения составляют: при 10 об. % частиц ПТФЭ $596 \div 794$ МПа, при 34 об. % частиц ПТФЭ – $553 \div 737$ МПа.

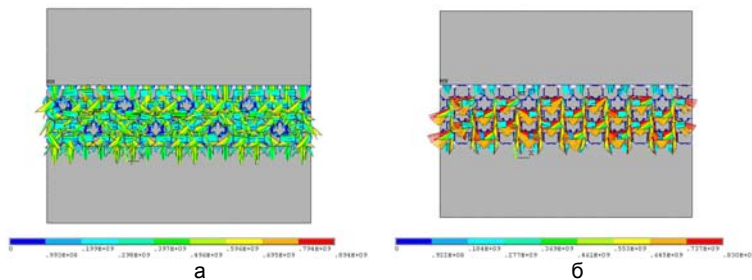


Рис. 3. Распределение контактных давлений $p(x)$ в мезофрагменте металлополимерной порошковой системы медь-ПТФЭ при прессовании и содержании частиц полимера: 10 об. % (а), 34 об. % (б)

В процессе исследования напряженно-деформированного состояния фрагмента металлополимерной порошковой системы установлено, что при изменении структуры металлополимерных порошковых систем вследствие увеличения процентного содержания частиц ПТФЭ наблюдается изменение значений эквивалентных по Мизесу напряжений, максимум которых находится в точках контакта медных частиц. Анализ результатов расчета также выявил существенную концентрацию напряжений в областях контакта медных частиц (таблица). При этом частицы политетрафторэтилена изменяют форму при воздействии равномерно распределенной сжимающей нагрузки. Однако эквивалентные напряжения в области контакта полимерных частиц в исследуемой модели композита минимальны и их значения составляют от 7 МПа до 66,2 МПа при наполнении медной порошковой матрицы 10 об. % полимерного наполнителя, а при содержании 34 об. % частиц ПТФЭ – от 1,1 МПа до 45,9 МПа.

Наличие неоднородной структуры в порошковом металлополимерном материале приводит к неравномерному распределению напряжений с большими градиентами и концентрациями в определенных областях мезофрагмента материала, а концентраторы напряжений могут вызывать начало пластической деформации или хрупкого разрушения.

Таблица

Значения напряжений и деформаций в областях контакта частиц мезофрагмента металлополимерной порошковой системы

Область контакта частиц	Содержание ПТФЭ, об. %	Эквивалентные напряжения по Мизесу, МПа	Касательные напряжения, МПа	Контактные давления, МПа	Пластическая деформация
Медь-ПТФЭ	10	7,0÷66,2	-40,5÷70,8	8,0÷99,3	0,005÷0,020
	34	1,1÷45,9	-11,9÷36,4	5,0÷92,2	0,002÷0,015
Медь-медь	10	244÷362	-207÷182	596÷794	0,061÷0,142
	34	225÷359	-157÷181	553÷737	0,030÷0,076

Таким образом, методами компьютерного моделирования с применением подхода мезомеханики проведена оценка структуры металлополимерного порошкового композита при пластическом деформировании. Получены поля распределения эквивалентных и касательных напряжений, контактных давлений, а также областей начала пластической деформации в сечении порошковой системы медь-политетрафторэтилен. Исследовано

влияние мезоскопического структурного уровня на процессы деформирования и проанализированы закономерности контактного взаимодействия на границах раздела и напряженно-деформированного состояния частиц металлополимерного порошкового композита. Показано, что внутренняя структура композита играет ключевую роль в процессах образования концентраторов напряжений и локализации пластической деформации, а исследование мезоструктурных и мезомеханических особенностей металлополимерных порошковых систем позволяет достаточно объективно прогнозировать деформационно-прочностные свойства, что необходимо учитывать при создании композиционных материалов и покрытий на их основе.

Литература:

1. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. Под ред. В. Е. Панина. – Новосибирск: Наука, 1995. – Т.1.–298 с., Т.2.–320 с.
2. Ковтун В.А., Семенова Т.В. Влияние структуры металлополимерных порошковых систем на напряженное состояние композита // Известия НАНБ. Серия физико-технических наук. – 2007. – № 2. – С. 12–18.
3. Ковтун В. А., Плещачевский Ю. М. Триботехнические покрытия на основе порошковых меднографитовых систем. Гомель, 1998. – 148 с.

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМА УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТРИЦ НАНОЧАСТИЦАМИ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ

КОСТИКОВ В.И., ЛОПАТИН В.Ю., ЧЕБРЯКОВА Е.В.,
ВИКУЛОВА Л.В., АЛЕКСЕЕВА М.Д.

*НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия,
тел.: (+7 495) 638-44-09, e-mail: chebryakovaev@gmail.com*

Одним из направлений развития современных материалов является разработка технологий композитов с матрицами на основе сплавов алюминия, упрочненных частицами малого размера (в том числе наноразмерными), а также использование в качестве матриц промышленных алюминиевых дисперсионно-твердеющих сплавов с повышенными эксплуатационными характеристиками.

Основными методами воздействия на процесс кристаллизации металлов и сплавов с целью улучшения качества литых заготовок являются изменение скорости охлаждения расплава и

использование дополнительных воздействий. В последние годы все более широкое применение получают процессы производства отливок из черных и цветных металлов и сплавов с приложением давления, вибрации, а также силового поля центрифуги.

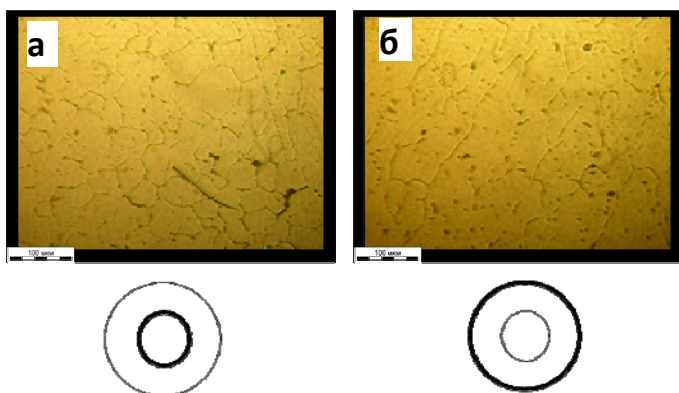
Работа, выполняемая на кафедре порошковой ПМФП НИТУ «МИСиС», направлена на исследование упрочнения алюминиевой матрицы частицами ZrO_2 и получения за счет обработки в центрифуге материала с прочностью, превосходящей прочность композиционного материала (КМ) с легированными алюминиевыми матрицами и дисперсными фазами-упрочнителями [1]. Выбор состава КМ определяется тем, что в системе Al- ZrO_2 при обработке в центрифуге вторая фаза, имеющая размер частиц менее 1 мкм, не растворяется в матрице, и на границе между ними соответственно не возникает межфазный слой.

В качестве матричного сплава был использован технический алюминий марки А99 (99,99% Al; 0,01% примесей, в основном Fe и Si, $\sigma_B = 80$ МПа) для исключения влияния легирующих добавок и изучения упрочнения композита только за счет частиц второй фазы.

Для получения лигатур использовали порошок алюминия (марка АСД-1, содержание Al 99,5%) и наноразмерный порошок ZrO_2 (2 % Y_2O_3 , ост. – ZrO_2 , размер частиц 10 – 20 нм, возможны агломераты размером до 100 нм).

Упрочняющие добавки вводили в расплав алюминия, перегретый на 10 – 15 °С выше его температуры плавления, в виде брикетированной порошковой лигатуры (Al + ZrO_2). Для обеспечения полного растворения брикетов и равномерного распределения упрочняющих добавок расплав выдерживали 10 – 40 минут перед заливкой в ротор с изложницей, закрепленной в центрифуге. Время центрифугирования составляло примерно 20 минут. После полного охлаждения до комнатной температуры кольцевые отливки разрезали на отдельные сегменты и прокатывали, после чего из полученных полос готовили образцы для изучения механических свойств и микроструктуры.

При изучении микроструктуры полученных материалов установлено, что наночастицы или небольшие агломераты из 2 – 5 частиц распределяются не по границам зерен, как предполагалось ранее, а находятся внутри них. Это связано с тем, что размер критического зародыша больше размера наночастиц (агломератов), и они не являются центрами кристаллизации, а захватываются зародышем в процессе кристаллизации (рис. 1). Зависимость размера зерна от содержания армирующих частиц приведена на рисунке 2.



а – на внутренней границе отливки б – на внешней границе отливки

Рис. 1. Микроструктура КМ Al + 3 % ZrO₂

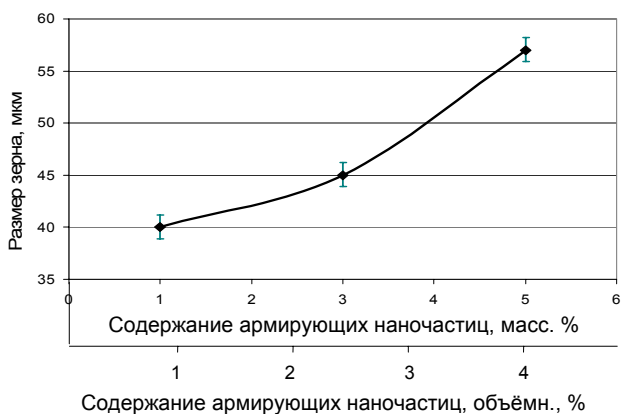


Рис. 2. Зависимость размера зерна от содержания армирующих частиц

Также было обнаружено, что размер зерен алюминия растёт с увеличением коэффициента гравитации, в том числе и по мере удаления от центра кристаллизатора. Кроме того, меняется и форма зерна – под воздействием центробежных сил оно становится более вытянутым. В результате исследования микроструктуры образцов установлено, что размер зерна алюминия увеличивается с увеличением содержания наночастиц. Это связано с тем, что с увеличением количества этих частиц все большее их число оказывается внутри критического зародыша. Таким образом, наночастицы, находясь внутри зерна, не препятствуют его росту.

Обнаружено, что концентрация частиц наноразмерного упрочнителя увеличивается по мере приближения к внешней поверхности кристаллизатора, вместе с ней увеличивается твердость Al-матрицы, что может быть связано и с изменением формы зерна.

В ходе испытаний образцов на растяжение и изгиб была установлена сложная зависимость механических свойств металломатричных КМ от содержания наночастиц ZrO_2 . Данные приведены в таблице 1 и на рисунках 3 и 4.

При исследовании образцов на растяжение был обнаружен максимум прочности при 3 % масс. ZrO_2 . До этой концентрации величина σ_b увеличивается согласно классической теории дисперсного упрочнения, по которой с увеличением количества частиц и соответственно уменьшением расстояния между ними затрудняется движение дислокаций. Снижение прочности при содержании частиц более 3% можно объяснить невозможностью сохранения их в неагломерированном состоянии при таком объемном содержании при механическом введении в расплав. Образование агломератов размером более 1 мкм подтверждается металлографически (рис. 5). Следствием агломерации является увеличение расстояния между упрочнителями и соответственно облегчение движения дислокаций. Следует отметить, что объемное содержание армирующих частиц, при котором наблюдается максимум прочности, уменьшается с увеличением дисперсности [2, 3].

Таблица 1

Механические свойства КМ на основе Al, армированного ZrO_2

Массовая доля ZrO_2 , %	Объёмная доля ZrO_2 , %	$\sigma_{\text{растяж}}$ МПа	$\sigma_{\text{изгиб}}$ МПа	$E_{\text{изгиб}}$ ГПа	Удлинение, %
1	0,84	131,59	284,26	63,3	11,49
3	2,52	139,22	233,05	47,66	6,95
5	4,2	127,33	264,43	56,91	6,86

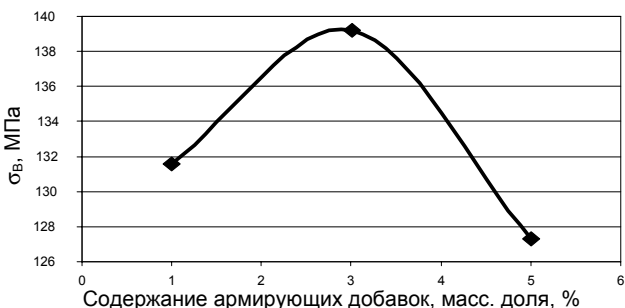


Рис. 3. Зависимость прочности на растяжение от содержания армирующих добавок

При определении относительного удлинения образцов было выявлено, что пластичность уменьшается по мере увеличения концентрации ZrO_2 .

Характеристики материала при изгибе имеют более сложную зависимость от содержания, противоречащую теории. В частности, зависимость прочности на изгиб от содержания наноразмерных армирующих добавок имеет ярко выраженный минимум, не характерный для дисперсно-упрочнённых материалов, где с увеличением содержания частиц до определенного уровня увеличивается и прочность. Это может быть объяснено различными механизмами упрочнения при концентрациях менее 3 % (левая ветвь кривой) и более 3 % (правая ветвь).

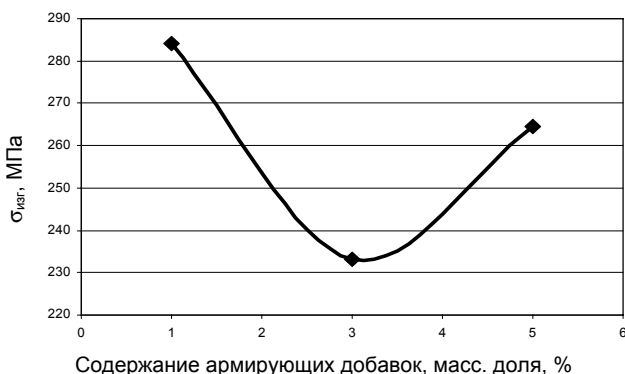


Рис. 4. Зависимость прочности на изгиб от содержания армирующих добавок

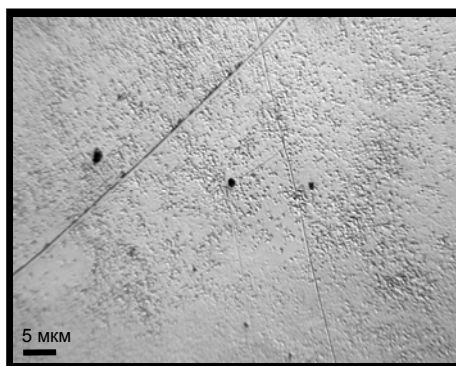


Рис. 5. Агломераты частиц упрочнителя в КМ Al + 5 % ZrO₂

Согласно теории научной школы академика И.Ф. Образцова, на левой ветви предположительно имеется максимум в районе 0,1 – 0,2 %, характерный для малых содержаний наночастиц. Он объясняется градиентной моделью межфазного слоя, в соответствии с которой вокруг каждой наночастицы формируется искажённая решётка, то есть создаются микронапряжения. При испытаниях на изгиб расстояние между областями с микронапряжениями уменьшается, в результате чего увеличивается прочность, чего не наблюдается на кривых растяжения. При больших содержаниях упругие напряжения релаксируют и прочность падает.

Далее вступает в действие классический механизм дисперсного упрочнения, связанный с торможением дислокаций мелкими частицами – правая ветвь кривой.

Таким образом, для наноразмерных добавок ZrO₂ была обнаружена принципиально новая, отличная от ранее изученного, зависимость прочности на изгиб от их содержания.

Аналогичная ситуация наблюдается и при определении модуля на изгиб, при этом абсолютное значение модуля для упрочненного алюминия превышает аналогичную величину для чистого алюминия, не подвергшегося обработке в центрифуге.

При проведении трибологических испытаний было получено, что коэффициент трения МКМ уменьшается с увеличением концентрации.

Результаты проведенной работы свидетельствуют о том, что имеется возможность получать металломатричные КМ,

упрочненные дисперсными частицами наноразмеров, путем кристаллизации жидкого металла в поле центрифуги. Применение наночастиц тугоплавких соединений при создании КМ описанным способом позволяет получать большой эффект упрочнения пластичной матрицы без потери пластичности при малых концентрациях армирующей добавки.

Литература:

1. О.А. Анисимов, В.И. Костиков, Ю.В. Штанкин. Создание металлокомпозитов на основе алюминия путем кристаллизации жидкого металла в поле центрифуг.// Перспективные материалы, 2010.- №2.- С. 5 – 10.
2. Композиционные материалы на никелевой основе. К.И. Портной и др.- М.: Металлургия, 1979.- 264 с.
3. Дисперсноупрочненные материалы. К.И. Портной, Б.Н. Бабич М.: Металлургия, 1974.- 200 с.

ПОЛУЧЕНИЕ И СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ГИДРОКСИАПАТИТА С МИКРОДОБАВКАМИ ЖЕЛЕЗА, МЕДИ, ЦИНКА И СЕЛЕНА

КУДА А.А., ИВАНЧЕНКО Л.А

*Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича
НАН Украины, г.Киев, Украина, тел.: (+38 044) 424-33-64,
e-mail: liana@voliacable.com, alexei@ipms.kiev.ua*

Введение. На сегодняшний день наиболее перспективными среди искусственно созданных материалов для имплантации в костную ткань считаются композиты на основе трикальцийфосфата (ТКФ), гидроксиапатита (ГАП) и биоактивного стекла. Одним из таких материалов является разработанный в ИПМ НАН Украины биоматериал на основе биогенного гидроксиапатита и натрий–силикатного стекла [1]. Так как этот материал имеет непосредственный контакт с организмом и принимает участие в процессах регенерации костной ткани, то для придания ему дополнительных специфических свойств в его состав вводились микродобавки железа, меди, цинка или селена, в отдельности, либо в комбинациях.

Введение указанных элементов или некоторых их соединений может улучшать общий и локальный обмены веществ в жи-

вых организмах, а также локальные процессы регенерации костной ткани путем влияния на остеогенные клеточные элементы.

Особую роль в предупреждении развития возможных негативных процессов, связанных с наличием болезнетворных бактерий, злокачественных клеток и др. могут играть дополнительно введенные в химический состав имплантата ферромагнитные добавки для прямого постепенного транспорта лекарств с целью предупреждения остро-инфекционных процессов [2].

Созданные препараты на основе наночастиц меди и оксида меди, обладают ранозаживляющей активностью и бактерицидными свойствами в отношении грамположительных и грамотрицательных бактерий. Фосфатные стекла, содержащие до 15 % мас. ионов меди, становятся антибактериальными и могут быть использованы в качестве биоматериала, ослабляющего инфекцию в ротовой полости [3].

Действие ионов селена как антиоксиданта исследована многими учеными благодаря тому, что этот элемент принимает участие в биосинтезе тиреодных гормонов, является активным иммуномодулятором, важным фактором биологической защиты эндотелия сосудов, липопroteидов низкой плотности, ДНК, хромосом. В условиях *in vitro* селенопротеин-Р защищает клетки от действий эндотоксинов, перексинитрита и фосфолипид-гидропероксида. В условиях *in vivo* он связывается с эндотелием сосудов и защищает их от перексинитрита. В культуре нейронов он продлевает их жизнеспособность. И вместе с антиоксидантной защитой осуществляет регуляцию транскрипции медиаторов воспаления [4, 5].

Микродобавки цинка вводят в состав лекарственных препаратов, поскольку он является жизненно важным элементом, обладающим антиоксидантным эффектом, участвует в различных метаболических процессах, и необходим для стабилизации структур ДНК, РНК, рибосом и др. клеткам.

Цель настоящего исследования – изучить влияние введения микропримесей указанных элементов в биоматериал ОК 015, содержащий 85 % гидроксипатита и 15 % стеклофазы, на основные параметры легированных образцов, их биорастворимость *in vitro* и дать представление о некоторых исследованиях *in vivo*.

Материалы и методы исследования. Гранулы легированного материала с диаметром 2 мм и длиной 4-5 мм были изготовлены методом мундштучного выдавливания смеси порошка ОК 015 с раствором поливинилового спирта и легирующей до-

бавкой. Расчетное количество элемента - добавки в гранулах находилось в пределах 0,1 – 0,5 % мас.

Для оценки поведения *in vitro* образцы были погружены в медицинский изотонический физиологический раствор (0,9 % NaCl) при 36-37 °С и соотношении твердое/жидкость 0,033 г/мл. Определяли изменение pH раствора с погруженными образцами того или иного материала в течение 120 мин. как качественное указание на первоначальную скорость биорастворения. Потерю массы образцов определяли после пребывания их в физиологическом растворе в течение 2 суток.

Исследования *in vivo* проведены на белых крысах (5 групп). В контрольной группе дефект оставляли незаполненным, в остальных – заполняли дефект гранулами ОК 015 без добавок и с различным их содержанием. По истечении 7, 15, 30, 60, 90 и 180 дней исследовали состав регенерата весовым методом [7,8].

Экспериментальные результаты и их обсуждение. В таблице представлены некоторые параметры нелегированного биоматериала ОК 015 и легированного железом, медью, цинком, селеном, в виде металла или некоторых их соединений. Для сравнения, указаны материалы с максимальным количеством легирующего элемента.

Таблица

Некоторые параметры образцов биоматериалов с микродобавками и без них

Параметр	Исследованные материалы				
	ОК	ОК - Fe	ОК - Se	ОК - Cu	ОК - Zn
Количество элемента, %мас., расч/анализ	0,11 Fe*	0,5/0,47	0,3/0,14-0,3	0,5/0,38	0,5/0,46
Относительная плотность, $\pm 0,5\text{г/см}^3$.	1,0	0,6	0,7–0,9	0,4–1,1	0,8
Пористость, $\pm 1\%$	66	79	67–71	61–86	72
Биорастворимость в физ. растворе, $\pm 0,1\%$ мас/сутки	0,5	0,5	0,5-1,6	0,5	-0,3-1,0
Биорастворимость в плазме крови, мас/сутки $\pm 0,3\%$	0,2	1,0	0,5-1,5	1,0-2,0	1,0
Количество элемента в физ. растворе через 2 суток, $\pm 0,5\text{мг/л}$	–	0,2	2,0–140	0,3-0,7	0,2-0,5

*Природное наличие в БГАп.

К сожалению, способ мундштучного выдавливания увлажненной смеси порошков с дозировкой вручную приводит к некоторому разбросу относительной плотности гранул. Этот разброс наиболее существен для материалов, легированных соединениями селена и меди (Таблица 1). Соответствующим образом, и значения пористости отдельных гранул находятся в довольно широких пределах. Следует отметить, что увеличенная пористость гранулированных материалов типа ОК015 играет положительную роль в регенерации костной ткани, как это установлено при имплантации их подопытным животным [7].

Как следует из таблицы 1, значительной растворимостью в физ. растворе обладают биоматериалы с содержанием 0,3 % мас. Se. В то же время растворимость нелегированного материала и образцов с добавками железа несколько меньше. Наличие цинка в образцах увеличивает их массу после 2 суток пребывания в физ. растворе. На растворимость в плазме крови большее влияние оказывает наличие в композите Eu и Cu.

При имплантировании белым крысам нелегированных гранул типа ОК 015 было установлено влияние наличия в биоматериале стеклофазы и значительной пористости на упорядоченность кристаллической решетки регенерата животных [7].

В опытах на белых крысах, которым были имплантированы биоматериалы ОК 015, содержащие разные количества селена, было установлено, что наиболее биоактивным материалом является состав ОК 015, содержащий 0,3 % Se.

Экспериментально-клинические исследования также показали, что при заполнении дефекта кости у животных гранулами ОК 015 с 0,1 %, 0,3 % и 0,5 % мас. меди сопровождалось увеличением содержания минеральных веществ в регенерате и превосходило аналогичные показатели контрольной группы к 15 дням – на 17,01 %, 25,77 % и 24,93 % соответственно. Вероятно, это свидетельствует об ускоренных процессах регенерации кости под действием ионов меди, которые выделяются при биорезорбции имплантата. Таким образом установлено, что включение меди в микроэлементный состав имплантата на основе биоматериала ОК 015 положительно влияет на течение процессов регенерации кости.

Замещение костных дефектов, которые возникают после удаления патологических сред у больных с опухолеподобными заболеваниями и доброкачественными опухолями, биоматериалами типа ОК 015 также дает положительные результаты [8].

Авторы благодарят сотрудников Луганского мед. университета проф. В.И.Лузина, проф. В.К.Ивченко и д.м.н. Д.В.Ивченко, за предоставление результатов экспериментально-клинических испытаний биоматериалов типа ОК 015 с добавками ряда микроэлементов.

Выводы. Метод мундштучного прессования позволяет получить гранулы типа ОК015 с широким разбросом относительной плотности, вследствие чего в материале образуются поры разной величины и тем самым улучшается процесс регенерации костной ткани в организме пациента.

На основании совокупности проведенных экспериментально-клинических испытаний указанных биоматериалов с разными микродобавками установлено, что изменяя микроэлементный состав имплантата можно влиять на течение процессов репаративной регенерации кости и перестройки костно-керамического регенерата.

Литература:

1. Ивченко В.К., Иванченко Л.А., Ивченко А.В., Пінчук Н.Д. "Остеоапатит керамічний" – новий вітчизняний біоактивний композиційний матеріал для остеопластики в ортопедії // Ортопедия, травматология и протезирование. – 2003. - №4. – С.21-25.
2. Pedro Tartaj, Maria del Puerto Morales, Sabino Veintemillas-Verdaguer et al. The Preparation of Magnetic Nanoparticles for Applications in Biomedicine // J. Phys. D: Appl. Phys. 2003. V. 36 P. 182-197.
3. Multigen A.M., Wilson M., Knowles J.C The effect of increasing copper content in phosphate-based glasses on biofilms of Streptococcus sanguis .//Biomaterials 24, vol. (10), (2003) pp. 1861-1867.
4. Коновалова Г.Г., Ланкин В.З., Богословская О.А. и др. //Бюл. Экспер.биол и Мед.-1982.-2.-С.154-156.
5. Барабой В.А., Шестакова Е.Н. "Селен: биологическая роль и антиоксидантная активность"// Укр.біохім. журн. -2004.-т.76, №1.- С.23-32.
6. "Популярная библиотека химических элементов" книга первая: От водорода до палладия"; Издательство "Наука" Москва 1989г.
7. Д.В. Ивченко, В.К. Ивченко, В.И. Лузин, Л.А. Иванченко, А.А. Куда, А.Р. Пархомей, Н.Д. Пинчук. "Некоторые свойства и результаты клинических испытаний композитного материала «Остеоапатит керамический», легированного селеном" // «Ортопедия, травматология и протезирование» 2008, № 4; С.15-18.
8. Ивченко В.К., Івченко А.В. "Спосіб лікування кісткових дефектів, розташованих за віссю навантаження кінцівки, з використанням біологічного гідроксиапатиту" // Патент України. №62271 А.-публ. 15.12 03. Бюл.№12.

КОНЦЕПЦИЯ ОПИСАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ ПОРИСТЫХ СРЕД В МНОГОСТАДИЙНЫХ ПРОЦЕССАХ ИХ УПЛОТНЕНИЯ УГЛЕГРАФИТОВЫМИ И КЕРАМИЧЕСКИМИ МАТЕРИАЛАМИ

КУЛИК В.И.^{1,2}, КУЛИК А.В.^{1,2}

¹ООО «Кераком», г.Санкт-Петербург, Россия,
тел./факс: (+7 812) 316-43-16; e-mail: victor.i.kulik@gmail.com

²БГТУ «ВОЕНМЕХ», г.Санкт-Петербург, Россия

Среди современных конструкционных материалов особое место занимают волокнисто-армированные композиционные материалы (КМ) с углеродной (углерод-углеродные КМ – УУКМ) и керамической (керамические КМ – ККМ) матрицей. Эти материалы характеризуются уникальным комплексом физико-механических, электромагнитных, теплофизических и фрикционных свойств и способны функционировать в условиях воздействия высоких температур, агрессивных и радиационных сред. Методы получения таких КМ существенно отличаются от технологий, используемых для монолитных углеграфитовых и керамических материалов. Производство изделий из УУКМ и ККМ представляет собой сложный и, как правило, длительный процесс, основной стадией которого является насыщение (уплотнение) волокнистого каркаса матричным материалом. Именно на этой стадии во многом формируется комплекс эксплуатационных характеристик КМ.

В настоящее время уплотнение пористых сред углеродной и керамической матрицей осуществляют с помощью различных жидко- и газофазных методов (рис. 1) [1-3]. К этим процессам, базирующимся на фильтрации газовых и жидких компонентов в объем пористой среды, можно добавить процессы высокотемпературной обработки (ВТО) полученных матриц, например, процессы графитации углеродных матриц [3].

Наиболее широко используются три группы базовых технологических методов получения УУКМ и ККМ:

1. Газофазные методы, основанные на уплотнении пористых сред в процессе фильтрации через них газообразных химических реагентов, их гомогенного и гетерогенного термохимического разложения и осаждения матричного материала на нагретой поверхности пор. Этот метод получил название CVI (Chemical Vapor Infiltration).

2. Жидкофазные технологии, основанные на процессах высокотемпературного пиролиза полимерных связующих, которыми пропитывают пористый каркас (процессы PIP – Polymer Infiltration and Pyrolysis или LPI – Liquid Polymer Infiltration). В результате термической обработки в инертной среде полимеры разлагаются с образованием твердого матричного остатка.

3. Газо- и жидкофазные методы, основанные на механизме реакционного спекания материала пористой заготовки в процессе фильтрации через нее химически активных реагентов. Здесь наиболее известны методы паро- и жидкофазного силицирования – инфильтрации заготовки расплавом или парами кремния (процессы LSI – Liquid Silicon Infiltration и VSI – Vapor Silicon Infiltration).



Рис. 1. Основные методы уплотнения пористых сред углеродными и керамическими матрицами

Необходимо отметить, что каждая из этих трех групп методов базируется на принципиально разных физико-химических процессах и приводит к получению КМ, отличающихся как составом и структурой, так и зависящими от них свойствами. Желание получить УУКМ и ККМ с максимально высокими эксплуатационными характеристиками определило широкое распространение комбинированных многостадийных технологий, в которых на разных стадиях используются различные базовые технологические процессы уплотнения пористых сред. Так, в работе [4] приведено описание метода получения КМ системы $C_f/C-SiC$ по комбинированной технологии, основанной на сочетании CVI и PIP процессов. На первом этапе углеволокнистый каркас уплотняли углеродной матрицей по газовой фазной технологии, а на втором – пропитывали раствором поликарбосилана, с последующим его пиролизом и образованием SiC матрицы. Технологиче-

ский процесс получения УУКМ, основанный на применении на первой стадии технологии PIP с последующей графитацией кокса и газофазным уплотнением пористого материала пироуглеродом, приведен в работе [5]. Один из эффективных методов получения КМ с гибридной углекарбидокремниевой матрицей основан на процессах жидкофазного силицирования карбонизированных углепластиков – сочетание процессов PIP и LSI [6]. Еще более сложная комбинация базовых методов, используемая для получения таких материалов, предполагает последовательное выполнение процессов карбонизации углепластика (PIP), пироуплотнения углеродом из газовой фазы (CVI), графитации и жидкофазного силицирования (LSI) [7].

Кроме того, некоторые модификации базовых технологических процессов также реализуют в несколько стадий. Так, с целью получения более плотного и однородного КМ, процессы изотермического CVI обычно проводят в несколько стадий, чередуя циклы насыщения и механической обработки, используемой для вскрытия преждевременно перекрываемых поверхностных пор. Более того, для технологии CVI возможно проведение многостадийных процессов уплотнения сложнопористых сред, когда каждая стадия отличается от предыдущей технологическими режимами оптимальными для уплотнения пор определенного масштаба [8]. Технология PIP также характеризуется повторением цикла «пропитка – отверждение – пиролиз». Для получения КМ с максимальной плотностью, т.е. с минимальной пористостью, этот цикл повторяют до 3-10 раз.

Таким образом, большинство современных технологических схем производства УУКМ и ККМ являются многостадийными и должны рассматриваться как сквозные технологии, обеспечивающие последовательное преобразование материала от исходного полуфабриката через ряд промежуточных состояний до готового КМ.

Проектирование многостадийных технологических процессов с целью получения КМ требуемого качества на основе проведения экспериментальных исследований представляется технически сложной, дорогой и длительной задачей. В настоящее время для решения этих проблем активно развивается эффективный и относительно дешевый подход, основанный на разработке математических моделей и численном исследовании, прежде всего, базовых одностадийных технологических процессов получения УУКМ и ККМ [9, 10]. Очевидно, что еще больший

эффект этот подход может дать для многостадийных процессов уплотнения волокнисто-армированных пористых сред углеграфитовыми и керамическими матрицами.

Концепция теоретического подхода к оценке и проектированию многостадийных процессов также должна строиться на основе сквозного многостадийного численного исследования этих процессов. В этом случае состав и структура материала получаемого в конце каждой предыдущей стадии являются исходными параметрами пористой среды для выполнения численного исследования следующей стадии сквозного процесса. Преобразование параметров пористой среды можно представить в виде следующей схемы:

$$(M_0, S_0) = (M_1^{in}, S_1^{in}) \xrightarrow{\text{stage } 1} (M_1^{out}, S_1^{out}) = (M_2^{in}, S_2^{in}) \xrightarrow{\text{stage } 2} (M_2^{out}, S_2^{out}) = \dots \\ = (M_i^{in}, S_i^{in}) \xrightarrow{\text{stage } i} (M_i^{out}, S_i^{out}) = \dots = (M_n^{in}, S_n^{in}) \xrightarrow{\text{stage } n} (M_n^{out}, S_n^{out}) = (M_{fin}, S_{fin}),$$

где M, S – множество параметров m и s , определяющих состав и структуру пористой среды; $0, fin$ – индексы, относящиеся к исходной пористой среде и конечному КМ; in, out – индексы, относящиеся к исходным и выходным параметрам пористой среды на i -ой стадии процесса; n – число стадий процесса.

Каждая стадия технологического процесса характеризуется комплексом структурно-технологических факторов, включающих в себя параметры состава и структуры пористой среды исходной заготовки (M_i^{in}, S_i^{in}) , а также параметры и режимы технологического процесса. Данные структурно-технологические факторы рассматриваются как «управляющие воздействия» в математических моделях базовых процессов, определяющие состав и структуру материалов, получаемых на промежуточных и конечной стадиях многостадийного процесса (M_i^{out}, S_i^{out}) .

Очевидно, что, в зависимости от особенностей технологического процесса на i -ой стадии, отдельные j -ые или k -ые параметры исходной пористой среды (M_i^{in}, S_i^{in}) будут либо меняться (эволюционировать) на этой стадии $(m_{ij}^{in} \neq m_{ij}^{out}, s_{ik}^{in} \neq s_{ik}^{out})$, либо оставаться неизменными, т.е. наследоваться из предыдущей стадии процесса $(m_{(i-1)j}^{out} = m_{ij}^{in} = m_{ij}^{out}, s_{(i-1)k}^{out} = s_{ik}^{in} = s_{ik}^{out})$. Таким образом, конечные параметры состава и структуры получаемых КМ должны рассматриваться как результат наследования и эволюции этих параметров для исходного, промежуточного и конечного материалов. В целом многостадийная эволюция пористой среды и ее конечные результаты будут определяться конкретными зна-

чениями исходных параметров пористой среды, типом и режимами базового технологического процесса на каждой стадии сквозной технологии получения КМ. Кроме того, необходимо учесть возможность изменения самой структуры многостадийного процесса, например, изменения количества стадий и (или) последовательности их выполнения.

В основе предлагаемой теоретической концепции лежат разработанные математические модели и расчетные программы, позволяющие проводить численный анализ и оценку основных физико-химических явлений и эволюции пористых сред при их уплотнении методами CVI, LSI, VSI. Для анализа технологий PIP и графитации используется экспериментально-аналитические подходы по оценке эволюции состава и пористости получаемых материалов. Например, применяются эмпирические зависимости между температурой и давлением процесса ВТО и массовым выходом и плотностью кокса [11].

Применительно к технологиям CVI, LSI, VSI модели позволяют описывать следующие физико-химические явления и процессы: массоперенос компонентов газовой смеси механизмами диффузии и конвекции; совместное течение газовой смеси в реакционной камере и в объеме пористой среды; перенос тепла в газовом объеме установки и в пористых средах за счет теплопроводности, конвекции и радиации; капиллярное течение жидкостей в пористой среде; кинетику гомогенных и гетерогенных химических реакций, протекающих в пористой среде; испарение и конденсацию паров кремния в жидкую фазу; образование матричного материала в результате гетерогенных физико-химических процессов; сложную полимодальную структуру пористой среды и эволюцию ее характеристик в процессе уплотнения; массоперенос между разномасштабными системами пор; процессы твердофазной диффузии; резистивный и высокочастотный способы нагрева; и т.д. Разработанные модели и программы позволяют проводить расчет, как в одномерной постановке, так и в двумерной и трехмерной постановке.

В качестве примера использования разработанной методологии приведем результаты анализа получения УУКМ по схеме трехстадийного процесса [5]. В соответствии с этой схемой исходная углепластиковая заготовка (на основе углеволокнистой ткани «Урал» Т-22 и фенолоформальдегидного связующего) на первой стадии подвергалась процессу карбонизации (PIP про-

цесс), на второй – процессу ВТО и на третьей – процессу газо-фазного уплотнения пироуглеродом (CVI процесс).

Характеристики исходной углепластиковой заготовки приведены в табл. 1. Там же приведены интегральные характеристики промежуточных и конечного материалов, полученные в результате аналитической и численной оценки эволюции состава и пористости исходной заготовки. Эта оценка проводилась для композита с объемным содержанием армирующих углеволокон 0,63, которое наследовалось на всех стадиях процесса.

Исходная углепластиковая заготовка карбонизировалась при температуре до 1173 К, а затем подвергалась ВТО при 2123 К. Анализ показал, что пористость полученного после ВТО УУКМ должна составлять 0,25. Известно, что в процессе карбонизации углепластика в нем формируется полимодальная пористая структура [12, 13]. При этом эквивалентные радиусы пор, образующихся при карбонизации тканевых углепластиков, лежат в широком диапазоне от 0,2 до 100 мкм. Из этого диапазона были выбраны системы пор с наиболее типичными значениями начальных радиусов, для которых была оценена их объемная доля в общей пористости УУКМ [13]. Эти данные были использованы в качестве исходных для численного исследования газо-фазного процесса уплотнения УУКМ на третьей стадии.

Таблица 1

Эволюция состава и пористости материала в многостадийном процессе получения УУКМ

Углепластик			Карбонизированный УУКМ			УУКМ после ВТО			Пироуплотненный УУКМ				
$\rho_{св}$	$\phi_{пор}$	$\rho_{УП}$	$\phi_{кокс}$	$\phi_{пор}$	$\rho_{УУКМ}$	$\phi_{кокс}$	$\phi_{пор}$	$\rho_{УУКМ}$	$\phi_{кокс}$	$\phi_{пир}$	$\phi_{пор}$	$\phi_{от.пор}$	$\rho_{УУКМ}$
0,34	0,03	1360	0,136	0,234	1150	0,12	0,25	1150	0,12	0,148	0,102	0,052	1420

ρ , ϕ – плотность композита, кг/м³ (УП, УУКМ) и объемные доли полимерного связующего (св), кокса (кокс), пироуглерода (пир) и пор (пор – суммарная пористость; *от.пор* – открытая пористость)

Исходным реагентом для получения пироуглерода в процессе CVI являлся метан (CH₄) в смеси с водородом. Пиролиз метана описывался одной эквивалентной гетерогенной реакцией: CH₄(г) $\xrightarrow{H_2}$ C(с) + 2H₂(г). Массовая концентрация метана в исходной газовой смеси 0,95. При численном исследовании CVI рассматривалась пористая среда композита, образованная системой цилиндрических пор перпендикулярных к поверхности материала с эквивалентными радиусами R_i . Толщина каркаса $L = 6$ мм. Расчет проводился для изотермических условий при

температуре заготовки 1283 К. Максимальное время процесса CVI составляло 400 ч.

Были оценены распределение конечных радиусов пор и остаточной пористости по толщине заготовки и интегральные значения пористости ($\varphi_{\Sigma i} = 1/L \int_0^L \varphi_i dx$) в каждой из систем пор.

Было показано, что в системах пор меньшего масштаба процесс уплотнения заканчивается перекрытием устьев пор, что приводит к образованию закрытой пористости, объемная доля которой составила 0,05 при общей остаточной пористости 0,102.

В качестве примера на рис. 2 показано изменение по толщине заготовки конечного радиуса поры с $R^0 = 0,6$ мкм. На этом же рисунке приведено распределение по толщине образца конечной плотности УУКМ. Средняя плотность УУКМ при этом имеет значение 1420 кг/м^3 . Отметим, что рассчитанные значения плотности достаточно хорошо совпадают с экспериментальными значениями кажущейся плотности пироуплотненного УУКМ на поверхности и в срединных объемах материала заготовки [12]. Средняя плотность УУКМ, измеренная на экспериментальных образцах, полученных по данной технологии составляет $1380\text{--}1400 \text{ кг/м}^3$, что свидетельствует о хорошем соответствии теоретической оценки экспериментальным результатам.

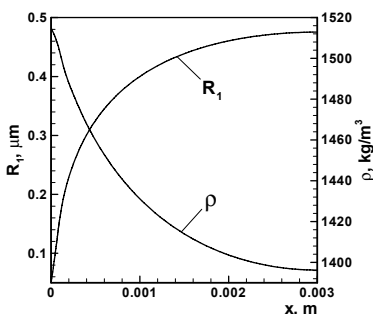


Рис. 2. Распределение по толщине образца остаточных эквивалентных радиусов (R_1) поры с начальным радиусом $R^0 = 0,6$ мкм и конечной плотности (ρ) пироуплотненного УУКМ

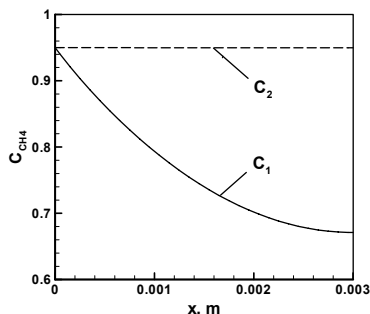


Рис. 3. Расчетные зависимости изменения концентрации метана C_{CH_4} по толщине образца после 10 ч процесса для систем пор с начальными радиусами равными $0,6$ мкм (C_1) и 40 мкм (C_2)

Анализ результатов расчета показал, что причиной наблюдаемой неоднородности плотности УУКМ по толщине заготовки является неоднородное распределение по толщине остаточной пористости, которое формируется, прежде всего в мелких порах ($R_i \leq 1,9$ мкм). Это связано с тем, что лимитирующим фактором процесса уплотнения в этих порах является скорость переноса метана в глубь пористой заготовки, что приводит к существенной неоднородности концентрации метана по толщине заготовки. На рис. 3 показаны кривые распределения концентраций метана по толщине в двух системах пор. Видно, что в системе пор с начальным радиусом равными 0,6 мкм имеется значительное снижение концентрации CH_4 , тогда как в системе пор большого масштаба концентрация остается практически на уровне исходного значения, так как в этих порах лимитирующим фактором является скорость осаждения пироуглерода.

Таким образом, представленная методология позволяет проводить анализ отдельных стадий технологического процесса, оценку и управление составом и структурой (на макро- и микроуровне) УУКМ и ККМ, получаемых с помощью многостадийных технологий на основе базовых процессов CVI, LSI, VSI, PIP и BTO.

Литература:

1. Handbook of ceramic composites, Edited by Narottam P. Bansal, Kluwer Academic Publishers, 2005. – 554 p.
2. В.И. Кулик, А.С. Нипов, А.П. Гаршин. Системы торможения на основе фрикционных волокнисто-армированных композиционных материалов с углеродной и керамической матрицей. Респ. межвед. сб. научных трудов. Выпуск 30. – Минск.: Из.-во «Белорусская наука», 2007, с. 83-94.
3. В.И. Костилов, А.Н. Варенков. Сверхвысокотемпературные композиционные материалы. – М.: Интермет Инжиниринг, 2003. – 560 с.
4. Zhu D., Du H., Luo F., Zhou W. Preparation and Mechanical Properties of C/C-SiC Composites // Materials Science Forum Vols. 546-549 (2007), p. 1501-1504.
5. В.И. Кулик, В.А. Борковских, Н.Н. Борковских, В.В. Савин. Структурные и физико-механические характеристики пироуплотненных углерод-углеродных композиционных материалов на основе тканевых наполнителей, Вопросы материаловедения, 2006, № 3(47), с. 70-77.
6. M. Frieß and W. Krenkel, Silicon Based Preceramic Polymers in Combination With the LSI-Process in Proceedings of Materials Week 2000, International Congress on Advanced Materials their Processes and Applications, Munich, Germany (2002).
7. Костилов В.И., Черненко Н.М., Сидоров И.И. Основы технологии углерод-углеродкремниевых композитов для изделий экстремальных условий эксплуатации. Тр. 3 Межд. конф. «Материалы и покрытия в экстремальных условиях», 13-17.09 2004 г. Кацивели, Украина, с. 9-10.
8. В.И. Кулик, Н.Л. Веткина, А.В. Кулик, М.С. Рамм. Численное исследование многостадийных газофазных процессов уплотнения сложнопористых сред. Труды

- 8 Межд. НТК «Новые материалы и технологии». Минск, Беларусь, 27-28 мая 2008 г. Минск, ИПМ ГНПО ПМ, 2008 г., с. 27-30.
9. V.I. Kulik, A.V. Kulik, M.S. Ramm, Yu.N. Makarov. Modeling of SiC-Matrix Composite Formation by Isothermal Chemical Vapour Infiltration // J. Crystal Growth. – 2004, v.266, p. 333-339.
10. А.В. Кулик, М.С. Рамм, Д.Х. Офенгейм, М.В. Богданов, В.И. Кулик. Моделирование тепломассообмена в процессе газофазного получения композиционных материалов с углеродной и керамической матрицей, Техника машиностроения № 4 (2006), с. 5-12.
11. Savage G. C - C Composites. Chapman & Hall, 1992. – 388 p.
12. Колесников С.А., Костиков В.И., Васильев А.М. Объемное пироуплотнение композиций, армированных комплексными углеродными волокнистыми наполнителями. Химия твердого топлива. 1993. №1, с. 66-73.
13. Колесников С.А., Сташков А.Ю. Костиков В.И. Формирование структуры порового объема карбонизованного пластика на основе углеродных наполнителей. Химия твердого топлива. 1993. №1, с. 79-87.

МОДЕЛЬ УПЛОТНЕНИЯ ДВУХФАЗНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

ЛОПАТИН В.Ю., ЧЕБЯКОВА Е.В., ДАВЫДОВА А.А

НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия,
тел.: (+7 495) 638-44-09, e-mail: lopatin63@mail.ru

Описание кинетики уплотнения матриц порошковых композиционных материалов представляет собой весьма интересную научную задачу. В данной работе предлагается модель, описывающая поведение матрицы в композитах типа "синтактическая пена" на основе никелевых карбонильных порошков (ПНК-2Л7 и ПНК-1Л5), содержащих полые сферические частицы из Al_2O_3 и углерода.

При первых попытках описания кинетики уплотнения таких композитов был использован так называемый "вязкостный" подход, в основе которого лежит представление об увеличении интегральной вязкости КМ при введении в матрицу частиц второй фазы. Одно из уравнений в рамках данного подхода было выведено на базе известного уравнения МакКензи-Шаттлворта [1]. Для случая, когда компоненты не взаимодействуют друг с другом, оно имеет вид:

$$\frac{d\theta_m}{dt} = \frac{\frac{2}{3} \left(\frac{4\pi}{3} \right)^{\frac{1}{3}} \sigma n^{\frac{1}{3}} (1 - \theta_m)^{\frac{2}{3}} \theta_m^{\frac{1}{3}}}{\eta_0 (1 + bt)(1 + 2,5U)} \quad (1)$$

где θ_m – относительная плотность матрицы КМ; σ и η_0 – соответ-

ственно поверхностное натяжение и вязкость материала матрицы; b – коэффициент, учитывающий влияние рекристаллизации зерен матрицы на ее вязкость; n – число пор в единице объема; U — объемная доля наполнителя (в пересчете на беспористую матрицу); t — время.

К сожалению, эта модель не позволяла объяснить тот факт, что при температурах >1000 °С никелевая матрица КМ $\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$ уплотнялась с такой же скоростью, что и чистый никель, т. е. она как бы "не замечала" присутствия включений, объемная доля которых была достаточно велика (до 25%).

Для разработки новой модели воспользовались представлениями о возникновении в двухфазных порошковых материалах при спекании растягивающих напряжений, которые противодействуют напряжениям, сжимающим матрицу [2, 3]. Наведение этих растягивающих напряжений связывают с наличием частиц второй фазы.

При рассмотрении компонентов тензора напряжений в элементе объема матрицы вблизи включения сделан вывод [2], что среднее (гидростатическое) напряжение, препятствующее уплотнению, не является функцией расстояния от включения и зависит только от объемной доли включений, что иллюстрируется следующей формулой:

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma_r(r) + 2\sigma_0(r)}{3} = -\sigma_r(a) \cdot \frac{U}{1-U}, \quad (2)$$

где $\bar{\sigma}$ – среднее (гидростатическое) напряжение; $\sigma_r(r)$ и $\sigma_0(r)$ – соответственно радиальная и окружная компоненты тензора напряжений; $\sigma_r(a)$ – величина радиальной компоненты на поверхности раздела включение/матрица (a – радиус включения); U — объемная доля включений. Очевидно, что средний уровень растягивающих напряжений в матрице будет определяться величиной $\sigma_r(a)$.

Для описания количественного соотношения среднего уровня растягивающих и сжимающих напряжений в матрице были использованы выражения, полученные в результате рассмотрения двух моделей: модели "композиционной сферы" (МКС) и "самосогласованной модели" (ССМ) [3]. В первой модели композит, содержащий объемную долю U сферических включений, чисто умозрительно разделяется на множество сферических элементов, каждый из которых имеет в центре включение второй фазы, объемная доля которого в этой сфере равна U .

Для этого случая соотношение между $\bar{\sigma}$ и так называемым напряжением спекания Σ , под которым подразумевали усредненную величину напряжений, вызываемых в матрице лапласовскими силами, задается соотношением:

$$\frac{\bar{\sigma}}{\Sigma} = -\frac{U}{U + \frac{3K_m}{4G_m}}, \quad (3)$$

где Σ – напряжение спекания; K_m – модуль (коэффициент) объемной деформации пористой матрицы; G_m – модуль сдвига пористой матрицы; U – объемная доля включений. Следует отметить, что нахождение точных значений упругих констант для пористых материалов представляет значительную трудность, особенно при повышенных температурах. Для упрощения расчетов воспользовались известными соотношениями между модулями упругости E , G и K и коэффициентом Пуассона ν [4]:

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)}, \quad G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (4, 5)$$

Тогда уравнение (3) принимает вид:

$$\frac{\bar{\sigma}}{\Sigma} = -\frac{2U(1-2\nu)}{2U(1-2\nu) + (1+\nu)}, \quad (6)$$

который представляет больший интерес, чем (3), поскольку уравнение (6) включает только две величины вместо трех (из которых табличная только одна вместо двух). Учесть влияние пористости на коэффициент Пуассона можно с помощью зависимости, предложенной М.Ю. Бальшиным:

$$\nu = \nu_k \theta^{\frac{m}{2}}, \quad (7)$$

где ν_k – коэффициент Пуассона для компактного материала; θ – относительная плотность; m – коэффициент, равный 2 для матричных систем [5].

В "самосогласованной модели" элементарный объем матрицы (без включения) представляется как островок спекающегося материала в среде (композите), которая уплотняется с меньшей скоростью. Разница в скоростях свободной деформации островка и среды вызывает напряжения, которые оказывают влияние на скорость уплотнения каждого компонента. В этом случае $\bar{\sigma}$ и Σ соотносятся между собой следующим образом:

$$\frac{\bar{\sigma}}{\Sigma} = -\frac{U}{U + \frac{3K_m}{4G_c}}, \quad (8)$$

где K_m — модуль объемной деформации пористой матрицы; G_c — модуль сдвига всего композита; U — объемная доля включений.

Для абсолютно жестких включений отношение G_c к K_m описывается выражением [3]:

$$\frac{4G_c}{3K_m} = \frac{4G_m}{3K_m} \left(1 + 7,5 \frac{U}{U-1} \cdot \frac{1-\nu}{4-5\nu} \right). \quad (9)$$

При подстановке уравнений (4) и (5) в уравнение (9), а полученного после этого выражения в (8) получается:

$$\frac{\bar{\sigma}}{\Sigma} = -\frac{U}{U + \frac{1}{2} \left(\frac{1+\nu}{1-2\nu} \right) \left(1 + 7,5 \frac{U}{U-1} \cdot \frac{1-\nu}{4-5\nu} \right)^{-1}} \quad (10)$$

Предварительные расчеты показали, что при одних и тех же значениях U и ν формулы (6) и (10) дают близкие друг к другу значения соотношения напряжений. На окончательный выбор выражения повлияла большая корректность исходных предположек "самосогласованной модели".

Следует отметить, что в композите с пористой матрицей объемная доля частиц второй фазы будет меньше доли в беспористом композите, т.е. той величины, исходя из которой составляется шихта для КМ, так что:

$$f = \frac{U\theta_m}{1-U+U\theta_m}, \quad (11)$$

где f и U — объемные доли включений соответственно в пористой и беспористой матрицах; θ_m — относительная плотность матрицы.

Сопоставление расчетных и экспериментальных данных по изотермическому спеканию никелевых карбонильных порошков легкой подгруппы показало, что дифференциальное уравнение МакКензи-Шаттлворта для однокомпонентных материалов

$$\frac{d\theta_m}{dt} = \frac{\frac{2}{3} \left(\frac{4\pi}{3} \right)^{\frac{1}{3}} \sigma n^{\frac{1}{3}} (1-\theta_m)^{\frac{2}{3}} \theta_m^{\frac{1}{3}}}{\eta_0(1+bt)} \quad (12)$$

может успешно применяться для описания уплотнения фор-

мовок из ПНК-2Л7 и ПНК-1Л5, поэтому оно было выбрано в качестве основы для нового уравнения, в котором f определяется по формуле (11), v – по формуле (7), а остальные величины – те же самые, что и в уравнении (1):

$$\frac{d\theta_m}{dt} = \frac{\frac{2}{3} \left(\frac{4\pi}{3} \right)^{\frac{1}{3}} \sigma n^{\frac{1}{3}} (1 - \theta_m)^{\frac{2}{3}} \theta_m^{\frac{1}{3}}}{\eta_0 (1 + bt)} \times \left[1 - \frac{f}{f + \frac{1}{2} \left(\frac{1+v}{1-2v} \right) \left(1 + 7,5 \frac{f}{f-1} \cdot \frac{1-v}{4-5v} \right)^{-1}} \right]. \quad (13)$$

Уравнение (13), как и уравнение (1), хорошо описывает кинетику уплотнения матриц в системе Ni-C во всем интервале температур от 900 до 1200 °С, а в системе Ni-Al₂O₃ – только при температурах ниже 1000 °С, давая при более высоких температурах заметное занижение расчетных значений по сравнению с экспериментальными, что невозможно объяснить с позиций "вязкостного" подхода. В рамках подхода, учитывающего наличие растягивающих напряжений в матрице, это можно объяснить релаксацией таких напряжений на межфазной границе из-за усадки микросфер за счет ползучести оксида алюминия при температурах более 1000 °С под действием напряжений, близких по величине к лапласовским [6]. Такая ползучесть может интенсифицироваться фазовыми переходами в материале стенок полых частиц в этом температурном диапазоне, в результате чего фазы γ , δ и θ -Al₂O₃ исчезают и остается только фаза α -Al₂O₃ (в некотором количестве присутствующая в исходных микросферах) [7]. Следует также отметить, что изменение фазового состава сопровождается увеличением плотности материала стенок частиц и соответственно уменьшением их наружного диаметра.

На рис. 1 показано удовлетворительное совпадение экспериментальных точек и расчетных кривых [8]. Кривые 1 и 2 на рис. 1(а) получены расчетом по формуле (12). Кривая 3 на рис. 1 (а) и все кривые на рис. 1 (б) получены по формуле (13).

К сожалению, металлографические исследования шлифов КМ с полыми микросферами не позволили получить свидетельства действия растягивающих напряжений в виде зон с повышенной пористостью из-за разрушения сфер при шлифовке и

выкрашивания их осколков, а также прилегающих объемов матрицы, в результате чего существовавшую ранее поверхность раздела фаз идентифицировать невозможно. Зоны повышенной пористости вокруг неразрушаемых включений удалось обнаружить на шлифах модельных материалов ПНК-1К5 + Ni гранулы (на рис. 2 такая зона обозначена стрелкой).

Следует отметить, что кинетика уплотнения матриц модельных материалов также хорошо описывается уравнением (13).

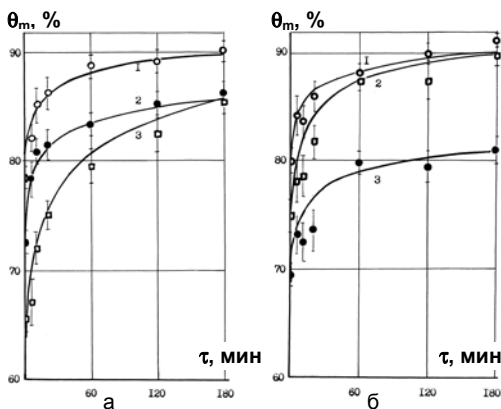


Рис. 1. Зависимость относительной плотности матрицы θ_m от времени выдержки τ при различных температурах
 а) КМ Ni-Al₂O₃: 1 – 12,5 % Al₂O₃, 1200 °C; 2 – 25 % Al₂O₃, 1200 °C; 3 – 12,5 % Al₂O₃, 900 °C
 б) Ni-C: 1 – 12,5 % C, 1200 °C; 2 – 12,5 % C, 1050 °C; 3 – 25 % C, 1200 °C

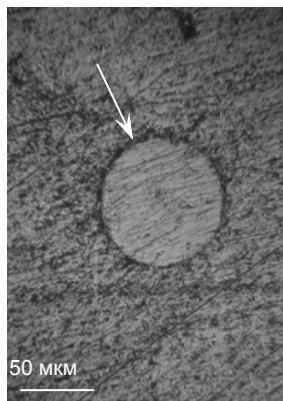


Рис. 2. Зона повышенной пористости вблизи включения (ПНК-1Л5 + 25% Ni гранул; $T_{сп}$ = 1050 °C, время выдержки 60 мин)

Литература:

1. Костилов В.И., Козырева Л.П. //Докл. АН СССР. 1988. Т. 303. № 6. С. 1370 – 1374.
2. Bordia R.K., Scherer G.W. //Acta metall. 1988. V. 36. № 9. P. 2411 – 2416.
3. Scherer G.W. //J. Amer. Ceram. Soc. 1987. V. 70. № 10. P. 719 – 725.
4. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. – М.: Металлургия, 1989. – 384 с.
5. Андриевский Р.А. Порошковое материаловедение. – М.: Металлургия, 1991. – 205 с.
6. Cannon R., Langdon T. //J. Mater. Sci. 1983. V. 18. № 10. P. 1 – 50.
7. Андриевский Р.А., Спивак И.И. Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе. – Челябинск: Металлургия, 1989. – 368 с.
8. Лопатин В.Ю. //Цветные металлы. 1994. №9. С. 59 – 61.

СТРУКТУРА И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛЫХ СТЕКЛЯННЫХ МИКРОСФЕР

ЛОПАТИН В. Ю., ЧЕБРЯКОВА Е. В., ЛОГИНОВ П.А.

*НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия,
тел.: (+7 495) 638-44-09, e-mail: chebryakovaev@gmail.com*

Работа посвящена разработке технологии получения высокопористых фильтров на основе полых стеклянных микросфер (ПСМ) без использования связующих, а также исследованию поведения индивидуальных полых микросфер при термической обработке в нестационарном слое и спекании в монослое.

Исходные материалы. В качестве исходных материалов использовали полые частицы из натрийборсиликатного стекла, характеризующиеся правильной сферической формой и имеющие достаточную прочность при гидростатическом сжатии, что обеспечивает сохранение формы в ходе экспериментов. В ходе экспериментов две партии полых сфер условно обозначали как ПСМ-1 и ПСМ-2. Обе марки имели насыпную плотность $0,15 \text{ г/см}^3$, пикнометрическую плотность материала стенок около $3,2 \text{ г/см}^3$, а пикнометрическая плотность самих сфер (как целых объектов) составляла соответственно $0,32$ и $0,27 \text{ г/см}^3$ [1]. Гранулометрический состав сфер определяли на установке Fritsch Analysette 22 MicroTec plus методом дифракции лазерных лучей. Результаты приведены на рисунках 1 и 2.

Термообработка в нестационарном слое. Поскольку анализ поведения полых стеклянных микросфер при спекании в свободной насыпке весьма затруднен из-за проблем с изготовлением шлифов, была предпринята попытка оценить их индивидуальную усадку при температурах спекания без контакта с другими частицами в нестационарном слое.

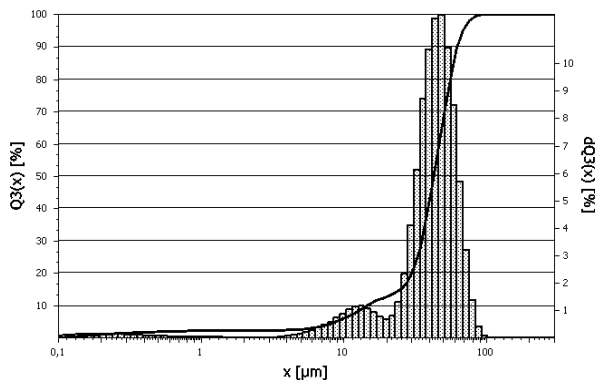


Рис. 1. Гранулометрический состав микросфер ПСМ-1

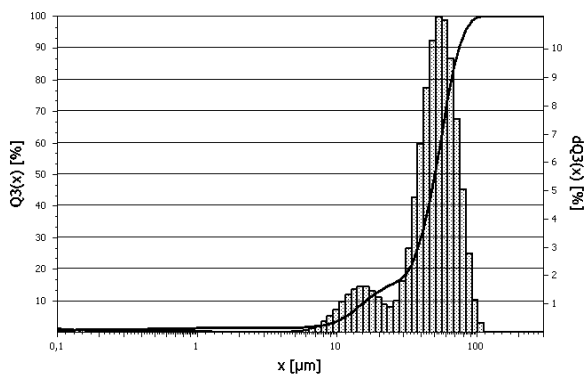


Рис. 2. Гранулометрический состав ПСМ-2

ПСМ засыпали в трубку из кварцевого стекла, один конец которой вводили в камерную лабораторную печь, предварительно нагретую до температуры 600 °С. Скорость вращения трубки – 30 об/мин,. Постоянное пересыпание сфер внутри трубки в течение 30 минут не позволяло развиваться межчастичным контактам.

Микроскопический анализ частиц ПСМ-1 после термообработки в нестационарном слое не выявил каких-либо искажений формы. При измерении размеров частиц была зафиксирована усадка, что представлено на рисунке 3.

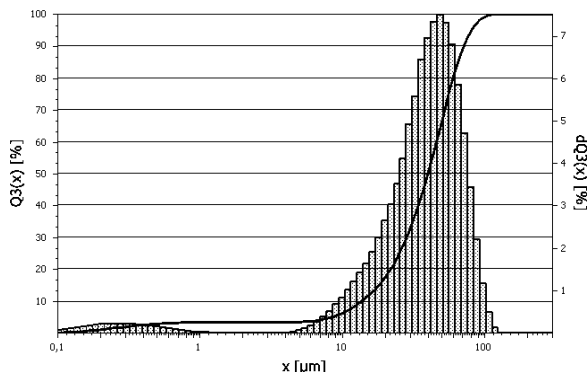


Рис. 3 – Гранулометрический состав ПСМ-1 после термообработки

Изменение плотности микросфер как целых объектов в зависимости от их средних диаметров до и после термообработки можно оценить по формуле:

$$\frac{\rho_0}{\rho} = \frac{D^3}{D_0^3} \quad (1)$$

где ρ_0 и ρ – плотности до и после обработки; D_0 и D – наружные диаметры частиц до и после обработки.

Расчет показал, что при условии постоянства плотности стенок сфер их плотность как целых объектов увеличилась на 13%.

Спекание в монослое. Для анализа динамики развития контактных перешейков в условиях вязкого течения частицы ПСМ-1 спекали в монослое. Микросферы насыпали на стеклянную подложку и помещали в камерную печь, предварительно нагретую до 650 °С. Длительность изотермической выдержки составляла 30 и 60 минут. В этих экспериментах использовали как полифракционный порошок, так и его узкие фракции (-100 + 71 мкм) и (-71 + 56 мкм). Результаты спекания оценивали с помощью оптических микроскопов METAM PB-22 и Neophot 21.

Микроскопический анализ выявил возникновение четко видимых перешейков в местах контактов сфер друг с другом, а также в местах их контактов с подложкой. Был зафиксирован рост этих перешейков с увеличением времени выдержки, хотя точные их измерения были весьма затруднительными из-за непараллельности многих контактов оси объектива. С увеличением времени выдержки также наблюдались усадка микросфер, искажение формы отдельных крупных частиц и оплавление мелких.

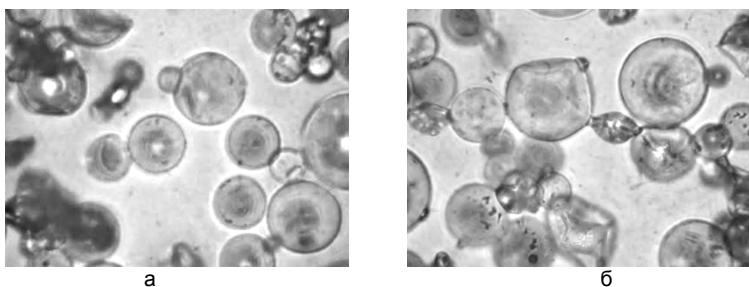


Рис. 4. ПСМ, спеченные в монослое с изотермической выдержкой:
а - 30 минут; б - 60 минут

Полученные результаты позволили уточнить величины относительных плотностей и пористостей, которые используются при оценке эксплуатационных свойств полученных материалов.

Энергопоглощающие свойства материалов из ПСМ.

Оценка ударопоглощающих свойств спеченных образцов показала, что разработанные материалы поглощают $72 \div 89$ % энергии удара в диапазоне $4 \div 12$ Дж и их можно использовать в качестве одноразовых ударопоглощающих элементов, испытывающих осевое динамическое сжатие с возможностью радиальной деформации. (Без радиальной деформации характеристики ударопоглощения оказались ниже – около 65 %).

Фильтрующие свойства изделий из ПСМ. Структура поровых каналов в материалах из ПСМ позволяет использовать их в качестве фильтров взамен аналогичных металлических фильтров с сохранением большинства эксплуатационных характеристик и существенным выигрышем в массе изделий при постоянных габаритах и в стойкости к воздействию фильтруемых сред.

Фильтры из полых стеклянных микросфер получали спеканием в свободной насыпке на воздухе в керамических формах при температуре 650°C в течение 1 часа. Усадка при спекании насыпки ПСМ–1 составила 26,5 %, ПСМ–2 – соответственно 30,5 %. Полученные заготовки обладали достаточной прочностью для того, чтобы из них изготовить фильтры заданного размера механическим способом.

В качестве основной эксплуатационной характеристики фильтров оценивали коэффициент проницаемости по воде по известной формуле (2).

$$K = \frac{\eta V h}{\Delta P \tau F}, \quad (2)$$

где η – вязкость среды (Па·с); V – объем жидкости (м^3), прошедшей через фильтр с высотой h (м) и площадью поперечного сечения F (м^2) за время τ (с); ΔP – перепад давлений (Па).

Для фильтра из ПСМ–1 с открытой пористостью 42,2 % коэффициент проницаемости составил $8,5 \cdot 10^{-12} \text{ м}^2$; для фильтра из ПСМ–2 с открытой пористостью 30,4 % соответственно $6,4 \cdot 10^{-12} \text{ м}^2$. Для сравнения: коэффициенты проницаемости для фильтров из несферических частиц титана, сферических бронзовых частиц (BrO10) и пористого сетчатого материала (ПСМ) составили соответственно $K_{\text{Ti}} = 1,5 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2$, $K_{\text{BrO10}} = 1,5 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2$, $K_{\text{ПСМ}} = 5 \cdot 10^{-14} \text{ м}^2$ [2].

Следует отметить, что плотность фильтров из полых стеклянных микросфер находится в диапазоне $0,18 - 0,19 \text{ г/см}^3$, тогда как аналогичные характеристики для пористого сетчатого материала, титанового и бронзового фильтров соответственно равны $5,3 \text{ г/см}^3$; $2,82 \text{ г/см}^3$; $6,53 \text{ г/см}^3$. Учитывая это обстоятельство, а также различие в стоимости исходных материалов, использование фильтров из ПСМ экономически выгодно в тех областях применения, которые не связаны с большими механическими нагрузками на фильтры.

Итоги работы: В результате проведенной работы показана принципиальная возможность изготовления высокопористых фильтров с пористостью не менее 94% спеканием ПСМ в свободной насыпке и оценены их некоторые эксплуатационные свойства.

Модельные эксперименты по спеканию микросфер в моно-слое и припеканию отдельных микросфер к стеклянной подложке позволили определить характер межчастичных перешейков и установить качественные зависимости размера перешейков от времени изотермической выдержки.

Литература:

1. Чебрякова Е.В., Лопатин В.Ю. Технология получения и исследование свойств порошковых пеноматериалов на основе полых стеклянных микросфер.- Материалы докладов 9-й международной научно-технической конференции "Новые материалы и технологии: ПМ, КМ, защитные покрытия, сварка". – Минск, 2010.- С.120 – 121.
2. С. В. Белов. Пористые металлы в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1981.

СРАВНЕНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ TiC – СТАЛЬ ПОСЛЕ СПЕКАНИЯ И ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

НАРВА В.К., МАРАНЦ А.В. СЕНТЮРИНА Ж.А.

НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия,
тел.: (+7 495) 638-46-42, e-mail: zeinalova@rambler.ru

В работе исследовались материалы на основе низкоуглеродистой слаболегированной стали с добавками карбида титана, полученные методом лазерной наплавки и порошковой металлургией. Целью работы было исследование процесса структурообразования и влияния микроструктуры материала на его свойства.

Смесь порошков низкоуглеродистой стали и карбида титана (2,5%об, 5%об, 10%об, 15%об и 30%об) подавалась в зону лазерного воздействия со скоростью перемещения сопла $S = 0.7$ мм/мин, при мощности лазера $P = 5$ кВт и расходом порошка $F = 15$ г/мин.

Поскольку сталь является малоуглеродистой (0,15% С) и малолегированной, то при рассмотрении влияния карбида титана на микроструктуру и свойства сплава в первом приближении мы принимали его как сплав железа с TiC (Рис. 1)

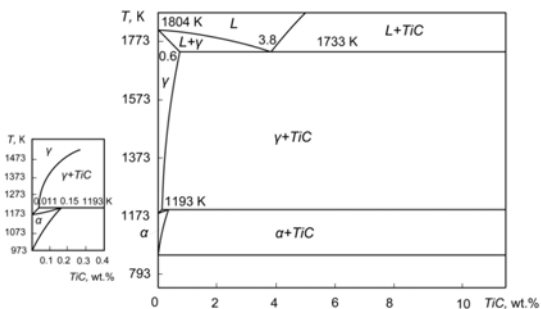


Рис. 1. Стабильная диаграмма состояния системы Fe-TiC

Квазибинарный разрез Fe-TiC представляет собой диаграмму эвтектического типа. Содержание карбида в эвтектике 3,8%масс. Предельная растворимость TiC в железе 0,6%масс. При увеличении скорости охлаждения концентрация растворенного элемента в твердом растворе возрастает по сравнению с равновесной кристаллизацией. Высокие скорости охлаждения при лазерной наплавке способствуют формированию пересы-

щенного твердого раствора TiC в γ -Fe. В этом случае кристаллизация идет по метастабильной диаграмме состояния (Рис. 2).

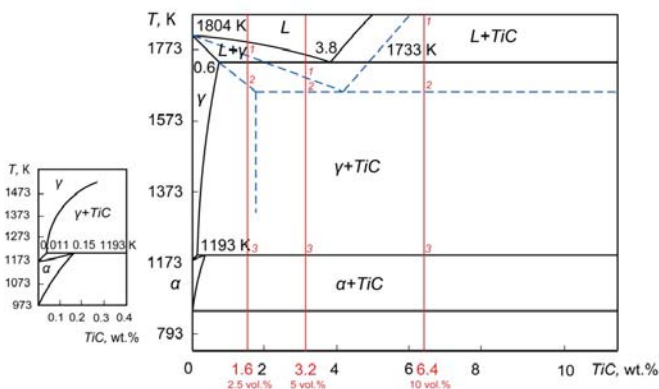


Рис. 2. Метастабильная диаграмма состояния системы Fe-TiC

Для определения влияния TiC на микроструктуру и свойства стали были выбраны следующее процентное содержание легирующего компонента: 2,5%об (1,6%мас) TiC (дозвтектический сплав), 5%об (3,2%мас) TiC (сплав, близкий к эвтектическому), и 10%об, 15%об, 30%об (6,4%мас, 9,6%масс, 19,2%масс) TiC (заэвтектические сплавы).

Дозвтектический сплав содержит 2,5%об (1,6%мас) TiC и состоит из двух фаз: пересыщенного твердого раствора TiC в γ -железе и избыточного карбида титана (Рис. 3).

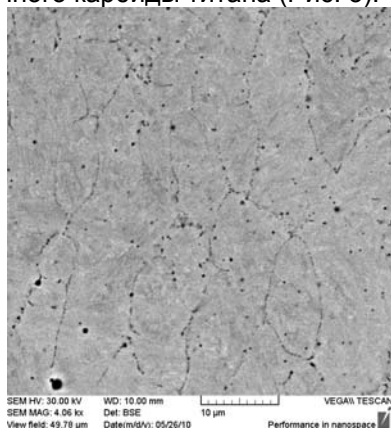


Рис. 3. Микроструктура сплава с содержанием TiC 2,5%об

В результате переохлаждения предел растворимости TiC в γ -железе увеличивается, и сплав попадает в однофазную область (Рис.2). Происходит образование пересыщенного твердого раствора карбида титана в γ -железе. Сплав кристаллизуется в форме дендритов, направление роста которых совпадает с направлением охлаждения. Из-за термического влияния выше лежащих слоев происходит выделение избыточного TiC из пересыщенного твердого раствора по границам зерен и дендритов (Рис. 3). Электронномикроструктурный анализ подтвердил выделение избыточного TiC.

Структура сплава близкого к эвтектическому 5%об (3,2%мас) TiC, состоит из двух фаз: пересыщенного твердого раствора TiC в γ -железе и эвтектики E (γ + TiC) (Рис. 4).

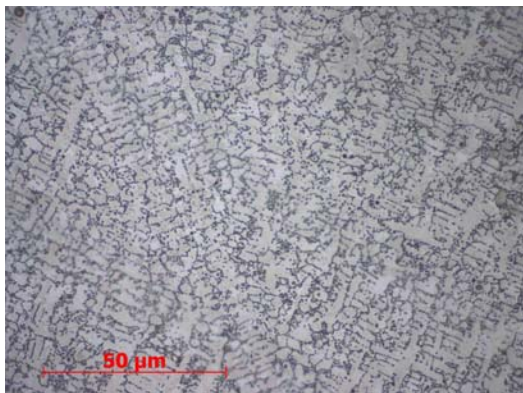


Рис. 4. Микроструктура сплава с содержанием TiC 5%об

Формирование пересыщенного твердого раствора TiC в γ -железе происходит аналогичным образом. Но в результате большего содержания TiC сплав находится вне однофазной области, что приводит к выделению по границам дендритов колоний эвтектики пластинчатой и стержневой формы (Рис. 5).

Электронномикроструктурный анализ подтвердил образование эвтектических колоний карбида титана по границам дендритов.

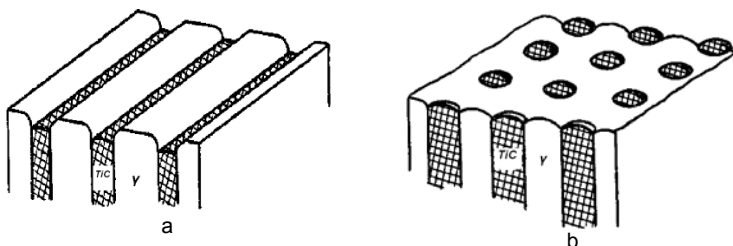


Рис. 5. Форма эвтектики: а – пластинчатая; б – стержневая

Заэвтектический сплав содержит 10%об (6,5%мас) TiC и состоит из двух фаз: первичного карбида титана TiCперв и эвтектики E ($\gamma + \text{TiC}$). TiCперв кристаллизуется в форме компактных многогранников, дендритов с оgranенными ветвями, которые являются центром кристаллизации эвтектики (Рис. 6).

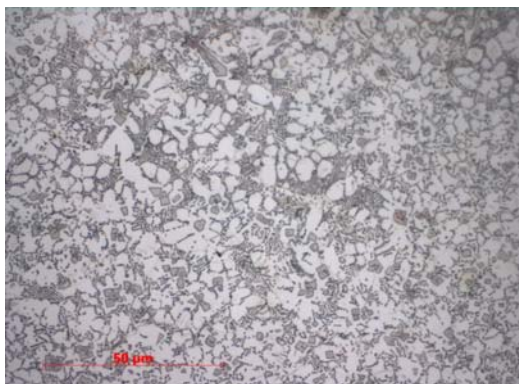


Рис. 6. Микроструктура сплава с содержанием TiC 10%об

Из-за высоких скоростей охлаждения, свойственных лазерной наплавке, кристаллизация эвтектики получается неравновесной. При затвердевании жидкость, вблизи образовавшихся кристаллов TiCперв, обеднена карбидом титана. При высоких скоростях охлаждения диффузия TiC в γ -фазу не успевает пройти полностью. В результате чего сначала эвтектика кристаллизуется в форме «ободка» из γ -фазы вокруг TiCперв. Затем состав эвтектики выравнивается, и она кристаллизуется в пластинчатой и стержневой форме (Рис. 5). Электронномикроструктурный анализ подтвердил гипотезу формирования структуры. Концентрация титана повышена в области первичного карбида титана и в области эвтектических колоний.

При увеличении содержания TiC до 15%об и 30%об он не успевает раствориться в железе и застывает в виде отдельных частиц в структуре материала.

Изменение твердости в многослойных материалах с увеличением содержания TiC происходит следующим образом. Она возрастает при увеличении содержания карбида титана от 0%об до 5%об и падает с увеличением содержания TiC до 10%об.

Возрастание твердости доэвтектических сплавов (2,5%об и 5%об TiC) связано с формированием в них пересыщенного твердого раствора TiC в γ -железе. Происходит сильное искажение кристаллической решетки, в результате чего твердость сплава резко возрастает. В заэвтектическом сплаве (10%об TiC) наблюдается падение твердости, не смотря на увеличение содержания TiC, которое должно приводить к ее возрастанию. Это обусловлено образованием неравновесной эвтектики и формированием «ободков» γ -фазы вокруг первичных кристаллов карбида титана. В результате того, что в этой области γ -фаза обеднена карбидом титана, она обладает меньшей твердостью, чем равновесная эвтектика. Так как ее объемное содержание значительно превышает объемное содержание TiCперв и равновесной эвтектики Э ($\gamma + \text{TiC}$), то твердость сплава складывается из твердости γ -фазы обедненной карбидом титана. При рассмотрении изменения твердости по высоте образца, можно заметить ее уменьшение от поверхности к середине для доэвтектических сплавов (2,5%об и 5%об TiC) (Рис.7).

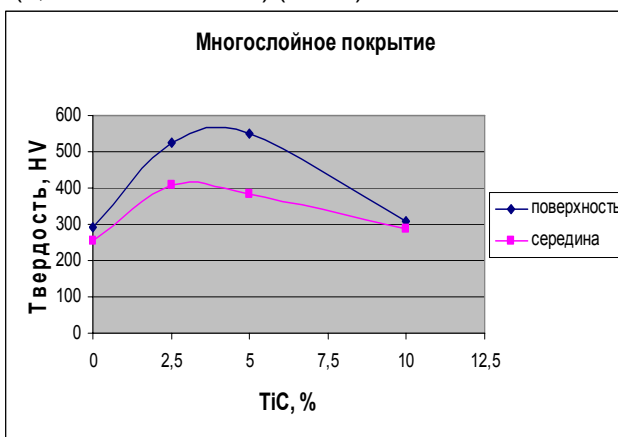


Рис. 7 Изменение твердости покрытий от содержания TiC

На середину сплава большее количество вышележащих слоев оказывает термическое влияние. В результате чего происходит увеличение количества выделяющегося избыточного TiC из пересыщенного твердого раствора TiC в γ -железе. Степень дефектности кристаллической решетки уменьшается и происходит падение твердости.

При получении материалов методом порошковой металлургии использовали механическую смесь порошков TiC (0 – 20)% мас и составляющих сталь элементов. При одностороннем прессовании на гидравлическом прессе давление варьировали в интервале 2 – 13 Т/см². Кривые уплотнения свидетельствуют о том, что с увеличением содержания карбида титана уплотняемость смесей ухудшается, что подтверждает и повышение $P_{\max}$ и показателя прессуемости (m), определенных при обработке результатов по уравнению Бальшина М.Ю. [...] (табл. 1).

Таблица 1

Значения показателя прессования и максимального давления прессования

TiC, %об	0	2.5	5	10	15	20
$P_{\max}$	18.20	18.62	20.42	26.92	29.51	31.62
m	5.69	5.13	5.35	5.8	6.49	6.54

При изучении процесса спекания температура спекания в вакууме изменялась в пределах 1473 – 1673 К. Результаты представлены в табл. 2, из которой следует, что материалы с (0 – 5)% TiC, спекающиеся в твердой фазе, характеризуются высокой остаточной пористостью и оптимальной для них является температура 1530 К.

Для материалов с содержанием TiC до 20% мас, спекающихся с образованием жидкой фазы, оптимальна температура спекания 1620 К. Однако, нужно отметить, что спекание не обеспечивает получение беспористых образцов, что возможно за счет увеличения содержания жидкой фазы при большем содержании TiC.

Микроструктура спеченных образцов двухфазная, характерная для материалов системы TiC – сталь [2]: зерна TiC и стальная связка, твердость материалов возрастает с повышением содержания TiC.

Таблица 2

Изменения пористости материалов от температуры спекания

TiC, %об	температура, К				
	1473	1523	1573	1623	1673
	пористость, %				
0	10,60	8,75	оплавляются		
2,5	13,97	12,03			
5	16,17	14,68			
10	21,15	19,84	18,44	15,67	оплавляются
15	20,53	20,11	19,41	16,66	
20	21,75	19,92	18,24	17,50	

Закключение. Процесс лазерного спекания имеет особенности, связанные с большой скоростью охлаждения, что определяет отличие процесса структурообразования материалов TiC – сталь. При этом обеспечивается получение беспористых материалов, и процесс охлаждения может быть совмещен с закалкой стальной составляющей.

Литература:

1. Порошковая металлургия и напыленные покрытия. / Под ред. Митина Б.С. М.: Металлургия. 1987. 790 с.
2. Нарва В.К. и др. Карбидостали. М.: Металлургия. 1988. 145 с.

НОВЫЕ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ HÖGANÄS ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ВЫСОКОНАГРУЖЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ

ОЩЕПКОВ Д.А.

*Höganäs AB, г.Санкт-Петербург, Россия, тел.:(+7 812) 334-42-72,
e-mail: denis.oshchepkov@hoganas.com*

Разработка новых материалов и высокоэффективных процессов – два важнейших фактора, которые обеспечили рост порошковой металлургии в течение последних десятилетий. Закалка при спекании (sinter hardening) использующая современные эффективные материалы в комбинации с ускоренным охлаждением после спекания – один из примеров такой разработки процессов и материалов.

Однако многие порошковые материалы в последнее время были подвержены ценовому давлению в связи с большими скач-

ками цен на наиболее часто используемые в порошковой металлургии легирующие элементы, такие как Mo, Ni и Cu.

Таким образом, для расширения использования порошковой металлургии в новых применениях, требующих высоких свойств материалов и успешной конкуренции с альтернативными технологиями необходимы разработки новых экономнолегированных материалов и процессов их применения.

В данной работе представлены новые экономнолегированные материалы, разработанные компанией Höganäs AB, также процессы их применения.

Начиная с 90-х годов 20 века компания Höganäs AB активно разрабатывала материалы легированные хромом. Как результат данных разработок появились материалы Astaloy CrM и Astaloy CrL. Дальнейшим развитием данного направления явился представленный в данной работе материал Astaloy CrA (1,8%Cr).

Однако, учитывая тот факт, что применение хромистых материалов ограничено вследствие высоких требований к параметрам печной атмосферы и невозможностью использования эндогаза, в данной статье также будет представлен новый материал - Distaloy AQ (0,5%Ni, 0,5%Mo).

Химический состав исследуемых порошков представлен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых порошков

Наименование	Ni	Mo	Cr	Fe
Astaloy CrA	0,5	0,5	-	Основа
Distaloy AQ	-	-	1,8	Основа

Astaloy CrA

Материалы для исследования готовились сухим смешиванием предварительно легированного порошка Astaloy CrA с графитом UF-4, медью -150 мкм, а также порошка Ni Inco 123. В качестве смазки использовали 0,6% Lube E – новый высокоэффективный пластификатор компании Höganäs AB.

Таблица 2

Химический состав исследуемых смесей

Обозначение смеси	Основа	Cu, %	Ni, %	C. %
CrA – A	Astaloy CrA	-	-	0,4
CrA – B	Astaloy CrA	-	-	0,6
CrA – C	Astaloy CrA	-	-	0,8
CrA – D	Astaloy CrA	1,0	-	0,6
CrA – E	Astaloy CrA		1,0	0,6
CrA – F	Astaloy CrA		2,0	0,6

Образцы для испытания на растяжение и ударную вязкость прессовались таким образом, чтобы достичь плотности после спекания 7,0г/см³.

Спекание проводили в проходной конвейерной печи при температуре 1120°C, 30 мин в атмосфере 90/10 N₂/H₂.

В таблице 3 представлены механические свойства материалов после спекания. Как и ожидалось, предел прочности увеличивается как с повышением содержания графита, так и при добавлении легирующих элементов Cu и Ni. Для материалов без легирующих добавок предел прочности возрастает на 40% с 495 до 700МПа с повышением содержания углерода. Предел текучести соответственно возрастает на 50%. Дополнительное легирование медью и никелем незначительно повышает предел прочности и текучести.

Таблица 3

Свойства материалов после спекания

Материал	ρ , г/см ³	C, %	H, HV10	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	A, %	КС, Дж
CrA – A	6,98	0,42	140	495	325	3,4	23
CrA – B	6,99	0,61	165	610	415	2,8	22
CrA – C	7,01	0,80	190	700	500	2,0	18
CrA – D	6,98	0,55	175	620	450	2,3	21
CrA – E	7,00	0,57	182	641	453	2,2	23
CrA – F	7,02	0,61	220	702	489	1,8	22

ρ – плотность после спекания; C – содержание углерода после спекания;
H – твердость; σ_b – предел прочности на растяжение; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести;
A – относительное удлинение; КС – ударная вязкость.

Хром, медь и никель увеличивают прокаливаемость сталей и подавляют образование перлита во время охлаждения. Комбинация данных легирующих элементов с необходимым количеством углерода позволяет достичь мартенситной структуры после спекания при 1120°C и относительно невысоких скоростях охлаждения – 1,5~2,5°C/с.

Те же смеси, использованные в предыдущем эксперименте, были использованы и в эксперименте с закалкой при спекании. Ввиду того, что смесь CrA –A содержит недостаточное количество углерода для образования закалочных структур при данных условиях, она была заменена на смесь CrA-G, содержащую 2%Ni и 0,5%C.

Таблица 4

Химический состав смесей для эксперимента с закалкой при спекании

Обозначение смеси	Основа	Cu, %	Ni, %	C, %
CrA – B	Astaloy CrA	-	-	0,6
CrA – C	Astaloy CrA	-	-	0,8
CrA – D	Astaloy CrA	1,0	-	0,6
CrA – E	Astaloy CrA		1,0	0,6
CrA – F	Astaloy CrA		2,0	0,6
CrA – G	Astaloy CrA		2,0	0,5

Прессование смесей проводили до плотности, обеспечивающей плотность после спекания в пределах $7,0 - 7,1 \text{ г/см}^3$. Спекание проводили по режиму, аналогичному предыдущему эксперименту за исключением скорости охлаждения, которая составила 2°C/с .

Таблица 5

Свойства материалов после спекания, совмещенного с закалкой

Материал	ρ , г/см^3	H, HV10	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	A, %	КС, Дж
CrA – B	7,01	189	698	509	2,5	22
CrA – C	7,01	212	767	576	1,8	18
CrA – D	6,99	402	1034	920	0,5	20
CrA – E	7,05	242	845	660	1,5	20
CrA – F	7,05	324	1069	888	0,6	21
CrA – G	7,07	320	1125	911	0,8	20

Использование закалки при спекании позволило существенно повысить прочностные свойства материалов. Для нелегированных материалов пределы прочности и текучести возросли на 10-15% по сравнению с обычным спеканием.

Дополнительное легирование материалов медью или никелем значительно повышает прокаливаемость и позволяет достичь значений пределов прочности свыше 1000 МПа с сохранением значений ударной вязкости относительного удлинения на приемлемом уровне.

Distaloy AQ

Материал Distaloy AQ был специально разработан для применения с технологией классической закалки и цементации. Применение данного высокопрессуемого материала в смеси с Lube E позволяет комфортно достигать плотностей $7,2 \text{ г/см}^2$ и выше, что необходимо для качественного проведения операций закалки и газовой цементации.

Смеси Distaloy AQ с различным содержанием графита UF-4 готовили сухим смешиванием. В качестве смазки использовали

0,6% Lube E. Прессование проводили при давлении 700МПа. Спекали образцы в проходной печи при температуре 1120°C, 30 мин в атмосфере 90%N₂+10%H₂. Аустенизацию материалов под сквозную закалку проводили в среде с нейтральным углеродным потенциалом. При газовой цементации углеродный потенциал составлял 0,8. Температура аустенизации - 920°C. Закалку проводили в масло с температурой 60°C. В последствии образцы отпускали при температуре 200°C в течение 1 часа на воздухе. В порошковых смесях для газовой цементации содержание графита составляло 0,2%.

Таблица 6

Свойства материалов на основе Distaloy AQ после сквозной закалки

Содержание С в смеси, %	Твердость, HRC	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	A, %
0,45	38	1290	1150	0,55
0,55	41	1330	1240	0,36
0,80	46	1100	1100	0,18

Как видно из таблицы 6 наилучшую комбинацию свойств дает содержание углерода 0,45 – 0,55МПа. Дальнейшее увеличение графита приводит к охрупчиванию материала и снижению уровня свойств.

Таблица 7

Механические свойства материалов после спекания и газовой цементации

	H, HRC	σ_b , МПа	A, %	КС, Дж	σ_{50}
7,15г/см ³ 1120 °С	33	1064	0,32	12	460
7,34г/см ³ 1120 °С	32	1097	0,38	14	497
7,20г/см ³ 1250 °С	33	1060	0,33	12	-
7,34г/см ³ 1250 °С	30	1046	0,49	16	520

Анализируя таблицу 7 видно, что статический предел прочности после цементации сохраняются выше 1000МПа. Однако данная технология позволяет значительно повысить усталостные свойства материала. Так предел усталостной прочности σ_{50} (MPIF Standard 56) после спекания при температуре 1120 достигал 497 МПа, а после высокотемпературного спекания – 520МПа.

Выводы. Новые экономнолегированные порошки компании Höganäs AB в сочетании с высокоэффективными технологическими процессами позволяют получать материалы с высокими механическими свойствами.

скими свойствами. Данные материалы являются высокоэкономичной альтернативой при производстве высоконагруженных изделий.

Литература:

1. Engström U., Berg S., Frykholm R., Szabo, Ch. "High Performance Materials for Sinter Hardening Applications" World PM 2010, Florence, Italy 2010
2. Frykholm R., Bengtsson S. "New Alloy Designed for Heat Treated Applications" World PM 2010, Florence, Italy 2010

СОЗДАНИЕ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩЕГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ БИОГЕННОГО ГИДРОКСИАПАТИТА И НЕКОТОРЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ЕГО ИССЛЕДОВАНИЙ

ПАРХОМЕЙ А.Р., ИВАНЧЕНКО Л.А.

*Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича
НАН Украины, г. Киев, Украина, тел.: (+38044) 424-33-64,
e-mail: osteo@ipms.kiev.ua*

Введение. Существует множество искусственно созданных материалов для имплантации, успешно применяющихся в костной хирургии, ортопедии и стоматологии для замены поврежденных участков кости. С целью получения прочной керамики на основе синтетического и биогенного гидроксиапатита (СГАп и БГАп, соответственно) созданы их композиты с медицинским стеклом [1,2].

Значительная биоактивность композитов на основе БГАп и натрийборосиликатного стекла основана на особенностях микроструктуры этой стеклокерамики, которая сохраняет микроструктуру природного минерала кости млекопитающих, тождественную таковой кости человека. Эти минералы состоят из нанозерен, собранных в микро- и макроагломераты, структура которых содержит поры с размерами от нескольких десятков нанометров до сотен микрометров[3,4]. В керамике типа БГАп-стекло также сохраняется сложная структура отдельных кристаллических частиц БГАп и собственных пор внутри их.

Цель настоящей работы – создание композиционного материала типа БГАп – натрийборосиликатное стекло с остаточным углеродом марки ОК 12С, с содержанием кристаллической фазы в пределах 68-70 % мас., обладающего оптимальными парамет-

рами, необходимыми для использования его в качестве имплантационного материала в костной хирургии.

Материалы и методы. Для получения композиционного материала ОК 12С смесь порошков биогенного гидроксиапатита с остаточным углеродом в количестве $\leq 0,15$ % мас. и натрийборосиликатного стекла была спечена при $T_1 \geq 1000^\circ\text{C}$ и $T_2 \leq 800^\circ\text{C}$.

Углеродсодержащий композиционный биоматериал был получен в виде гранул с размерами -160 мкм и 1-5 мм и цилиндрических блоков $\varnothing 1,5$ см, основные параметры которых представлены в таблице 1.

Состав полученных образцов биоматериалов контролировался методами химического и рентгенофазового анализа, а также инфракрасной спектроскопии. Для изучения микроструктуры образцов был использован электронный микроскоп Jeol Superprobe 733.

Для определения поведения *in vitro* образцы были погружены в медицинский изотоничный физиологический раствор (0,9 % NaCl) при 36-37 °С в соотношении твердое/жидкость = 0,033 г/мл. Потери массы образцов определяли через двое суток пребывания их в растворе.

Результаты и обсуждение. Параметры полученного в виде блоков или гранул композиционного материала значительно отличаются как прочностью, так и скоростью растворения в физиологических средах, и поэтому углеродсодержащий биоматериал марки ОК 12С может иметь разное применение при остеопластике дефектов. Механическая прочность блоков из ОК 12С может соответствовать прочности тех участков кости, которые замещаются и должны выдерживать разной степени механические нагрузки. Постепенная регенерация костной ткани зависит от размеров гранул или блоков, их пористости, степени биорастворимости биоматериала определенного состава.

Микроструктура некоторых образцов биоактивного материала марки ОК 12 С приведена на рис.1 и рис.2. Следует отметить, что гранулы типа ОК12С были получены дроблением материала, квазисвободно спеченного в алуновом тиглях. Рис.1 представляет микрофотографию поверхности и излома такого материала перед дроблением на гранулы определенного размера. Можно предположить, что микроструктура отдельных гранул будет аналогична той, что представлена рис.1а либо рис.1б. Микроструктура образцов, спеченных в виде цилиндрических

блоков, также определяется видом поверхности образца: внешняя она, либо представляет излом (рис.2, а и 2, б).

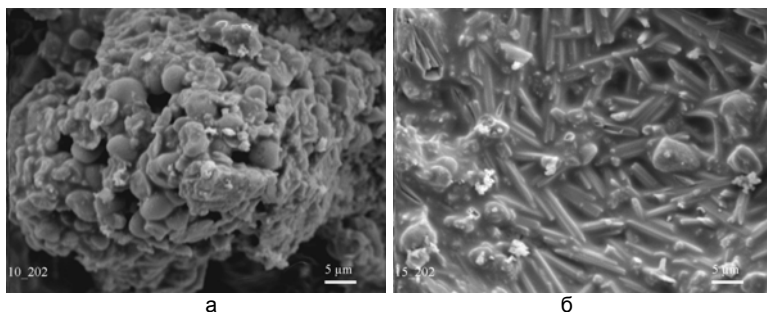


Рис. 1. Микрофото поверхности (а) и излома (б) квазисвободно спеченного биоматериала ОК 12 С

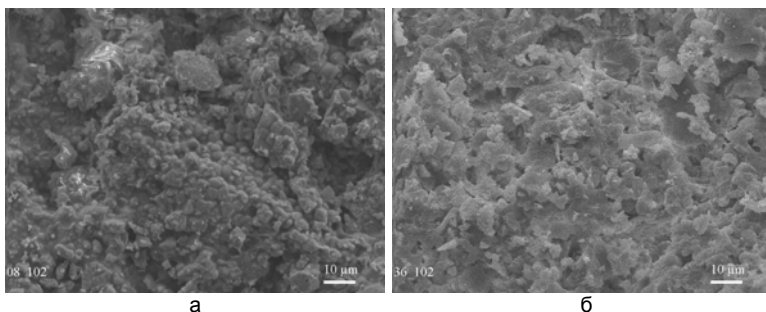


Рис. 2. Микрофото поверхности (а) и излома (б) блоков цилиндрической формы биоматериала ОК 12 С

Общим для всех представленных микроструктур является то, что их можно описать как совокупность кристаллических микророзерен БГАп, объединенных аморфной матрицей из стекла, образованного оксидами кремния, натрия и бора. Роль ее в материале – быть армирующим дополнением для повышения прочности имплантата и катализатором регенерации костной ткани благодаря наличию в ее составе комплексов Si-O.

Структура пор как в гранулах, так и в блоках биоактивного материала соответствует структуре пор в минерале костной ткани человека и создает оптимальные условия для остеогенеза. Макропоры с размерами более 40 мкм обеспечивают заселение поверхности имплантата клетками-предшественниками костной ткани и их проникновение к центру дефекта, микропоры с разме-

рами менее 5 мкм стимулируют проникновение физиологических жидкостей в дефект и поддерживают адгезию протеинов.

Некоторые физико-химические параметры исследованных в работе образцов представлены в таблице.

Таблица

Основные характеристики углеродсодержащего биоматериала

№№ об-раз-цов	Содержание БГАп и углерода, % мас.	Форма образ-цов	Каж. плотность, $\pm 0,5 \text{ г/см}^3$	Растворимость, % мас. в сутки	Прочность на сжатие, МПа	Изменения pH через 5 и 120 мин.
1	68%БГАп, до 0,15 С	Гранулы -160 мкм	1,2-1,4	До 0,65	-	2,2; 2,3
2	68%БГАп, до 0,15 С	Гранулы 1-5 мм	1,2-1,3	Более 0,50	-	1,4; 1,9
3	*68%БГАп, до 0,03 С	Блоки Ø15 мм	1,5	Более 0,37	менее 30	2,7 3,5
4	68%БГАп, до 0,12 С	Блоки Ø15 мм	2,0	До 0,37	не менее 80	0,1; 1,4
5	68%БГАп, 0,07 С	Гранулы -160 мкм	До 1,4	До 0,40	-	2,3; 2,4
6	68%БГАп, 0,07 С	Гранулы 1-5 мм	1,2-1,3	До 0,35	-	1,9; 2,2
7	*68%БГАп, 0,07 С	Блоки Ø15 мм	1,4	До 0,37	менее 30	1,1 1,7

*- материал получен однократным спеканием

Как следует из анализа полученных результатов, кажущаяся плотность гранул несколько выше, чем у блоков того же состава. Пористость блоков находится в пределах 49-55%, при этом на долю открытых пор приходится почти половина общей пористости. Именно этот фактор обеспечивает значительную первоначальную растворимость блоков, как показывают величины изменения pH физ.раствора в течение первых 5 и 120 минут контакта его с соответствующими образцами.

Механическая прочность на сжатие блочных образцов ОК 12 С сравнительно невысока, но она близка к прочности нативной губчатой кости человека и потому при имплантации вполне успешно может заменять поврежденные участки губчатых костей пациентов.

Образцы описанного в данной работе биоматериала были использованы в клинических испытаниях, проведенных специалистами Клиники травматологии и ортопедии детского возраста ИТО АМН Украины для пластики дефектов костей, которые возникали после удаления патологических очагов при оперативном лечении опухолевидных заболеваний и доброкачественных опу-

холей у детей. Испытания прошли успешно: прогнозируемые свойства биоматериала типа ОК12С были подтверждены клинически, как это было проиллюстрировано медицинскими примерами соответствующего Патента [5].

Выводы. Разработан материал для имплантации в костную ткань на основе биогенного гидроксиапатита и натрий-боросиликатного стекла, содержащий остаточный углерод в количестве 0,03-0,15 %мас. Образцы, полученные в виде гранул мелких и крупных, и в виде цилиндрических блоков, незначительно отличаются кажущейся плотностью и скоростью растворения в физ. растворе. Присутствие углерода сложным образом влияет на растворимость биоматериала *in vitro*, но играет положительную роль в процессах остеогенеза, как это установлено в испытаниях *in vivo*.

Литература:

1. Малышева А.Ю., Белецкий Б.И., Власова Е.Б. Структура и свойства композиционных материалов медицинского назначения // Стекло и керамика, 2001, № 2, С. 28-31.
2. V.V.Skorokhod, L.A.Ivanchenko, N.D.Pinchuk e.a. Porosity and bioactivity of hydroxyapatite-glass composites // Functional Materials.-2006, 13, 7№2: 260-264.
3. Иванченко Л.А., Пинчук Н.Д., Пархомей А.Р. Влияние вида пластификатора на структурообразование поризованных полидисперсных стеклокерамических композитов // Стекло и керамика. – 2007. - № 4. С.27-30.
4. Haberkro K., Bućko M., Brzezińska-Miecznik J.a.e.a. Natural hydroxyapatite – its behavior during heat treatment// Journal of European Ceramics Society.-2006.-v.26.-P.537-542.
5. Патент на корисну модель № 37194 Україна, МПК (2006) А61К 33/00, А61К 35/32, А61К 6/02, А61Р 19/00. Вуглецевистий біоматеріал / Пархомей О.Р., Іванченко Л.А., Лучко Р.В., Пінчук Н.Д., опубл.25.11.2008, Бюл. № 22.

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРИСТОГО АЛЮМИНИЯ

ПИЛИНЕВИЧ Л.П.¹, ТУМИЛОВИЧ М.В.², ШЕКО Г.А.³

¹*Белорусский государственный университет информатики
и радиоэлектроники, г.Минск, Беларусь, тел.: (+375 29) 708-88-54,
e-mail: pile.pora@tut.by*

²*Белорусский национальный технический университет, г.Минск,
Беларусь, тел. (+375 17) 296-65-14, e-mail: tumir@bntu.by*

³*Институт порошковой металлургии, Минск, Беларусь,
тел.: (+375 17) 292-61-87, e-mail: g.sheko@tut.by*

Интенсивное развитие промышленности, сельского хозяйства, процессы урбанизации требуют создания новых материа-

лов и устройств на их основе, предназначенных для защиты здоровья человека и охраны окружающей среды. Представителем таких материалов является пористый алюминий. Данный материал широко применяется в различных конструкциях, в первую очередь в авиации и автомобилестроении, а также других отраслях промышленности. Особый интерес представляет пеноалюминий (ПАЛ), - пористый материал с закрытой или открытой пористостью, размер пор у которого может изменяться от десятков микрон до 20–30 мм. Плотность материала при этом варьируется от 1,5 до 0,3 г/см³ соответственно. ПАЛ, сохраняя основные достоинства исходного металла – высокую удельную прочность, коррозионную стойкость, свариваемость, хорошую обрабатываемость, приобретает новые ценные свойства. ПАЛ эффективно поглощает энергию удара, электромагнитные колебания и излучения, имеет низкую теплопроводность, высокий коэффициент звукопоглощения, оригинальный внешний вид, хорошо окрашивается, экологически и пожаробезопасен. Изделия из ПАЛ негорючи, нетоксичны, не разрушаются под воздействием горючесмазочных материалов, растворителей, ультрафиолетовых лучей и радиации. Поэтому разработка технологии получения пористого алюминия, в том числе и ПАЛ, является важной и актуальной задачей, имеющей большое научное и практическое значение.

Целью настоящей работы является разработка технологии получения пористого алюминия, в том числе и ПАЛ.

Анализ научно-технической и патентной литературы [1-4] по проблеме получения пористых материалов на основе алюминия показал, что наиболее перспективные методы получения пористого алюминия – спекание порошка алюминия под давлением и метод, при котором исходный материал (порошок алюминия или алюминиевого сплава) смешивается с порофором, например гидридом титана, доля которого составляет 1–5 %. Затем подготовленную смесь уплотняют путем прессования, а потом нагревают до температуры, близкой к температуре плавления используемого сплава. В результате термического разложения порофора газ обдувает в металле после охлаждения пенную структуру.

Для проведения экспериментальных исследований был выбран порошок алюминия марки ПА-4, насыпная плотность порошка составила 0,96 г/см³. Образцы для исследований прессовали в металлической прессформе диаметром 30 мм методом двустороннего прессования с подпрессовкой. Давление прессо-

вания – $1,30 \times 10^2$ МПа, давление подпрессовки – $0,30 \times 10^2$ МПа. Для повышения пористости использовали порофор - гидрид титана, содержание которого в шихте изменяли от 0,5 до 5 масс.%. Микрофотография порошка показаны на рисунке 1, а микрофотография образца после формования показана на рисунке 2.



Рис. 1. Вид частиц порошка ПА-4



Рис. 2. Вид образцов после формования

Изучено влияние давления прессования и содержания порофора на пористость образцов ПАЛ. Результаты экспериментальных исследований представлены на рисунках 3 и 4. Анализ приведенных графиков показывает, что оптимальное содержание порофора составляет 4 – 5 %, дальнейшее увеличение его содержания не приводит к увеличению пористости образцов. Оптимальное давление прессования – $(1,1 – 1,3) \times 10^2$ МПа; при меньшем давлении прессования образцы не держат форму, а при большем пористость уменьшается до величины менее 37 %, что не представляет практического интереса для получения пористых демпфирующих материалов.

Сформованные образцы подвергали термообработке на воздухе при температуре 660 °С в течение 2 ч. в камерной электропечи, охлаждение производили вместе с печью.

Фотографии полученных образцов пористого алюминия образцов показаны на рисунке 5.

Средний размер пор полученных образцов составил 49 мкм, максимальный размер пор 74 мкм, пористость 36,9 %. Для оценки демпфирующей способности полученных образцов пористого алюминия были проведены испытания на прочность при сжатии. При проведении испытаний образцы пластически деформировались до нагрузки 4500 кг·с без разрушения. При этом их толщина уменьшилась с 10,0 до 4,6 мм, т.е. в 2,17 раза, что

создает хорошие перспективы для применения полученного материала в качестве демпфирующего. Полученный материал является «классическим» представителем пористых материалов, у которых вся пористость является открытой.

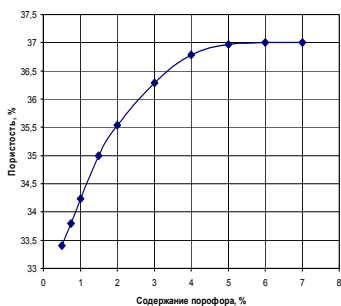


Рис. 3. Влияние содержания порофора на пористость образцов из порошка Al при давлении прессования $1,3 \times 10^2$ МПа

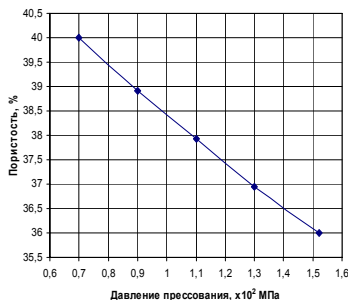


Рис. 4. Влияние величины давления прессования на пористость образцов из порошка Al при содержании порофора 4 %



а



б

а – вид в горизонтальной плоскости; б – вид в вертикальной плоскости

Рис. 5 – Внешний вид образцов пористого алюминия

Однако, в ряде случаев требуется большая, пусть и закрытая пористость. В результате проведенных экспериментальных исследований разработана технология получения ПАЛ с закрытой пористостью. Формование материала проводили по приведенным выше режимам. Спекание сформованных образцов производили в вакууме в два этапа: с выдержкой при температуре 450°C в течение 2 ч, и затем при температуре $(630+20)^\circ\text{C}$ в те-

чение 2 ч. Охлаждение заготовок производили в печи до комнатной температуры. После охлаждения поровая структура стабилизировалась и образовывались закрытые и открытые поры.

Фотографии структуры вспененного алюминия показаны на рисунке 6, а фото шлифов при различных увеличениях на рисунке 7.

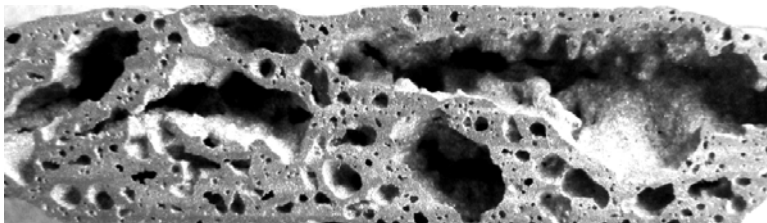
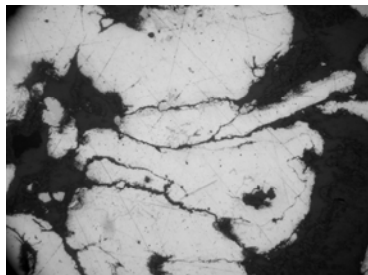


Рис. 6. Фотография структуры вспененного алюминия, $\times 5$



а



б

а – $\times 50$; б – $\times 100$

Рис. 7. Фотографии структуры шлифов вспененного алюминия

Полученные образцы имели закрытую пористость, величина которой 41,7 %, плотность $1,68 \text{ г/см}^3$.

Таким образом, проведенные исследования показали, что по разработанной технологии можно получать *два типа материалов*. Первый тип – это материал с закрытыми порами, получаемый методом вспенивания расплавленного или полурасплавленного порошка алюминия в вакуумной печи. Другой материал с открытыми порами, получаемый традиционной технологией формования и спекания.

ПАЛ первого типа может использоваться для защиты от удара, повышения жесткости полых профилей, изготовления негорючих фасадных элементов зданий и легких и огнестойких кабин лифтов, в производстве теплостойких демпфирующих мате-

риалов, упрочнения анкеров в бетонных стенах. ПАЛ в виде профилей прямоугольного сечения используются для амортизаторов дверей легковых автомобилей и аварийных перегородок. В отличие от сотовой конструкции алюминиевого материала ПАЛ изотропен и может противостоять удару под любым углом.

Важным достоинством пористого материала *второго типа* является его проницаемость для газов и жидкостей, поэтому можно рекомендовать следующие области применения таких материалов: глушители шума, фильтры, носители катализаторов, теплообменники.

Выводы. Приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований по разработке технологии получения пористого материала на основе алюминия. Разработано два метода получения пористого алюминия: спекание порошка алюминия под давлением и метод, предусматривающий формование смеси порошка алюминия или алюминиевого сплава с порофоров (гидридом титана) и двухстадийное спекание в вакууме при температуре, близкой к температуре плавления используемого сплава. В результате термического разложения порофора газ образует в металле пенную структуру, которая в процессе охлаждения стабилизируется и образуются закрытые и открытые поры. Показаны основные перспективные области применения разработанных материалов.

Литература:

1. Агентство научно-технической информации. Научно-техническая библиотека (Свид. ФС 77-20137 от 23.11.2004) [Электронный ресурс] / Агентство научно-технической информации. – Москва, 2008. – Режим доступа: <http://www.sciteclibrary.ru/rus/catalog/pages/1857.html>. – Дата доступа: 28.05.2008.
2. Иванов, Д.О. Исследование и моделирование пеноалюминия, полученного из вторичного алюминиевого сырья методом механического легирования [Текст]/ Д.О. Иванов, А.А. Аксенов, И.А. Иванов// Цветная металлургия.– 2007.– №6.– С. 56–63.
3. Extrasound - акустические системы, обзоры, статьи [Электронный ресурс]/ Extrasound - акустические системы, обзоры, статьи. – Москва, 2008. – Режим доступа: [http:// www.acusys.ru/stat/Vspennnyi_alyuminiy_v_poslednie.html](http://www.acusys.ru/stat/Vspennnyi_alyuminiy_v_poslednie.html). – Дата доступа: 28.05.2008.
4. Заявка 2003118437/15. Российская Федерация, МПК7 C08J9/00. Способ получения открытоячеистого вспененного материала [Текст]/ ВИАЛЛЕ Йозеф Энгелберт Христиан; заявитель и патентообладатель Б.В. ПРОДЮКТ ОНТВИККЕ-ЛИНГ БЕХЕР (Нидерланды); заявл. 21.11.01; опубл. 10.12.04.

МЕХАНОХИМИЧЕСКАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРШКОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНОМАГНЕТИТА ДЛЯ СОЗДАНИЯ КАТОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ЛИТИЙ-ИОННЫХ (ПОЛИМЕРНЫХ) АККУМУЛЯТОРОВ

ПОПОВИЧ А.А., ВАН ЦИН ШЕН

*Санкт-Петербургский государственный политехнический
университет, г. Санкт-Петербург, Россия, e-mail: popovicha@mail.ru*

В последнее время для стабилизации морфологической структуры, увеличения удельной емкости, циклируемости, технологических свойств в промышленное производство внедряют композиционные электроды [1-2]. Отличительной особенностью композиционного электрода является то, что один или несколько компонентов композита взаимодействуют с литием, образуя с ним сплавы, тогда как другие компоненты являются менее активными и выполняют функцию матрицы. Матрица сдерживает объемное расширение образующегося литиевого сплава и обеспечивает высокую механическую прочность электрода. Радиальным условием проявления композитом высоких электрических характеристик является высокодисперсное состояние активной фазы [2]. В ряде работ показано [1-2], что допирование анодных и катодных материалов наночастицами тугоплавких соединений (карбидов и силицидов), а также наночастицами шпинелей позволяет получить повышенные электрические характеристики литий ионных полимерных аккумуляторов. Одним из перспективных методов получения нанокомпозитов является технология механолегирования. Авторы работы [3] рассматривают процесс механолегирования на основе стадийности, заключающейся в последовательной смене стадий процессов диссипации энергии. Подобная макрокартина описания процесса характерна как для «холодного», так и для «высокотемпературного механохимического синтеза (ВМС)» некоторых соединений. Отличием высокотемпературного механохимического синтеза от «холодного» является то, что в результате такой обработки создаются благоприятные условия для самовозгорания и дальнейший процесс синтеза осуществляется за счет тепла химической реакции. Автором работы [4] показано, что термодинамические условия процесса ВМС аналогичны самораспространяющемуся высокотемпературному синтезу. В результате протекания

химической реакции выделяется значительное количества тепла. В этой связи следует ожидать, что форма частицы и окончательная ее структура будут определяться не процессами механолегирования, а температурно-временными параметрами ВМС.

Цель настоящей работы - разработка механохимической технологии получения порошковых композиционных материалов на основе титаномагнетита для создания катодных материалов литий-ионных (полимерных) аккумуляторов. В качестве исходного материала, для исследований использовали титаномагнетит с месторождения о. Итуруп. (Дальний Восток России). Его химический состав приведен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав титаномагнетитового концентрата (%)

Элемент	Fe ₃ O ₄	TiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	MnO	V ₂ O ₅	Cr ₂ O ₃	ZrO ₂	SiO ₂
Содержание	85,32	8,25	2,6	2,49	0,57	0,47	0,06	0,02	5,21

В качестве восстановителя использовали порошок технически чистого Mg.

Полученный порошок титаномагнетита с о.Итуруп, подвергали трехкратной магнитной сепарации с целью удаления SiO₂. Магнитная сепарация позволяла достаточно эффективно удалить SiO₂ из титаномагнетита. В исходном титаномагнетите содержание SiO₂ составляло 5,21%. После трехкратной сухой электромагнитной сепарации содержание SiO₂ уменьшилось до 1,5%. Дальнейшая магнитная сепарация не приводила к уменьшению содержания SiO₂.

После магнитной сепарации титаномагнетит смешивали в определенной пропорции с порошком магния. Полученную таким образом сихту, состоящую из титаномагнетита и магния, загружали в механореактор высоконагруженной вибромельницы. Другую часть порошка титаномагнетита без магния, отжигали при T=1000 °C в течение 1 часа в воздушной атмосфере. Отжиг проводили с целью разрушения структуры титаномагнетита. После отжига полученный порошок сепарировали на магнитную и немагнитную составляющую. После обработки полученный порошок имел магнитные и немагнитные составляющие, причем доля магнитного порошка составляла 70%, немагнитного - 30%. Полученные таким образом порошки смешивали с порошком магния в определенных пропорциях после чего проводили механоактивацию. Экспериментальные исследования ВМС осуществляли по известной методике на специально созданной энергонапря-

женной вибромельнице [4]. С помощью термограммы определяли мощность мельницы по формуле:

$$W = \frac{m \cdot c \cdot \Delta t}{\tau},$$

где m - масса механореактора с шарами; Δt - изменение температуры механореактора в процессе механоактивации; c - средняя теплоемкость материала, из которого изготовлен механореактор. Фазовый состав образцов определяли методом рентгенофазового анализа на дифрактометре D8 ADVANCE (Германия) в $\text{CuK}\alpha$ -излучении по стандартной методике. Идентификация соединений, входящих в состав исследуемых образцов, выполнена в автоматическом режиме поиска EVA с использованием банка данных PDF-2. Элементный состав и морфологию полученного нанодисперстного порошка исследовали при помощи микрозондового рентгеноспектрального анализатора SUPER-PROBE JXA-8100 фирмы JEOL (Япония). Строение порошка при больших увеличениях исследовали с помощью атомно – силового микроскопа SOLVER-PRO (NT-MDT, Россия). Исследование удельной поверхности производили на анализаторе удельной поверхности серии Сорбтометр – М, ЗАО «КАТАКОН», (Россия, г. Новосибирск), значение удельной поверхности устанавливали по термодесорбции азота. Минералогические и гранулометрические исследования песка с месторождения «Ручарское» показали, что песок имеет кварцпироксенполевошпатовый состав (рис.1),

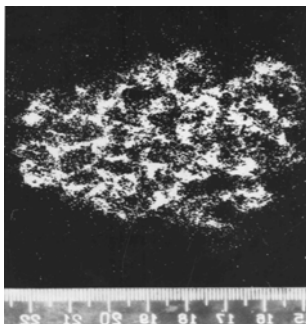


Рис.1. Природный титаномагнетит (снимок в лучах титана)

его основным рудным компонентом является титаномагнетит $\text{FeTiO}_3 \cdot n\text{Fe}_3\text{O}_4$ - тонкая кристаллическая структура срастания минералов магнетита и ильменита, который наблюдается в виде округлых зерен, нарушенных октаэдров и остроугольных облом-

ков. Отдельные минеральные фазы (рутил - брукит - анатаз) и структуры распада титаносодержащих минералов отсутствуют, что позволяет сделать вывод о преимущественно изоморфном вхождении титана в решетку магнетита.

Наряду с титаномагнетитом в материале присутствуют в незначительном количестве оксиды в виде ильменита и пироксенов, причем ильменит $FeTiO_3$ образует зерна с хорошо выраженными кристаллографическими формами в виде пластинчатых кристаллов гексагонального облика. Результаты гранулометрического анализа титаномагнетитового песка приведены в табл.2.

Таблица 2

Гранулометрический состав титаномагнетитового песка, о. Итуруп, месторождение Ручарское (проба №1)

Содержание фракции (%) при гранулометрическом составе (мм)							
мм	0,4	0,315	0,20	0,16	0,10	0,063	0,005
%	0,5	6,5	74,91	15,12	2,72	0,25	-

На рисунке 2 приведена морфология частиц порошка титаномагнетита до и после термической обработки.

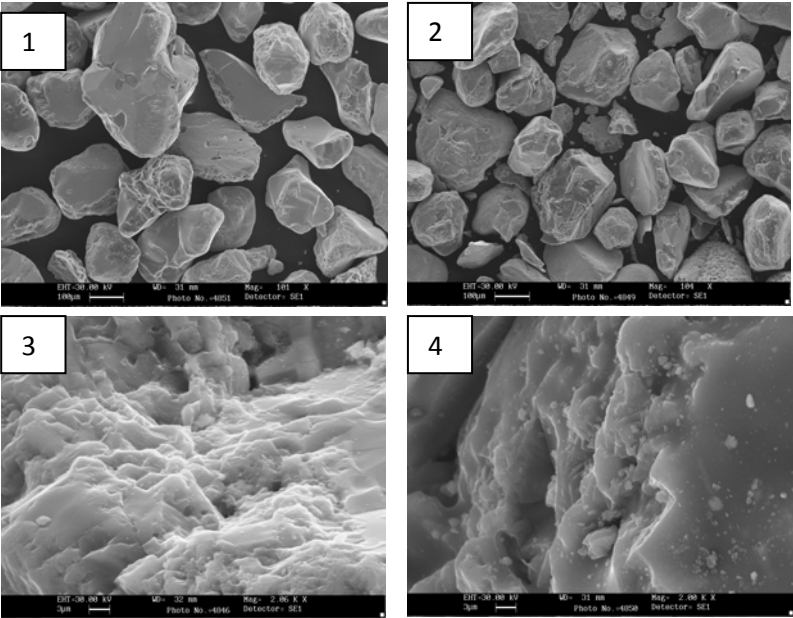


Рис. 3. Морфология частиц титаномагнетита: 1 -до отжига. 2- 4 – после отжига.

Как видно, отжиг при 1000 °С на воздухе способствует разрыхлению поверхности частиц порошка титаномагнетита. Отжиг при температуре 1000 °С в окислительной атмосфере, позволяет полностью окислить концентрат и получить высший оксид железа Fe_2O_3 . При этом наблюдается разрушение сложной структуры титаномагнетита с получением высшего оксида Fe_2O_3 и небольшого количества Fe_2TiO_5 . Необходимо отметить, что в немагнитной составляющей доля Fe_2TiO_5 была гораздо больше, чем в порошке, имеющем магнитные свойства. Таким образом, отжиг титаномагнетита в окислительной атмосфере при 1000 °С позволил разрушить сложную структуру титаномагнетита и получить высший оксид Fe_2O_3 . Установлено, что без термической обработки титаномагнетит не восстанавливается магнием. После отжига титаномагнетита в окислительной среде последний легко восстанавливался путем механоактивации его с магнием. Полученная композиция имела удельную поверхность более 200 м²/г и представляла собой нанокompозит оксида магния и сплава железа с небольшим количеством титана, кремния, ванадия и марганца. Последующий отжиг полученной композиции совместно с карбонатом лития при 810 °С позволил создать нанокompозиционный материал для катода литий-ионного полимерного аккумулятора. Предварительные лабораторные испытания данного материала в литий-ионных полимерных аккумуляторах показали перспективность использования титаномагнетита при создании новых катодных материалов.

Выводы. Методом высокотемпературного механохимического синтеза на энергонапряженной вибромельнице проведен механосинтез, получены высокодисперсные порошковые композиционные материалы с высокоразвитой поверхностью на основе титаномагнетита. Рентгенофазовым анализом показано, что фазовый состав полученных соединений находится в строгом соответствии с равновесными диаграммами состояния исследуемых систем. Установлено, что формирование фазового состава и дисперсность тугоплавких соединений, полученных путем высокотемпературного механохимического синтеза определяется температурно-временными параметрами данного процесса. Показано, что механохимическая технология получения порошковых композиционных материалов на основе титаномагнетита может применяться при производстве катодных материалов литий-ионных полимерных аккумуляторов.

Литература:

1. Литий-ионные аккумуляторы. / Кедринский И.А., Яковлев В.Г. // Красноярск, Платина, 2002. С. 150-278.
2. Composite anode materials for Li-ion batteries / Wen Z., Yang X., Huang S. // Journal of Power Sources.- 2007, V.- 174.- P. 1041-1045.
3. Аввакумов Е.Г. Механические методы активации химических процессов - Новосибирск: Наука, 1986.- 303 с.
4. Попович А.А. Механохимический синтез тугоплавких соединений: Монография.- Владивосток: Изд-во ДВГТУ, 2003, 201 с.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ ПОВЕРХНОСТИ АЭРОСИЛОГЕЛЯ НА ПРОТОННУЮ ПРОВОДИМОСТЬ НАФИОН-СОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТОВ

ПОСТНОВ В.Н., ШЛЯХОВА Ю.Н., МЕЛЬНИКОВА Н.А.,
МУРИН И.В.

*Санкт-Петербургский государственный университет,
г. Санкт-Петербург, Россия,
тел./факс: (+7812) 428-68-59, e-mail: melnikova-n@yandex.ru*

Получение новых композитных материалов на основе кремнеземных матриц и Нафiona и исследование протонной проводимости этих материалов в последнее время все больше привлекает внимание исследователей. В первую очередь, это связано с перспективой практического использования таких материалов в качестве различных электрохимических устройствах: топливных элементах, сенсорах влажности и т.д. [1, 2]. С другой стороны, изучение влияния природы поверхности кремнеземных носителей на свойства композитных материалов, представляет собой актуальную фундаментальную задачу.

Целью данной работы является синтез композитных материалов на основе аэросилогеля с химически модифицированной поверхностью и Нафiona и исследование влияния химической природы кремнеземной матрицы на протонную проводимость Нафion-содержащих композитов.

Методика эксперимента. Для модификации поверхности кремнезема аминогруппами была использована методика, включающая хемосорбцию 3-аминопропил-триэтоксисилана из газовой фазы в проточном реакторе, в качестве газа-носителя использовался азот. Гидролиз непрореагировавших с поверхно-

стью кремнезема алкоксигрупп проводили обработкой образца парами воды в течение часа при температуре 220⁰С. Наличие на поверхности кремнезема аминогрупп было подтверждено с помощью нингидриного теста.

Методом молекулярного наслаивания [3] синтезированы аэросилогели, содержащие алюминийоксидные слои.

На основе полученных кремнеземных матриц с различной природой поверхности методом адсорбции были получены На-фион-содержащие композитные материалы.

Измерения сопротивления были выполнены методом импедансной спектроскопии с помощью импедансметра Z-3000X в диапазоне частот 3 МГц - 10 Гц. Полученные образцы композитов представляли собой пластины, в качестве электродов использовалась серебряная паста фирмы «Degussa».

Результаты и выводы. В таблице представлены результаты измерения сопротивлений для образцов аэросилогеля, отличающихся химической природой поверхности, при относительных влажностях воздуха (RH) 33% и 75%.

Таблица

Зависимость сопротивления композитного материала от природы кремнеземной матрицы

Кремнеземные матрицы	R, Ом·см	
	RH = 33%	RH = 75%
Аэросилогель	$1,04 \cdot 10^6$	$3,64 \cdot 10^3$
Аминированный аэросилогель	$7,99 \cdot 10^6$	$2,07 \cdot 10^4$
Алюминий-содержащий аэросилогель	$7,90 \cdot 10^7$	$6,57 \cdot 10^4$

Из результатов, представленных в таблице, видно, что наименьшим сопротивлением обладает композитный материал на основе аэросилогеля, что свидетельствует о наилучшей протонной проводимости, по сравнению с другими образцами. Очевидно, это связано с концентрацией гидроксильных групп на поверхности кремнеземной матрицы. Аэросилогель с предельной гидроксильной поверхностью, как известно, обладает максимальной концентрацией гидроксильных групп, которые по данным работы [4] составляет 4,8 OH-групп/нм² или 8 мкмоль/м². Химическое модифицирование поверхности кремнезема органическими и неорганическими группами, как правило, приводит к снижению содержания гидроксильных групп и к уменьшению гидрофильных свойств поверхности. В нашем случае уменьшение содержание гидроксильных групп происходит в результате

хемосорбции 3-аминопропилтриэтоксисилана и треххлористого алюминия. В результате химического модифицирования поверхности этими реагентами на поверхности образуются основные и кислотные группы. Введение на поверхность кремнезема этих групп, не увеличивают протонную проводимость исследуемых композитных материалов.

Таким образом, можно заключить, что максимальная протонная проводимость композитного материала на основе На-фиона и кремнезема наблюдается при наличии предельно гидроксированной поверхности, когда каждый поверхностный атом кремния несет на себе гидроксильную группу. Композиты такого типа являются перспективными материалами для использования в качестве чувствительных элементов в сенсорах влажности.

Работа выполнена в рамках проекта № 12.37.135.2011 по проведению фундаментальных исследований по приоритетным направлениям Программы развития СПбГУ.

Литература:

1. Ярославцев А.Б., Никоненко В.В., Заболоцкий В.И. / Успехи химии. 2003. Т.72. №5. С. 438-470.
2. Добровольский Ю.А., Волков Е.В., Писарева А.В., Федотов Ю.А., Лихачев Д.Ю., Русанов А.Л. / Рос.хим.ж. (Ж. Рос. хим. об-ва им. Д.И.Менделеева). 2006. Т.1. №6. С.95-104.
3. Алесковский В.Б. Стехиометрия и синтез твердых соединений. Л., Наука. 1976. 136 с.
4. Модифицированные кремнеземы в сорбции, катализе и хроматографии / Под ред. Лисичкина Г.В., М. 1986.

К ВОПРОСУ О СОЗДАНИИ ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С КОМПЛЕКСОМ УПРАВЛЯЕМЫХ СВОЙСТВ

САВЧУК П.П., КИСЕЛЮК А.П.

*Луцкий национальный технический университет, г. Луцк, Украина,
тел.: (+38066) 789-28-93, e-mail: savchuk71@gmail.com*

Создание и активное использование гетерогенных материалов матричнонаполненного типа с управляемыми свойствами является одним из ведущих направлений развития современного материаловедения. Особый научный и практический интерес представляют эпоксидные композиционные

материалы (ЭКМ), которые благодаря высоким адгезионным, теплофизическим, триботехническим и другим характеристикам активно применяются как износо- и коррозионностойкие материалы и защитные покрытия в машиностроении, строительстве, химической и пищевой промышленности, авиакосмической области [1-4].

При формировании ЭКМ для обеспечения необходимых эксплуатационных свойств в работе использованы эпоксидно-диановая смола ЭД-20, отвердитель ПЕПА, кремнийорганические модификаторы и комплекс функциональных наполнителей (углеродистое и базальтовое волокна, мелкодисперсные фторопласт и карбид титана, а также окись меди, чешуйчатый графит и др.). Термическую модификацию системы осуществляли путем предварительной обработки некоторых ингредиентов и ступенчатой обработки композиций целиком в диапазоне максимально возможных для таких материалов температур. Физическое модифицирование осуществляли с помощью аналогичной комплексной ультразвуковой и ультрафиолетовой обработки. Структуру ЭКМ оценивали методом электронной и оптической микроскопии, а степень структурирования по количеству гель-золь фракций. Термостойкость композитов изучали методом дифференциально-термического анализа. Физико-механические свойства композитов определяли по стандартных методиках [1, 5].

В результате комплексных исследований разработаны научно-технологические основы формирования эпоксидных композиционных материалов с различной степенью наполнения, а также сформулированы и обобщены принципы их управляемого функционирования.

Классифицированы ЭКМ-системы на низко-, средне- и высоконаполненные, для каждой из групп выделены доминирующие признаки влияния, которые отображаются на их функциональных свойствах. Путем выделения структурных и функциональных составляющих ЭКМ и связей между ними предложены модели построения полимерных систем с различной степенью дисперсного наполнения.

Обоснованы пути управления структурой и свойствами ЭКМ с различной степенью полидисперсного наполнения, установлены закономерности реализации механизмов структурирования в зависимости от природы и морфологических особенностей ингредиентов системы и их количественного соотношения. Пред-

ложены новые методы контроля и диагностики структурных параметров и свойств ЭКМ-систем.

Разработаны основные варианты управления процессами структуризации эпоксидных композитов путем регулирования структуры с использованием различного качественного и количественного состава модификаторов и наполнителей, а также применения физического модифицирования. Введением в полимерную матрицу модификаторов, а в полимерматричную систему ингредиентов, которые выполняют армирующую функцию (порошок оксида меди, измельченные углеродное и базальтовое волокна, базальтовая чешуя и др.) получены материалы со стабильными физико-механическими характеристиками в диапазоне низкого, среднего и высокого наполнения, а применением функциональных добавок (мелкодисперсный карбид титана, графит и фторопласт) – достигнуты соответствующие эксплуатационные характеристики на завершающем этапе их создания.

Показана эффективность дополнительной комплексной ультразвуковой и ультрафиолетовой обработки композиций на стадии формирования для повышения степени структурированности и износостойкости полученных материалов.

Методами математического планирования эксперимента показаны пути оптимизации состава, технологии и свойств мультифазных, мало-, средне-, и высоконаполненных ЭКМ-систем.

Проанализированы методы регулирования триботехнических характеристик ЭКМ путем варьирования ингредиентов системы (качественная и количественная составляющие). Установлено, что разработанные ЭКМ-системы работоспособны в условиях сухого трения при значении критерия $P_v \leq 3 \text{ МПа} \times \text{м/с}$. Показано, что активное тепловое влияние при структуризации эпоксикремнийорганических систем в зоне максимально допустимых для эпоксидной компоненты температур вызывает эффект «адаптации» к прикладываемой нагрузке и обеспечивает стабильность заданных характеристик при фрикционном взаимодействии.

На основе проведенных исследований созданы и защищены патентами новые ЭКМ-системы с различной степенью наполнения и разного функционального назначения, которые по своим эксплуатационным характеристикам в большинстве преобладают отечественные аналоги. Разработаны предложения по использованию созданных материалов с управляемыми свойствами в соответствующих условиях эксплуатации. Осуществлены опытно-

промышленная проверка и внедрение разработанных материалов в промышленности.

Литература:

1. Савчук П.П. Наукові і технологічні основи створення та керованого функціонування епоксидних композитів з різним ступенем наповнення: дис... д-ра техн. наук: 05.02.01 – Київ: ІПМ, 2010. – 320 с.
2. Полімерні композиційні матеріали в ракетно-космічній техніці: Підручник / Є.О. Джур, Л.Д. Кучма, Т.А. Манько та ін. – К.: Вища освіта, 2003. – 399 с.
3. Косторнов А.Г., Савчук П.П. Трибологические свойства эпоксикремнийорганических композитов // HighMatTech. Матеріали міжнародної конференції (12-16 октября 2007 р, м. Київ). – Київ: ИПМ. – С. 368.
4. Савчук П.П., Косторнов А.Г. Закономерности регулирования структуры и свойств защитных эпоксидных композиционных покрытий // Фізико-хімічна механіка матеріалів. Спеціальний випуск № 7. Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. – 2008. – С. 453–456.
5. Стухляк П.Д., Букетов А.В., Добротвор І.Г. Епоксикомпозитні матеріали, модифіковані енергетичними полями. – Тернопіль: Збруч, 2008. – 208 с.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ВОЗМОЖНОСТИ НАУЧНОГО НАНОЦЕНТРА ФГУП «ЦНИИ КМ «ПРОМЕТЕЙ» ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

ФАРМАКОВСКИЙ Б. В., МАЛЫШЕВСКИЙ В. А., КУЗНЕЦОВ П. А.

*ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия,
тел. (+7 812) 274-12-01, e-mail victorM@crism.ru*

16 апреля 2008 года в Санкт-Петербурге в торжественной обстановке был открыт первый из четырех комплексов научного нанотехнологического центра ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей». Целью созданного комплекса является развитие в Российской Федерации современной инфраструктуры Национальной нанотехнологической сети для развития и реализации потенциала отечественной nanoиндустрии в области конструкционных и функциональных наноматериалов.

Технологическая часть комплекса оснащена более 60 единицами самого современного оборудования, позволяющего:

– создавать исходные наноматериалы в виде наноразмерных и наноструктурированных порошков, нановолокон, нанопроводов и лент;

- проводить исследования и разработки по инженерингу наноструктурированных поверхностей за счет нанесения многослойных и функционально-градиентных покрытий, активации и модификации поверхност;
- создавать конструкционно-функциональные элементы и нанокompозиты.

В качестве примера приводятся несколько перспективных технологий для получения указанных выше наноматериалов и наносистем.

Получение наноструктурированных порошковых материалов с использованием сверхскоростного механосинтеза. Сущность метода (рис. 1) заключается в обработке порошковых материалов в высокоскоростных дезинтеграторах со скоростями вращения роторов до 24000 об/мин. При этом частицы разгоняются зубцами ротора навстречу друг другу до скоростей, превышающих 10 скоростей звука. В зависимости от свойств обрабатываемого материала и скоростей обработки происходит либо измельчение порошка до наноразмеров, либо получение плакированных нанопорошков, либо получение армированных нанопорошков. (рис.2).

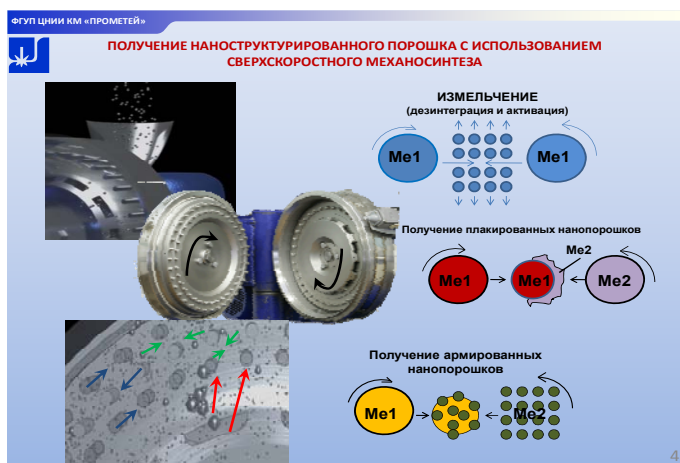


Рис. 1 Сущность метода сверхскоростного механосинтеза

Также порошки являются весьма эффективным материалом для создания наноструктурированных функциональных покрытий с кардинально улучшенным комплексом свойств.



Рис.2 Процесс получения наноструктурированного композиционного порошка

Получение наноструктурированных износ-коррозионно-стойких покрытий методом сверхзвукового «холодного» газодинамического напыления. Одной из особенностей наноструктурированных порошков является их склонность к образованию агломератов и деградации структуры при температурах, существенно ниже температуры ликвидуса. Для предотвращения этих негативных явлений разрабатываются новые технологии получения функциональных наноструктурированных покрытий, напыление которых производится либо при низких температурах, либо при высоких скоростях гетерофазного переноса. В наноцентре ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» освоена технология сверхзвукового газодинамического напыления (рис. 3), основной особенностью которой является низкие температуры частиц в гетерофазном потоке ($80\text{--}120^\circ\text{C}$) и высокие скорости их переноса (до $2,5\text{М}$).

При использовании двух или более дозаторов технология позволяет получать функционально-градиентные покрытия с регулируемой микротвердостью по толщине покрытия за счет регулируемого поступления из одного из дозаторов наноразмерного порошка (например, нанокорунда или WC фракции $30\text{--}80\text{ нм}$). Это обеспечивает высокую адгезионную и когезионную прочность покрытия и кардинальное увеличение микротвердости от сердцевины к периферии. Например, для коррозионностойкого сплава Al-Zn-Sn микротвердость может управляемо изменяться

от 45 до 350 HRc при одновременном снижении пористости с 5 до 0,2-0,5%. Это обеспечивает кардинальное увеличение износо- и коррозионностойкости покрытия при работе в жестких условиях эксплуатации.

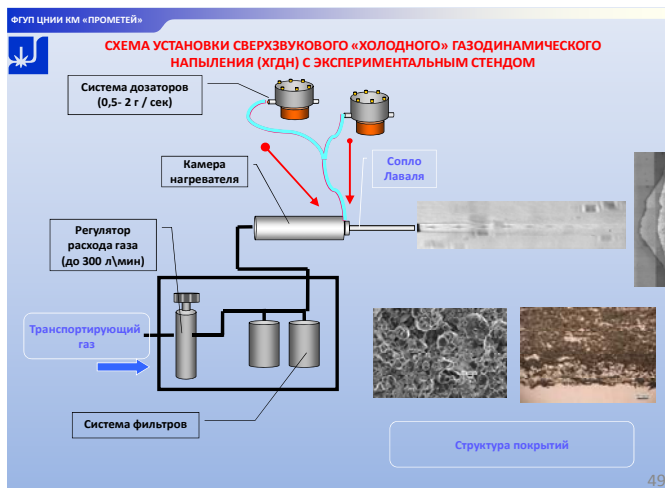


Рис. 3 Технология сверхзвукового газодинамического напыления

По аналогичной схеме мы получаем объемно-пористые каталитические покрытия на основе иммобилизованного носителя $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ с регулируемым набором микро-, мезо- и макропор для систем паровой конверсии углеводородного сырья в водородосодержащее топливо со степенью конверсии более 70% и высокоемких источников тока и тепла на основе интерметаллидных композиций системы Ni-Al для аварийно-спасательных комплексов на море (с удельной энергоемкостью более 250 Вт·час/кг).

Наноцентр оснащен также современным оборудованием для нанесения наноструктурированных покрытий другими методами: микроплазменного напыления, магнетронного, ионно-плазменного и атомно-ионного осаждения, электрохимического легирования поверхности, химического соосаждения.

Разработка технологий селективного лазерного спекания. Перед специалистами нашего института в области лазерных технологий стоит целый комплекс научно-технических задач, решение которых возможно с использованием современного сканера для оцифровки физических объектов ModelMarker

(Metris, Бельгия), установки PerfactoryX для изготовления полимерного прототипа изделия, установки системы EOSINT M270 (EOS, Германия) для селективного лазерного спекания, установки LENS 750 для нанесения градиентных покрытий и восстановительного ремонта (рис. 4).

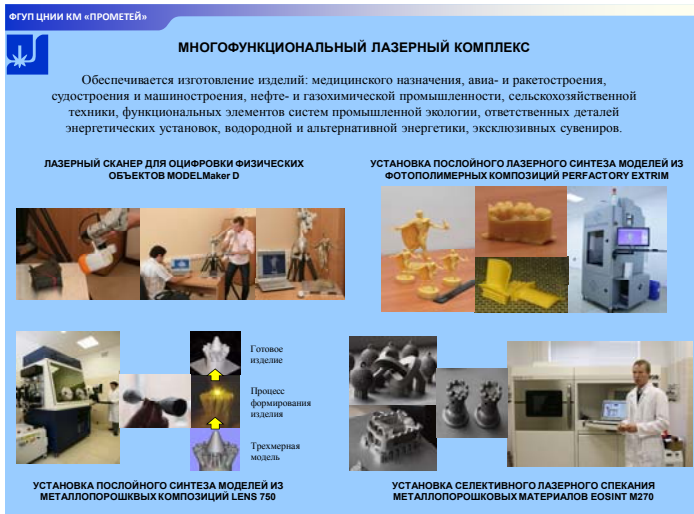


Рис. 4 Многофункциональный лазерный комплекс

С помощью технологий лазерного синтеза специалистами нашего института были изготовлены турбинные колеса для гидравлических систем, работающие в агрессивных средах, пресс-формы для изготовления силиконовых прокладок, защитные корпуса для электронных приборов. Получены покрытия с использованием широкой линейки порошков из аморфных и интерметаллидных сплавов, а также восстановлены рабочие элементы бур-фрез и турбинных лопастей методом лазерной наплавки.

Создание систем электромагнитной защиты технических средств и биологических объектов. Создание наноструктурного состояния в аморфных магнитомягких сплавах на основе Fe или Co позволяет существенно расширить диапазон рабочих характеристик экранирующих систем и повысить их эффективность (рис. 5).



Рис. 5 Коммерческое использование наноматериалов магнитного класса

Нами разработан способ получения магнитных экранов из нанокристаллических сплавов системы Co-Cr-Si-B и Fe-Cr-Si-B. Наноструктурное состояние создается за счет термообработки лент из аморфных сплавов, полученным методом спиннингования расплава. Конструктивно экраны представляют собой специальным образом сплетенные полотна практически неограниченной длины шириной до 1 м, заключенные в полимерную пленку.



Рис. 6 Примеры применения магнитных экранов

Из таких полотен легко можно получать различные конструктивные элементы эффективных экранирующих систем электромагнитной защиты (рис. 6). В нашем наноцентре создано уникальное экранированное помещение, созданное на базе указанных полотен и обеспечивающее проведение прецизионных, особо точных исследований и разработок по защите технических средств и биологических объектов от негативного влияния магнитных и электромагнитных полей.

В заключение следует особо отметить, что наноцентр оснащен самой современной диагностической аппаратурой, позволяющей проводить комплексные исследования структуры и свойств наноматериалов и решать самые сложные задачи современного материаловедения.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ КОНТАКТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ФОРМИРОВАНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ И ЭКСПЛУАТАЦИИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ С МИКРО- И НАНОНАПОЛНИТЕЛЯМИ

ШИЛЬКО С.В.¹, ПАНИН С.В.², ГАВРИЛЕНКО С.Л.¹,
ПЕТРОКОВЕЦ Е.М.²

*¹Институт механики металлополимерных систем
им. В. А. Белого НАН Беларуси, г.Гомель, Беларусь
тел.: (+375 232) 77-46-38, e-mail: shilko_mpri@mail.ru*

*²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск, Россия*

Повышение качества жизни и улучшение демографической ситуации в значительной степени связано с эффективностью хирургического лечения заболеваний сердечно-сосудистой системы и опорно-двигательной системы, как основных причин смертности и инвалидности. Это невозможно без массового использования средств протезирования в виде имплантатов из биосовместимых искусственных материалов. При создании адекватных имплантатов важнейшей задачей является сохранение эластичности и обеспечение их высокой износостойкости и циклической прочности в химически активной среде живого организма [1,2]. Так, рис. 1 иллюстрирует особенности структуры и характер нагружения суставного хряща.

Политетрафторэтилен (ПТФЭ), сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) и полиуретан (ПУ), допущенные для медицинского использования по условию биосовместимости, не вполне удовлетворяют требованиям в части фрикционно-механических показателей. К примеру, использованию ПТФЭ в эндопротезировании препятствует его хладотекучесть. В этой связи авторами проведены комплексные исследования по оптимизации структуры композитов и режима формирования имплантатов на основе СВМПЭ и ПТФЭ с целью улучшения их механических и фрикционных свойств.

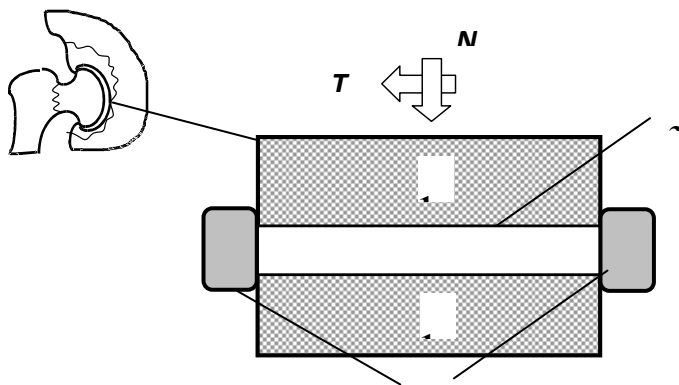


Рис. 1. Схематическое представление фрагмента суставного хряща в виде двухфазного материала: 1 – хрящ (матрикс, синовия), 2 – интерстициальная жидкость, 3 – межфазная граница

Экспериментально изучалось влияние механической активации, ионной имплантации и различных нано- и микронаполнителей на физико-механические и триботехнические свойства сверхвысокомолекулярного полиэтилена (теоретическое определение механических характеристик подобных композитов с использованием упругой мезомеханической модели дано, в частности, в работе [3]. Методами рентгеноструктурного анализа, ИК-спектроскопии, сканирующей дифференциальной калориметрии и электронной микроскопии (более подробно описанных в работах [4,5], исследованы надмолекулярная структура и пленки фрикционного переноса для ряда композитов, полученных армированием СВМПЭ нановолокнами C и Al_2O_3 диаметром 10 нм и длиной 2 мкм, наночастицами Cu и SiO_2 , микрочастицами Al_2O_3 и $AlO(OH)$) размером 2-3 мкм.

Показано, что механическая активация порошков связующего и наполнителя обеспечивает равномерное распределение нанопорошка в связующем, повышая физико-механические и триботехнические свойства композита. Механическая активация исходных порошков сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) определяет структурную организацию полимера.

При оценке влияния нано- и микронаполнителей, включая нановолокна и ультрадисперсные порошки окиси алюминия Al_2O_3 и оксигидроксидов алюминия $AlO(OH)$, на фрикционно-механические свойства СВМПЭ, установлено, что модификация СВМПЭ нановолокнами Al_2O_3 в пределах 0,1-0,5 масс. % обеспечивает существенное повышение прочности и многократное увеличение износостойкости. Модификация ультрадисперсными порошками Al_2O_3 (200-500 нм) в тех же объемах не приводит к заметному изменению триботехнических характеристик СВМПЭ. Наполнение СВМПЭ частицами микронных размеров (3-50 мкм) в объеме 20 масс. % приводит к повышению износостойкости исходного СВМПЭ, сравнимому с износостойкостью при малом содержании нановолокон. Проведенные электронно-микроскопические исследования надмолекулярной структуры исходных и наполненных образцов СВМПЭ свидетельствуют о том, что при модифицировании полимера нановолокнами формируется принципиально иная структура укладки углеводородных цепей в сравнении с микронаполнителями (рис. 2, а и б). В первом случае формируется ламеллярная структура, во втором – сферолитная.

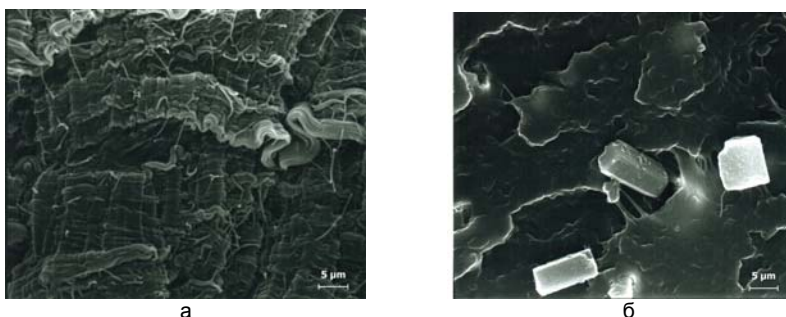


Рис. 2. Надмолекулярная структура СВМПЭ с наполнителями: а – исходный СВМПЭ, б – 0,5 % Al_2O_3 (нановолокно), в – 0,5 % Al_2O_3 (УДП 200-500 нм), г – 20 масс. % $AlO(OH)$ (2-3 мкм)

Полученные фрикционно-механические характеристики СВМПЭ, модифицированного нано- и микронаполнителями, указывают на их различную способность к формированию переносного слоя. Так, большая площадь поверхности нанонаполнителей уже при малых (порядка 0,5%) объемах обеспечивает формирование пленки фрикционного переноса, определяющей высокую износостойкость и низкий коэффициент трения.

Для оптимизации формирования контактных элементов имплантатов (эндопротезов, искусственных клапанов сердца и т.п.) путем прессования заготовки из рассматриваемых полимерных композитов использована модель нелинейного упруговязкопластического материала с ненулевым пределом текучести:

$$\left\{ \begin{array}{l} S_{ij} = \frac{2}{3} \frac{\tau}{H} \xi_{ij} \\ \tau = \tau_0 + K \left(\frac{H}{\varepsilon_0} \right)^m \text{ при } \tau \geq \tau_0, \\ \sigma_{ij} = \lambda \theta \delta_{ij} + 2\mu \varepsilon_{ij} \text{ при } \tau < \tau_0 \\ \operatorname{div} \vec{v} = 0 \end{array} \right.$$

где S_{ij} и ξ_{ij} - соответственно девиаторы напряжений и скоростей деформации, σ_{ij} , ε_{ij} - соответственно тензора напряжений и деформации, τ и H - интенсивности тензора напряжений и скоростей деформации соответственно, τ_0 - предел текучести, m - параметр скоростной чувствительности, K - коэффициент вязкости, ε_0 - некоторая характерная скорость деформации, λ, μ - параметры Ламе, div - оператор дивергенции.

Для простой геометрии заготовки в виде кругового цилиндра в предположении квазистатического нагружения, когда на верхней торцевой поверхности задан постоянный вектор скорости, на боковых торцах усилия являются нулевыми, а нижнее сечение скользит относительно плиты пресса с линейно вязким трением, было получено следующее выражение для компоненты напряжений:

$$\sigma_{rr} = \frac{\operatorname{Pr}}{S_l r_0},$$

с учетом знака, при сжатии $\sigma_r = -k_0 V_r$, $V_r = \frac{|P|r}{S_l r_0 k_0}$. Тогда

$$A = \frac{2|P|}{S_l r_0 k_0}.$$

Считая, что радиальная компонента скорости однородна по объему заготовки, оператор дивергенции в цилиндрических координатах записывается в виде:

$$\operatorname{div} V = \frac{\partial V_r}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \vec{V}_\varphi}{\partial \varphi} + \frac{V_r}{r} + \frac{\partial V_z}{\partial z}.$$

После подстановки r компоненты скорости имеет место следующее равенство:

$$A + \frac{\partial V_z}{\partial z} = 0.$$

В силу сделанных предположений компонента V_z вектора скорости имеет вид:

$$V_z = -Az.$$

Граничное условие на нижней торцевой поверхности выполняется автоматически, на верхней оно имеет вид

$$l_0 - V_0 t_1 = \frac{V_0}{A}.$$

В момент времени $t_1 = \frac{l_0}{V_0} - \frac{1}{A}$ теоретическое значение силы определяется выражением:

$$P_T(t_i) = \frac{\pi_0^2 l_0}{l_0 - V_0 t_i} \left(\tau_0 + K \left(\frac{A_i}{\varepsilon_0} \right)^m \right).$$

Более сложные структуры и конфигурации эндо- и кардиопротезов моделировались методом конечных элементов. На рис. 3 показана осесимметричная КЭ-модель контактного деформирования протеза суставного хряща, моделируемого двухфазным слоем конечных размеров, адгезионно соединенным с недеформируемым основанием. В свою очередь, на мезоуровне материал слоя представлен в виде открытопористого полимерного матрикса с гидравлически связанными кубическими ячейками,

наполненным квазиупругой средой, имитирующей жидкокристаллическую синовию.

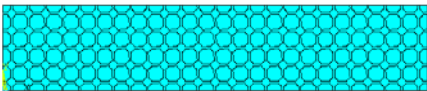


Рис. 3. Исходная модель задачи

Получены расчетные закономерности изменения контактных и объемных напряжений и перемещений в зависимости от коэффициента Пуассона каждой фазы (рис. 4, таблица), из которых видно существенное влияние указанного параметра на напряженно-деформированное состояние имплантата.

Таблица

Зависимость параметров НДС от коэффициента Пуассона

	$\nu_1 = 0,45,$ $\nu_2 = 0,48$	$\nu_1 = -0,98,$ $\nu_2 = 0,48$	$\nu_1 = 0,45,$ $\nu_2 = -0,98$
$\sigma_{eqv}, \text{ МПа}$	14,8	156	102

В рамках предложенной модели прогнозируются эффекты синергизма самосмазывания и самоупрочнения при соответствующем выборе структуры и свойств компонентов.

Предложенное макро- и мезомеханическое описание формирования и функционирования имплантатов опорно-двигательной и сердечно-сосудистой систем позволяет обосновать методики аттестации протезирующих материалов. Разработаны нано- и микрокомпозиты на основе СВМПЭ с улучшенными механическими и триботехническими свойствами.

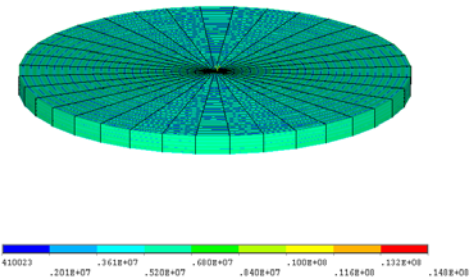


Рис. 4.Эквивалентные напряжения в объеме имплантата

Работа выполнена при поддержке БРФФИ-РФФИ: проекты Ф10-240 (10-08-90011-Бел_а), Т10СО-033, а также 09-08-00752-а.

Литература:

1. Машков Ю.К., Овчар З.Н., Байбарацкая М.Ю., Мамаев О.А. Полимерные композиционные материалы в триботехнике. – М.: ООО «Недра-Бизнесцентр». – 2004. – 262 с.
2. Shilko S., Choe H., Chernous D., Petrokovets K., Lavochkin V. Development of metal-polymer composite for cardioprotheses: application of mesomechanics, surface engineering and hemocompatibility analysis // Инженерия поверхности. Новые порошк. комп. материалы. Сварка. Сб. докл. межд. симп. Ч. 2. – Минск, 25-27 марта 2009. – С. 276-282.
3. Шилько С.В., Черноус Д.А., Панин С.В. Анализ механического поведения дисперсно-армированного нанокompозита. Часть 2. Оценка локальной прочности включения, межфазного слоя и приграничного объема матрицы // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – №6. С. 5-12.
4. Панин С.В., Корниенко Л.А., Ваннасири С., Иванова Л.Р., Шилько С.В. Сравнительный анализ влияния нано- и микронаполнителей на фрикционно-механические свойства СВМПЭ. – Трение и износ. – 2010. – Т. 31, № 5. – С. 353-360.
5. Панин С.В., Корниенко Л.А., Пувадин Т., Сергеев В.П., Иванова Л.Р., Шилько С.В., Полтаранин М.А. Трение и износ ионно-имплантированного сверхвысокомолекулярного полиэтилена для имплантатов // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2010. – № 10. – С. 3-10.

ТЕОРИЯ А.В. ЛЫКОВА В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЛАСТИ ПЕРЕХОДА ОТ ЗАЩЕМЛЕННОЙ ЖИДКОСТИ К ЗАЩЕМЛЕННОМУ ВОЗДУХУ

ШУМЕНКО В.Н.¹, ЛЕВАШОВ Е.А.¹, ЛОПАТИН В.Ю.¹,
КЛИМЕНКО А.В.¹, ШУМЕНКО В.В.²

¹НИТУ «Московский институт стали и сплавов»,

г. Москва, Россия, тел.: (+7 495) 638-46-42, e-mail: shvnmisis@mail.ru

²ГУП МГСТК, г. Москва, Россия, тел.: (+7 495) 964-03-72,

e-mail: shumenko@mgstk.ru



А.В. Лыков

В теории капиллярно пористого тела А.В. Лыков отмечает, что жидкость в порах, в местах контакта частиц, может образовывать состояние защемленной воды или защемленного воздуха [1].

Прессование керамических масс в состоянии защемленного воздуха не позволяет достичь высокой плотности. Это объясняется тем, что защемленный воздух, рисунок 1, не может быть выдавлен из объема прессовки на поверхность образца.

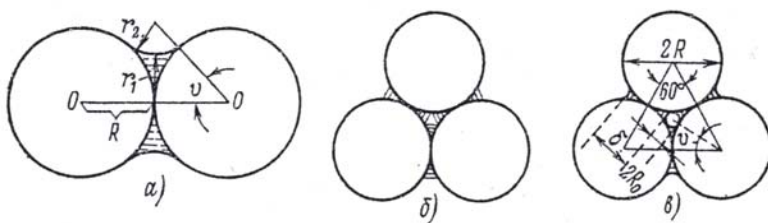


Рис. 1. Структура капиллярной и пленочной жидкости в порах тела: а – жидкостная манжетка; б – переход от стоковского состояния (защемленная вода) к канатному состоянию; в – канатное состояние (защемленный воздух) [1]

Целью работы было повышение плотности после прессования пластифицированной смеси твердого сплава Т5К10. Для этого, при мокром прессовании, необходимо установить точку перехода от состояния защемленной жидкости к защемленному воздуху.

Для исследования была взята смесь, приготовленная в промышленных условиях. В качестве пластификатора использовали раствор синтетического каучука в бензине. Размер гранул соответствовал фракции: - 0,1 мм.

Ранее, в режиме “in situ”, исследовали уплотнение в прозрачном цилиндре гранулированной смеси электродного материала на основе вольфрама [2].

Было установлено новое, не описанное ранее явление: само уравнивание слоев гранул и частиц уплотняемого порошка. Это явление - есть первый этап структурной деформации. В конце этапа должно формироваться капиллярно пористое тело.

На рисунке 2 представлен этап формирования само уравнивающих слоев. Рисунок взят из работы [2].

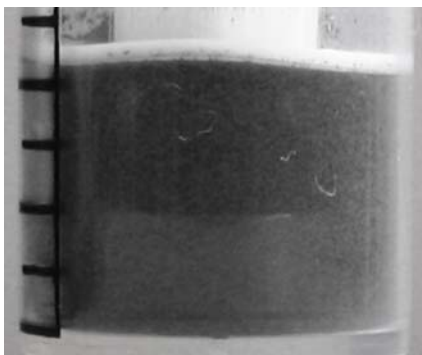


Рис. 2. Перемещение слоев при одностороннем прессовании сверху.

На рисунке 2 видно, что нагрузка приложена криволинейной поверхностью пуансона, а слои, перемещающиеся вниз – горизонтальны.

Перед тем как изучить влияние жидкости, в режиме “in situ” исследовали уплотнение гранул Т5К10.

На рисунке 3 представлен первый этап структурной деформации смеси Т5К10: формирование и перемещение слоев при давлении в ~ 196 кПа (2 кгс/см^2).

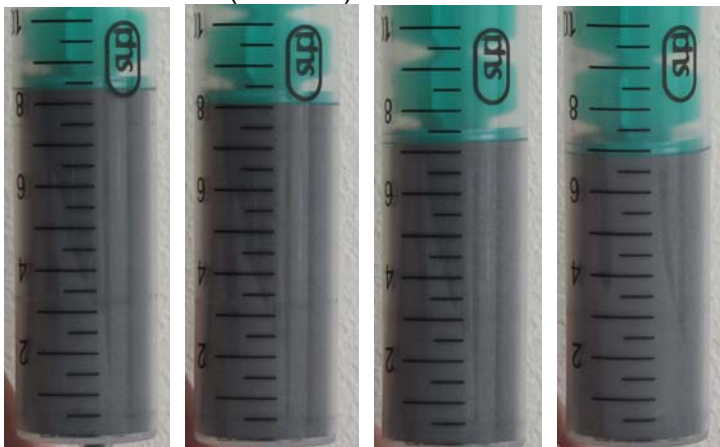


Рис. 3. Первый этап структурной деформации

Изменение объема произошло с $8,3$ до $6,9 \text{ см}^3$, т.е. на $16,9$ об %.

Можно предполагать, что в конце этого этапа уплотнения сформировано капиллярно пористое тело. Тогда по формулам, предложенным А.В. Лыковым [1], можно рассчитать поры между гранулами.

Наиболее узкие проходы между сферами (r) должны иметь: $r = 0,155R$, - где R – радиус сферы, $r = 0,00775 \text{ мм}$.

Наиболее широкие проходы (R_{max}) равны:

$R_{\text{max}} = 0,288R$, т.е. $R_{\text{max}} = 0,0144 \text{ мм}$.

Оптический анализ показал, что фракция: $-0,1 \text{ мм}$, - содержит и более мелкие частицы, поэтому можно считать, что размер пор, образованных гранулами и частицами, в реальных условиях, должен соответствовать классу капиллярных пор [3].

Изучено влияние природы и количества жидкости. Лиофильной - Уайт спирита, растворяющего пластификатор. Лиофобной - воды, которая не растворяет пластификатор.

Исследования влияния и количества жидкостей проводили по 2-м способам прессования.

Первый способ – это введение жидкостей внутрь матрицы на засыпанный порошок, и последующее уплотнение. Жидкости вводили в виде капель, которые дозировали медицинским шприцем. Капля формировалась на кончике иглы и имела диаметр $2,4 \div 2,5$ мм. Она самостоятельно отрывалась с кончика иглы и падала на засыпанную в матрицу гранулированную смесь.

Жидкость перемещалась в образце вместе с гранулами при формировании и перемещении само уравнивающихся слоев до конца 1-го этапа уплотнения. Уплотнение продолжали до достижения давления ~ 100 мПа (1000 кгс/см²). На рисунке 4 представлена зависимость изменения плотности прессованного образца T5K10 от количества Уайт спирита.

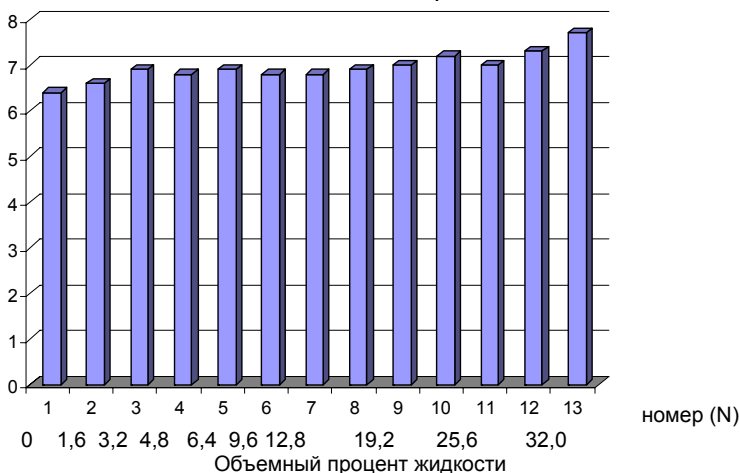


Рис.4. Гистограмма изменения плотности T5K10 в зависимости от содержания Уайт спирита

На рисунке 4 значение «номер 1», - это образец с плотностью $6,4$ г/см³ при прессовании без жидкости.

Значения «N=2» и «N=3» - это состояние *защемленной жидкости* ($1,6 \div 3,2$ об % Уайт спирита). На этом этапе увеличение его количества приводит к повышению плотности после прессования.

Значения «N=4» ÷ «N=7», в диапазоне от $4,8$ об % до $12,8$ об % растворителя, - это *переходная область* между защемленной

жидкостью и заземленным воздухом. Этот диапазон сопровождается частичным, растворением пластификатора и разрушением гранул, это проявляется в вариации значений плотности после прессования.

В диапазоне значений «N=8» ÷ «N=13» и выше имеет место другой процесс взаимодействия, - *растворение пластификатора в гранулах и их разрушение*. Поэтому резко увеличивается плотность после прессования. При 32 об % Уайт спирита плотность после прессования увеличилась до 7,7 г/см³, т.е. ~ на 20 % по сравнению с традиционным способом прессования (без добавки растворителя)

Второй способ прессования – это прессование до конца 1-го этапа структурной деформации, извлечение пуансона, введение жидкостей и повторное уплотнение до ~ 100 мПа.

Второй способ позволил равномернее пропитать прессовку. Ещё больший эффект достигался, если вместо капель использовали распыленные форсункой жидкости.

В промышленных условиях, лучше использовать способ 1 и вводить не менее 32 об % растворителя.

При увеличении количества жидкости будет уже третий способ прессования – с отмывкой пластификатора [4]. На рисунке 5 влияние лиофобной жидкости – воды.

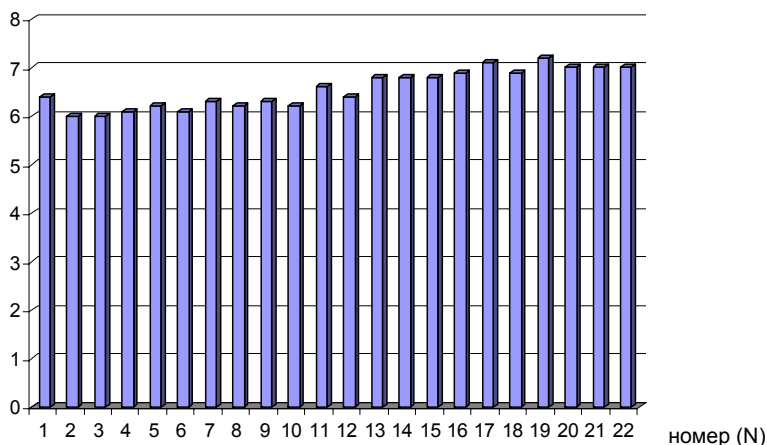


Рис. 5. Гистограмма изменения плотности Т5К10 в зависимости от объемного процента воды

$$\text{об \%} = (N - 1) \cdot 1,6 \text{ об \%} \quad (1)$$

Количество введенной в образец воды можно вычислить по формуле (1).

Значение «N=1», плотность 6,4 г/см³ при прессовании без жидкости.

Диапазон значений «N=2» ÷ «N=10» (1,6 ÷ 14,4 об % воды) - уменьшает плотность после прессования. Это область защемленного воздуха. Вариация значений плотности – это результат нестабильности процесса лиофобного смачивания пластифицированных гранул.

Избыток лиофобной жидкости, воды, значения:

«N=13» ÷ «N=22» (19,2 ÷ 33,6 об % воды), - приводит к изменению способа формирования.

Создаются условия для четвертого способа: «ФОРМОВАНИЕ В ЖИДКОСТИ».

В жидкости находятся гранулы Т5К10, которые не смачиваются и не взаимодействуют с водой. Но в силу того, что между ними нет защемленного воздуха, Они уплотняются до более плотного состояния, выдавливая воду, а при контакте входят во взаимодействия друг с другом, образуя сцепление не смоченных «каучуковых» поверхностей.

Выводы. Разработаны способы повышения плотности при прессовании гранул твердого сплава Т5К10.

Литература:

1. А.В.Лыков. Тепломассообмен //Справочник, Москва, Энергия. 1978. С. 479.
2. В.В. Шуменко. Разработка технологии получения и исследование свойств электродных материалов на основе вольфрама для интенсивных источников света. Автореф. Дисс. канд. тех. наук / МИСиС 2006. 25с.
3. Взаимодействие пористо-капиллярной структуры и морозостойкости керамического материала./ В.З. Абдурахимов, и др.// Ж. Металловедение, 6 (99), 2005.
4. Заявка № 2010128449. Способ мокрого прессования и устройство для его осуществления (варианты). МПК В22F/00. Заявлено 09.07.2010.

ТЕОРИЯ А.В. ЛЫКОВА В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ. ЭЛЕКТРОД С ГРАДИЕНТНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ЭМИССИОННОГО ВЕЩЕСТВА

ШУМЕНКО В.Н.¹, ШУМЕНКО В.В.²

¹НИТУ «Московский институт стали и сплавов»,
г. Москва, Россия, тел.: (+7 495) 638-46-42, e-mail: shvnmisis@mail.ru

²ГУП МГСТК, г.Москва, Россия, тел.: (+7 495) 964-03-72,
e-mail: shumenko@mgstk.ru



А.В. Лыков

Дуговые разряды используют в ряде областей техники (сварка, плазмотроны, источники высокоинтенсивного света и другие), в зависимости от условий горения, их можно классифицировать на свободно горящие, сжатые (плазменные) и стабилизированные дуги [1].

Электроды высокоинтенсивных источников света – это W и активное вещество [2].

В процессе работы преимущественное разрушение наблюдается у отрицательного электрода – катода. Модель процесса представлена на рисунке 1 [3]. Катод, рисунок 1, представляет собой вольфрамовую матрицу (1), заполненную активным веществом (2).

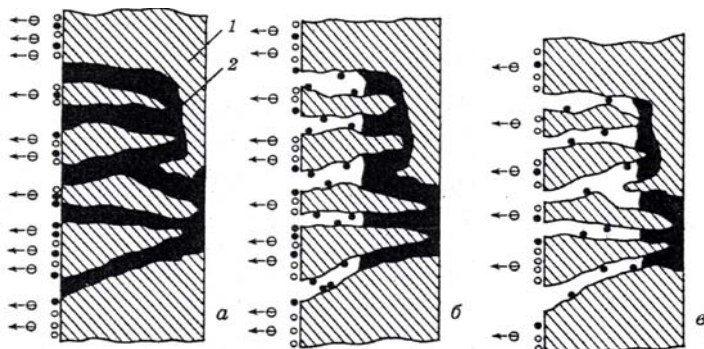


Рис. 1. Модель процесса: а – исходное состояние, б – рабочее состояние, в – заключительная стадия рабочего состояния

Активное вещество, испаряясь и мигрируя по поверхности вольфрамовых зерен (пор) при рабочей температуре катода, обеспечивает эмиссию электронов (рис.1, а). По мере работы катода запас активного вещества уменьшается (рис.1, б). К концу службы катода его эмиссионная способность снижается, и запас активного вещества заканчивается (рис.1, в).

Цель работы – это увеличения ресурса работы катода.

Создание материала с направленной, текстурированной, структурой зерен вольфрама и равномерным распределением активного вещества, рисунок 2, - известно.

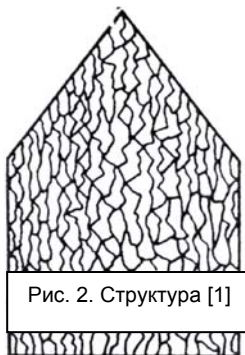


Рис. 2. Структура [1]

Для получения текстурированного материала катода применяют горячее экструдирование [4].

Ранее проведенные исследования, основанные на теории капиллярно пористого тела А.В. Лыкова, позволили разработать способ удаления пластификатора [5] после мокрого прессования [6].

Испарение влаги может проходить как внутри, так и с поверхности тела, а гравитационные силы приводят к выделению растворенного вещества на нижней поверхности в большей степени, чем на верхней [7].

Для достижения поставленной цели был разработан способ получения катода с градиентным распределением активного вещества по объему катода. Это позволило сконцентрировать активное вещество в поверхностных слоях рабочей поверхности электрода.

На рисунке 3 катод после мокрого прессования солями иттрия. Для обеспечения равномерного распределения активного вещества в рабочей части катода, его сушили сферической поверхностью обращенной вниз.

Так, в соответствии с теорией сушки А.В. Лыкова, можно распределить соль преимущественно в приповерхностных слоях рабочей части катода.

Дальнейшие производственные операции получения катодов не отличаются от существующей технологии [1].

Способ получения материала с градиентным распределением вещества в объеме матрицы, основанный на теории сушки А.В. Лыкова [8], пригоден для любых капиллярно пористых тел, любых солей и растворителей. Главное условие – это размер пор [9,10]. Они должны обеспечивать условия, при которых капиллярный потенциал и потенциал поля тяжести проявлялись в равной мере, т. е. ($\varphi_k \approx \varphi_{п.т.}$) [8].

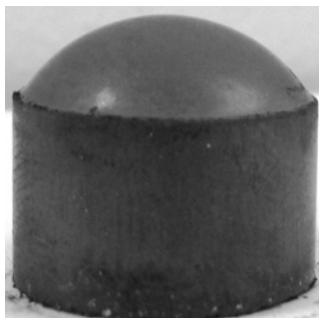


Рис. 3. Вид катода после прессования

Выводы:

1. Опираясь на фундаментальные основы теории сушки А.В. Лыкова, разработан катод, обладающий повышенным сроком службы за счет градиентного распределения активного вещества.
2. Разработанный способ пригоден для получения градиентных композиционных материалов с любой матрицей и любым растворимым веществом.
3. Прессование катода со сферической рабочей поверхностью исключает необходимость механической обработки, что является дополнительным преимуществом предлагаемого способа.

Авторы выражают свою благодарность за помощь в работе Морозову Валерию Ивановичу, работавшему ранее во Всесоюзном Научно-исследовательском институте материалов электронной техники (ВНИИМЭТ. г. Калуга).

Литература:

1. В.М.Амосов, Б.А.Карелин, В.В.Кубышкин Электродные материалы на основе тугоплавких металлов. М: Металлургия. 1976. с 224.
2. В.В. Шуменко. Разработка технологии получения и исследование свойств электродных материалов на основе вольфрама для интенсивных источников света. Автореф. Дисс. канд. тех. наук / МИСиС 2006. 25с.
3. К.А. Амеличева, И.К. Белова, Г.Г.Бондаренко, А.П. Коржавый. О повышении долговечности катодных материалов на основе вольфрама. Ж. Металлы. 2003. №4. с.106-113.
4. В.А. Ларичева. Исследование условий получения электродного материала на основе вольфрама с добавкой окиси иттрия с повышенной эрозионной стойкостью для маломощных импульсных источников света Автореф. Дисс. канд. тех. наук / МИСиС 1977. 25с.
5. Патент RU № 2 373 547 С1 «Способ удаления пластификатора», от 18.04.2004. МПК В22F 3/02 (2006.01). Опубликовано 10.04.2006. Бюллетень № 10.
6. Патент RU № 2 275 274 С1 «Способ прессования порошковых материалов и устройство для его осуществления», от 18.11.2004. МПК В22F 3/02 (2006.01). Опубликовано 27.04.2006. Бюллетень № 12.

7. В.Н.Шуменко, В.Ю.Лопатин, В.В.Шуменко. Способ удаления пластификатора, после мокрого прессования пластифицированных гранул. Новые материалы и технологии: Порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка. Материалы докладов 9-й международной научно-технической конференции 2010, 29-30 сентября. ГНПО ПМ НАН Белорусь, с.126.
8. А.В.Лыков. Теория сушки. М.: Энергия. 1968. 471с.
9. А.В.Лыков. Тепло и массообмен в капиллярно-пористых телах. М.: Гостехиздат. 1954. 296с.
10. Взаимодействие пористо-капиллярной структуры и морозостойкости керамического материала./ В.З. Абдурахимов, М.П. Зелиг, Е.С. Абдурахимова, В.А. Юмина, В.Д. Абдурахимов.// Ж. Металловедение, 6 (99), 2005.

ФОРМОВАНИЕ В ЖИДКОСТИ

ШУМЕНКО В.Н.¹, ТАУК ТУН ВИН¹, ШУМЕНКО В.В.²

¹НИТУ «Московский институт стали и сплавов»,
г. Москва, Россия, тел.: (+7 495) 638-46-42, e-mail: shvnmisis@mail.ru
²ГУП МГСТК, г. Москва, Россия, тел.: (+7 495) 964-03-72,
e-mail: shumenko@mgstk.ru

Хорошо известен и распространен способ прессования увлажненных керамических масс [1].

Известен способ мокрого прессования [2-5]. В основу, которого положена теория капиллярно пористого тела Алексея Васильевича Лыкова.

Известен способ полусухого прессования массы, включающий замешивание микросфер со связкой в виде водного раствора хлоридов и последующее прессование [6].

Недостатком этого способа является нестабильность свойств спеченных изделий, так как в исходной смеси находятся ломаные микросферы и микросферы с трещинами, которые сломались в процессе смешения, загрузки и последующего формования.

Нестабильность свойств спеченных изделий, возникает также из-за того, что в исходной смеси могут находиться микросферы с разной толщиной стенки.

Ломаные микросферы и их сколы не позволяют получить упорядоченную структуру в изделии. В полость ломаных микросфер попадает большее количество хлоридов, которые при последующем спекании образуют большее количество жидкой фазы. Это не позволяет ввести хлориды однородно и только в контактную область между микросферами. Неоднородное количе-

ство жидкой фазы приводит к неоднородному спеканию и, как результат, к получению неоднородной структуры и свойств.

Целью работы было теоретическое обоснование и экспериментальная разработка способа, исключающего выше перечисленные недостатки.

Разработанный способ отличается от существующих [1-5] тем, что сочетает в себе элементы гравитационного обогащения, гидравлической классификации и формование образца под действием выталкивающей силы жидкости.

Способ формования в жидкости – это два самостоятельных технологических процесса:

- разделение материалов обладающих разной физической плотностью;
- разделение одноименного материала за счет разной скорости всплытия и формирование материала с градиентом свойств.

Первый технологический процесс – это *новая разновидность процесса обогащения*, позволяющая разделить порошковые материалы, а затем один из них скомпактировать.

Второй технологический процесс – это *новый метод формования порошковых материалов*.

Выталкивающая сила может формировать изделия различной формы.

Модель способа формования и классификации в жидкости представлена на рисунке 1.



Рис. 1. Разделение микро баллонов Al_2O_3 . Кинетика всплытия, $\times 1$

На рисунке 1 показано разделение микро баллонов оксида алюминия в зависимости от подъемной силы и формирование однородного конусного образца.

В объеме (рисунок 1) плавают микро баллоны во взвешенном состоянии (с нулевой плавучестью). Они находятся в гидростатическом равновесии с окружающей их жидкостью. Если слить воду с микро баллонами и отделить их, например, фильтрацией, то получим материал, обладающий совсем другими свойствами по сравнению со всплывшими или утонувшими частицами.

Расчет величины подъемной силы.

Микросферы оксида алюминия размером 100 мкм и толщиной стенки микробаллона - 5 мкм.

Объем микросферы диаметром 100мкм равен:

$$V = \frac{4}{3}\pi \cdot R^3; \quad (1)$$

$$\frac{4}{3}\pi \cdot 0,05^3 = 0,00052 \text{ мм}^3.$$

Объем оболочки микробаллона можно вычислить по формуле:

$$V = \frac{4}{3}\pi(R^3 - r^3); \quad (2)$$

где R - наружный радиус микробаллона, r - внутренний радиус микробаллона.

$$V = 0,00014 \text{ мм}^3.$$

Вес микробаллона равен:

$$G = V \cdot \gamma \text{ (мг)}; \quad (3)$$

где V - объем оболочки микробаллона, мм³; γ - плотность оксида алюминия - 3,5 г/см³ (мг/мм³). Вес одной микросферы – 0,00049 мг.

Выталкивающая сила жидкости (F) в воде равна:

$$F = \gamma_{\text{ж}} \cdot (0,00052 - 0,00049) = 0,00003 \text{ мг.} \quad (4)$$

Обращаем внимание, чем больше γ_ж, тем больше выталкивающая сила (F).

Величины выталкивающей силы в 0,00003 мг достаточно для подъема 1,0 микробаллона с толщиной стенки 5 мкм.

Толщину стенки микробаллона можно рассчитать из уравнения нулевой плавучести:

$$\frac{4}{3}\pi X^3 \cdot \gamma_{\text{воды}} = \frac{4}{3}\pi(X^3 - r^3) \cdot \gamma_{\text{Al}_2\text{O}_3}, \quad (5)$$

Можно определить предельную толщину стенки микробаллона оксида алюминия диаметром 100 и 200 мкм.

Для этого уравнение решают относительно «г», приняв соответственно X = 50 мкм или 100 мкм, - соответственно.

После засыпки микросфер в воду кроме описанных выше физических процессов, происходит осаждение сколов, затопление микросфер с трещинами и затопление микросфер с толщиной стенки более 5,6 мкм.

В работе в качестве жидкости использовали 1,0% водный раствор хлорида магния.

После завершения формования с помощью выталкивающей силы жидкости, извлечения влажной прессовки из пресс формы, согласно теории капиллярно пористого тела А.В. Лыкова, излишки раствора под действием гравитационных сил вытекут из объема образца.

Раствор хлорида магния оставался только в местах контакта микросфер. Соль после сушки и термического разложения, выступала в качестве активирующей добавки при спекании.

Разработан пресс форма для описанного выше процесса. Главные её конструкционные принципы:

- камера с жидкостью для разделения порошка;
- конусная поверхность для формирования прессовки всплытием;
- механическая система для отделения фракций;
- устройство для регулирования объема жидкости в пресс форме;
- устройство для изменения плотности жидкости (давления в жидкости);
- устройство для вакуумирования, - затопления микро баллонов с трещинами.
- устройство, тождественное отсадной машине [7].
- устройство позволяет осуществлять процесс, как в периодическом, так и в не прерывном режимах. В последнем случае можно получают градиентно-слоистый материал.

На описанный способ формования и устройство для его осуществления подана заявка на предполагаемое изобретение.

Всплывшие микро баллоны на рисунке 2.



Рис. 2. Формирование образца всплывшими микро баллонами, $\times 4$

Всплывшие микро баллоны сформировали капиллярно пористое тело с каналобразующими капиллярными порами, поведение жидкости в которых соответствует теории А.В.Лыкова [8].

Используя расчетные формулы А.В. Лыкова можно рассчитать размер пор между микро баллонами [8].

Радиус наиболее узких проходов (r), по А.В. Лыкову, будет равен – $r = 0,155R$, где R – радиус сферической частицы, т.е. 0,00775 мм.

Радиус наиболее широких проходов ($R_{\max}$) равен:

$R_{\max} = 0,288R$, где R – радиус сферической частицы, т.е. 0,0144 мм.

Предложенный способ формования с одновременной классификацией пригоден для разделения, например, шлифовально-го шлама, образующегося при нарезании зубьев твердосплавных фрез алмазным инструментом.

Формование в жидкости пригодно для классификации природного сырья, содержащего ценные минералы.

Выводы:

1. Предложен новый способ формования порошковых материалов.
2. За счет всплытия достигнута однородность и регулярная упаковка частиц.
3. Повышено качество спеченных изделий за счет отделения дефектных, ломаных и с трещинами микросфер, от целых из исходного порошка.
4. Достигнуто разделение порошковых материалов с последующим формованием всплывшего материала.
5. Получен материал с градиентом свойств за счет разной величины подъемной силы и скорости всплытия.

Литература:

1. Р.Я. Попильский, Ф.В. Кондрашов. Прессование керамических порошков. М.: Металлургия, 1968, 272с.
2. Патент RU № 2 275 274 С1 «Способ прессования порошковых материалов и устройство для его осуществления», от 18.11.2004. МПК В22F 3/02 (2006.01). Опубликовано 27.04.2006. Бюллетень № 12.
3. Патент RU № 2 321 474 С1 «Способ мокрого прессования и устройство для его осуществления (варианты)», от 14.08.2006. МПК В22F 3/02 (2006.01). Опубликовано 10.04.2008. Бюллетень № 10.
4. Патент RU № 2 323 803 С1 «Способ мокрого прессования (варианты) и устройство для его осуществления», от 10.07.2006. МПК В22F 3/02(2006.01). Опубликовано 10.05.2008. Бюллетень № 13.
5. Заявка № 2010128449 Способ мокрого прессования и устройство для его осуществления (варианты)» МПК В22F/00. Заявлено 09.07.2010.
6. Ю.Л. Красулин, В.Н. Тимофеев, С.М. Баринев, А.Б. Иванов, А.Н. Асонов, Г.В. Шнырев. Пористая конструкционная керамика. М.: Металлургия. 1980. 49с.
7. С.М. Ясюкевич. Обогащение руд. М.: Гос. н-т издательство литературы по черной и цветной металлургии. 1953. 516с.
8. А.В.Лыков. Тепломассообмен. Справочник. М.: Энергия. 1978. 479с

ПРИМЕНЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ТЕХНИКЕ

ФИЛЬТРОЭЛЕМЕНТЫ ИЗ КОМПАКТНО-ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СИСТЕМ ХИМВОДОПОДГОТОВКИ

АЛЕКСАНДРОВ В.М.¹, БАДЫКИН А.А.², КОЛОДКИН В.Ф.³,
ИНЕВАТКИН Ю.Л.³, ОКСИНЬ А. В.⁴

¹ *Институт импульсных процессов с опытным производством,
г. Минск, Беларусь*

² *УУП Брестское котельное хозяйство, г. Брест, Беларусь*

³ *РУП Витебскэнерго, г. Витебск, Беларусь*

⁴ *ЗАО ППТ «Факел», г. Витебск, Беларусь*

Водоподготовка является одной из важнейших отраслей техники, направленных на развитие промышленности, ресурсо- и энергосберегающих технологий, решение экологических проблем. Для нужд промышленных предприятий и энергохозяйств необходима вода, отвечающая требованиям ГОСТ и технологических процессов, в которых она используется. Это обусловлено, прежде всего, тем, что при эксплуатации большей части оборудования, машин, приборов и механизмов используются различного рода технические жидкости на водной основе, требующие периодической очистки и регенерации [1].

Природные воды представляют собой сложную многокомпонентную систему, в состав которой входят соли, органические соединения, диспергированные примеси и др. В свою очередь, обработка воды с целью её последующего использования представляет собой комплекс физических, химических и биологических методов, направленных на корректировку её первоначального состава. Сочетание соответствующих технологических процессов и оборудования составляет технологическую схему улучшения качества воды. Присутствие кальция и магния обуславливает жёсткость воды, а её умягчение производят при подготовке технической воды, предотвращая тем самым образование накипи, приводящей к выходу из строя водогрейных и отопительных приборов, а также к перерасходу электроэнергии.

Химическая подготовка воды - процесс, основанный на обмене ионов солей жёсткости на ионы поваренной соли при фильтрации воды через слой ионообменной смолы. Сущность ионного обмена заключается в способности ионообменных ма-

териалов или ионитов поглощать из воды положительные или отрицательные ионы в обмен на эквивалентное количество ионов ионита. В процессе эксплуатации, ионообменная засыпка, одновременно выполняющая роль фильтрующей загрузки, периодически регенерируется путём промывки раствором поваренной соли.

При движении воды через фильтрующую загрузку осуществляется извлечение из неё взвешенных частиц. Процесс очистки осуществляется либо на поверхности или в глубине фильтрующего материала, а его эффективность определяется видом фильтрующего материала, используемого оборудования и др.

Фильтрация, умягчение и последующее дренирование воды осуществляется при её движении сверху вниз в специальных устройствах напорного и безнапорного действия, заполняемых зернистыми ионообменными материалами. При этом в стационарном режиме при движении воды сверху вниз она через систему труб нижнего сборно-распределительного устройства поступает в паровой котёл. С течением времени, по мере изменения химического состава засыпки, осуществляется её регенерация путем пропускания через неё специальных жидких реагентов. Последние проходят через сборно-распределительное устройство в направлении снизу вверх, взрыхляют засыпку и одновременно активизируют процессы, связанные с ионообменом.

Эффективность ионообменных процессов в значительной степени связана с конструкцией распределительных устройств, представляющих собой систему лучей – труб, расположенных определенным образом на дне корпуса фильтра и укомплектованных фильтроэлементами (ФЭ), получившими название дренажных колпачков. Наиболее распространены щелевые ФЭ, изготавливаемые из коррозионно-стойких сталей аустенитного класса (например, X18H10T), керамики, полимеров.

ФЭ из керамики и полимеров характеризуются невысокой прочностью и пропускной способностью. При работе в агрессивных средах и при повышенных температурах происходит деструкция материала, что требует частых смен и переналадок оборудования. ФЭ из стали представляют собой витую каркасно-проволочную конструкцию с размерами щели между витками проволоки от 0,1 до 0,6 мм и насчитывающую более 30 сварных соединений. К недостаткам всех сварных конструкций следует отнести сложность технологии, необходимость применения дорогостоящего оборудования и оснастки, а также невысокую коррози-

онную стойкость всей конструкции, что в конечном итоге приводит к изменению размеров щели и выходу изделий из строя.

Порошковая металлургия позволяет получать пористые порошковые материалы (ППМ) и изделия на их основе в широком диапазоне эксплуатационных характеристик.

Они имеют существенные преимущества по сравнению с фильтрами из других материалов: ткань, бумага, картон, керамика, полимеры и др. поскольку характеризуются широким диапазоном фильтрующих свойств, механической прочностью, способны работать при высоких значениях температур и давлений.

Технология порошковой металлургии характеризуется рядом преимуществ, которые могут быть успешно реализованы при разработке эффективных материалов для водоподготовительных фильтров. Они характеризуются широким диапазоном фильтрующих и механических свойств, способностью работать при высоких значениях и перепадах температур ($60 - 80^{\circ}\text{C}$) и давлений (0,6 - 0,9 МПа).

Расширение областей применения ППМ, техническое перевооружение производства, интенсификация технологических процессов, создание новых видов техники выдвигают повышенные требования к ППМ, удовлетворить которые традиционными технологиями порошковой металлургии практически не представляется возможным. Например, совместить в одном изделии такие требования, как высокая пористость, проницаемость и высокая механическая прочность.

Перспективным в этом отношении представляется разработка проницаемых композиционных материалов нового класса - «компактно- пористых материалов» (КПМ), структура которых представляет сочетание пористого слоя и компактной подложки, соединённых друг с другом по средством металлических контактов. Благодаря чему может быть достигнут значительный рост свойств КПМ, включая механические [2].

Формирование металлических контактов на отдельных стадиях процесса получения ППМ характеризуется рядом особенностей, обусловленных формой компактной подложки, размером дискретных частиц, технологией их формования и спекания. На первый взгляд присутствие компактной составляющей в структуре пористого материала не представляется оправданным. Однако, при изготовлении фильтров для систем химводоподготовки присутствие в структуре материала элементов из компактного ме-

талла позволяет существенно повысить эксплуатационные характеристики готовых изделий и эффективность их применения.

Разработанная технология позволит отказаться от традиционной технологии сварки базовых элементов. Соединение компактного и пористого материала в данном случае будет осуществляться поэтапно на стадиях прессования и последующего спекания. На стадии прессования под действием давления дискретные частицы перемещаются к компактному материалу, плакируя прилегающую поверхность компактного металла. По мере увеличения давления площадь поверхности контакта также пропорционально увеличивается. На стадии спекания в результате нагрева прессовки происходит формирование металлических контактов за счет гетеродиффузии соединяемых материалов.

Использование для изготовления фильтроэлементов коррозионно-стойких материалов (хромоникелевая сталь 12Х18Н10, титан марки ТПП) позволит создать изделия, которые помимо высоких коррозионных свойств будет отличать: высокая механическая прочность; стойкость к высоким температурам и гидроударам; технологичность; регенерируемость.



Рис. Общий вид фильтроэлементов из компактно-пористых материалов для систем химводоподготовки

На рисунке приведен общий вид фильтроэлементов из компактно-пористых материалов для систем химводоподготовки предприятий Министерства энергетики и коммунального хозяйства Республики Беларусь. Применение дренажных колпачков

на предприятиях КУПП «Брестское котельное хозяйство» и РУП «Витебскэнерго» позволило в 2010 году отказаться от импортных поставок, в 2011 году поставочные договора будут выполняться с предприятиями РУП «Брестэнерго» и «Гомельэнерго».

Литература:

1. Фрог, Б.Н. Водоподготовка [Текст]: учебное пособие для ВУЗов/ Б.Н. Фрог.- М.: Издательство МГУ, 2001. – 678 с.- Библиогр.: 64.
2. Александров, В.М. Компактно-пористые материалы, способы получения, области применения [Текст]/ В.М. Александров, А.Г. Косторнов, С. Сягло, В.К. Шелег // Пористые проницаемые материалы: технологии и изделия на их основе/ Материалы докладов Международного симпозиума. Минск, 2008. – с. 291 – 299. – Библиогр.: 11.

ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ФРИКЦИОННЫХ ДИСКОВ В ТОРМОЗНОМ УЗЛЕ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ТОРМОЖЕНИЯ ПОГРУЗЧИКА «АМКОДОР»

БАГНЫЧЕВ С.А.¹, КАРПЫЗА С.А.¹, ЛЕШОК А.В.²

¹ *ОАО Амкодор, г.Минск, Беларусь*

² *ПРУП Молодечненский завод порошковой металлургии,
г. Молодечно, Беларусь*

Одним из основных элементов любой дорожно-строительной техники является мост, в котором устанавливаются тормозные элементы, от работоспособности которых зависит жизнедеятельность человека управляющего данного рода техникой, но и окружающих людей. Мост служит для преобразования крутящего момента и передачи вращения от продольно расположенных валов коробки передач к поперечно расположенным осям конечных передач, на которые установлены ведущие колеса.

Мосты ведущие техники «Амкодор» должны эксплуатироваться при температуре окружающего воздуха от -25 до +40 °С, относительной влажности до 98 % при температуре 35 °С и запыленностью воздуха до 1.5 г/м³. Основными параметрами и техническими характеристиками моста серии 342 являются: максимальная статическая нагрузка на мост 200 кН; максимальный входной крутящий момент 4.3 кНм; входная мощность – 75 кВт; Максимальная частота вращения на входе – 3500 мин⁻¹; переда-

точное число моста – 20.11; передаточное число главной передачи – 3.6; тормозной момент на колесе - 11 кНм.

Мост состоит из картера, главной передачи с дифференциалом, колесных планетарных редукторов и многодисковых тормозов в масляной ванне. На мост установлены многодисковые тормоза в масляной ванне с гидравлическим приводом.

Управление тормозами осуществляется подачей давления, при нажатии на педаль тормоза рабочая жидкость поступает к поршню по каналам в корпусе тормоза. В качестве фрикционного материала использовался получивший наибольшее распространение спеченный материал МК-5. Диски работают в условиях смазки маслом трансмиссионным: ТМ-4-18, ТМ-5-18 ГОСТ17479.2-85 или ТАп-15В, ТСп-15 ГОСТ 23652-79.

Существует стандарт, который устанавливает минимальные требования эффективности и методы испытаний тормозных систем колёсных землеройных машин с целью обеспечения единой образной оценки тормозных качеств машин, работающих на строительных объектах или передвигающихся по дорогам общего пользования. Данный стандарт устанавливает требования к рабочим, резервным и стояночным тормозным системам [1].

Наиболее распространённым методом изготовления фрикционных дисков является закрепление на стальной основе свободно насыпанного фрикционного слоя материала напеканием. Его суть сводится к формированию фрикционного слоя на поверхности стальной основы свободной насыпкой с последующей термообработкой. Данный метод имеет высокую производительность, возможность автоматизации и механизации, позволяет изготавливать фрикционные диски большого диаметра (до 600 мм), получение которых другими методами затруднено. Описанный метод производства фрикционных дисков использует ПРУП МолЗПМ, при этом для материалов на основе меди используется промежуточный подслой электролитической меди. Методом напекания свободно насыпанного слоя порошка применяют и другие производители фрикционных дисков, такие как: «Hoerbiger» (Германия), «Miba» (Австрия), «Valeo» (Франция), «Wellman», «Hawk», (США), Pramet (Чехия) [3].

На Молодечненском заводе порошковой металлургии разработан способ изготовления фрикционных дисков путём пайки через промежуточный подслой из мелкодисперсного порошка меди свободно насыпанного слоя металлокерамического фрикционного материала к стальной основе. Порошок меди, образует расплав взаи-

модействуя с фрикционным материалом и повышает прочность крепления фрикционной накладки к стальной основе [4-5].

Общая площадь одной стороны металлокерамического фрикционного диска, используемого в тормозе «Амкодор» составляет 152 см^2 , при этом фактическая площадь контакта с учётом системы маслоотводящих каналов составляет 92 см^2 , т.е. 60 % общей площади. Использование в одном борту фрикциона двух металлокерамических дисков создаёт фактическую площадь контакта 368 см^2 , тогда как при использовании трёх дисков площадь контакта составит 552 см^2 , т.е. увеличивается на 184 см^2 (50 %).

Проводилось измерение тормозного пути холодных и нагретых тормозов погрузчика. Измерение проводилось на участке дороги с сухим асфальтовым покрытием. Уклон участка в направлении перпендикулярном движению не превышает 3%, уклон в направлении движения не превышает 1%, длина мерного участка 40 м.

Измерения проводились при следующих условиях: погрузчик без груза, рабочее оборудование в транспортном положении; шины 20.5-25.0 (НС 28); давление в шинах передних колёс – 0.35 МПа, задних – 0.27 МПа; давление в гидросистеме тормозов – 5.0 МПа; масса погрузчика 13600 кг; асфальтобетонное покрытие сухое. Тормозной путь определялся при максимальной скорости машины, осуществлялось тензометрирование гидросистемы рабочей тормозной системы погрузчика.

Результаты измерения тормозного пути погрузчика с использованием по два и три металлокерамических фрикционных диска в бортах ведущих мостов приведены в таблице 1 и 2.

Расчёт тормозного пути, в течение которого тормозная система должна остановить машину, на скорости V (м/с) непосредственно перед включением органа управления тормозами, рассчитывается по формулам:

а) для рабочей тормозной системы:

$$\frac{V^2}{150} + 0.2(V + 5) \quad (1)$$

б) для резервной тормозной системы:

$$\frac{V^2}{75} + 0.4(V + 5) \quad (2)$$

Таблица 1

Результаты измерения тормозного пути погрузчика с установленными двумя металлокерамическими дисками

№ п/п	Время прохождения участка, с	Скорость перед началом торможения, км/ч	Тормозной путь, м		Оценка состояния
			фактический	по ГОСТ ИСО 3450	
холодные тормоза					
1	3.4	42.4	13.74	не более 21.4	соответствует
2	3.2	45.0	17.69	не более 23.5	соответствует
горячие тормоза					
1	3.3	43.6	15.69	не более 22.4	соответствует
2	3.2	45	17.60	не более 23.5	соответствует

Таблица 2

Результаты измерения тормозного пути погрузчика с установленными тремя металлокерамическими дисками

№ п/п	Время прохождения участка, с	Скорость перед началом торможения, км/ч	Тормозной путь, м		Оценка состояния
			фактический	по ГОСТ ИСО 3450	
холодные тормоза					
1	3.5	41.14	10.49	не более 20.51	соответствует
2	3.43	41.98	12.22	не более 21.14	соответствует
горячие тормоза					
1	3.49	41.26	10.00	не более 20.60	соответствует
2	3.65	39.45	10.70	не более 19.26	соответствует

На рисунках 1 и 2 представлены графики изменения давления в гидросистеме переднего и заднего моста от времени торможения погрузчика при использовании двух и трёх металлокерамических фрикционных дисков в холодном и горячем состоянии.

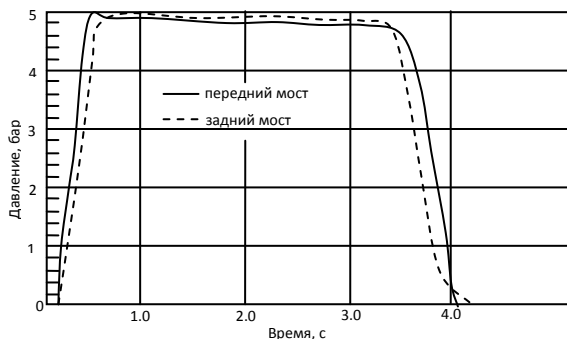


Рис. 1. Изменение давления в тормозной системе с установленными двумя металлокерамическими фрикционными дисками

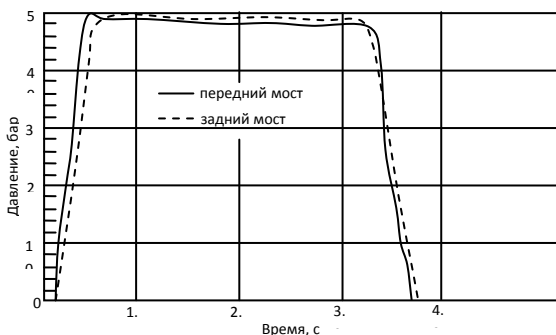


Рис. 2. Изменение давления в тормозной системе с установленными тремя металлокерамическими фрикционными дисками

Результаты испытаний показали, что изменение количества фрикционных дисков в тормозах переднего и заднего моста не сказывается на динамике изменения давления в системе от времени торможения. Рабочая тормозная система погрузчика «Амкодор» с двумя и тремя фрикционными дисками обеспечивает торможение в пределах тормозного пути, соответствующего требованиям ГОСТ ИСО 3450.

Использование трёх фрикционных дисков в тормозном узле вместо двух, то есть увеличение площади контактирования на 50 % способствует снижению тормозного пути на 5-9 %. Холодное или горячее состояние тормозного узла не оказывает существенного влияния на размер тормозного пути.

Литература:

1. ГОСТ ИСО 3450. Машины землеройные. Тормозные системы колёсных машин. Требования к эффективности и методы испытаний.
2. Лешок А. В., Звонарёв Е. В., Леонов А. Н. Научное основание способа получения фрикционных дисков с использованием пайки. Вестник Полоцкого Государственного университета. Серия В. Промышленность. Прикладные науки. 2009, №2.-С. 35-45.
3. Сыроежко Г. С., Лешок А. В., Звонарёв Е. В. Технологии производства металлокерамических фрикционных дисков (обзор) // Порошковая металлургия: Республиканский межведомственный сборник научных трудов. - Минск: Тонпик - 2002 г. - №25. С. – 54-56.
4. Концепция экологически чистого фрикционного диска для автотракторной техники. Лешок А. В., Леонов А. Н., Носко В.В., Дорофей С. И., Хоровец М.В. Сб. Докладов международной научно-практической конференции «Энергосберегающие технологии и технические средства в сельскохозяйственном производстве», 12-13 июня 2008 г; Минск, БГАТУ, 2008.-Ч.1. – С.189-195.
5. Сыроежко Г. С., Пашук С.Е., Грицель П. В., Лешок А. В., Звонарёв Е. В. Пайка Фрикционного слоя к стальной основе // Порошковая металлургия в автотракторном машиностроении. Сварка и резка металлов. Материалы, технологии и оборудование для нанесения функциональных защитных покрытий: Сборник докладов. – г. Минск. - 28-30 мая 2007 г. – С. 34-38.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА НОЖЕВЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ ПРИМЕНЯЕМЫХ В КОММУТИРУЮЩИХ УЗЛАХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА

ГОРОХОВ В.М., ЖОСТИК Ю.В., ТАРУСОВ И.Н.

*Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь,
тел.: (+375 17) 293-98-42, e-mail: Gorokhov47@mail.ru*

Устройства железнодорожной автоматики и телемеханики состоят из большого количества датчиков и исполнительных устройств, расположенных непосредственно на железнодорожных путях. Одними из важных устройств железнодорожной автоматики являются стрелочные электроприводы, которые управляют перемещением стрелок из одного положения в другое и эксплуатируются в условиях повышенной влажности, существенных перепадов температур и частых переключений. Основные эксплуатационные характеристики стрелочных приводов с электродвигателями постоянного тока в значительной мере определяются их коммутационной устойчивостью, которая существенно зависит от надежной работы рабочих и контрольных ножевых контактов. Поэтому

важной задачей является разработка новых электротехнических материалов и технологий изготовления из них ножевых электрических контактов с высокой твердостью, износостойкостью, коррозионной, электроэрозийной стойкостью, малым электрическим сопротивлением и низкой стоимостью, что позволит повысить надежность работы, срок службы стрелочных приводов, а также снизить затраты на их производство.

В настоящее время на ЗАО «Термотрон-Завод» (г. Брянск) в стрелочный привод устанавливают ножевые электрические контакты, изготовленные методом механической обработки резанием из латуни с твердостью 90-95 НВ, которую затем покрывают коррозионностойким покрытием из никеля. Нарботка таких контактов в составе электропривода СП-6М до отказа составляет до 120 тысяч переводов стрелки, что в современных условиях снижает его конкурентную способность перед другими производителями. Известны попытки изготовления ножевых контактов из материалов на основе вольфрама. Однако сложность технологии производства и высокая стоимость материала контактов на основе вольфрама ограничивают их использование при массовом производстве ножевых электроконтактов для стрелочных электроприводов.

Методы порошковой металлургии позволяют создать новые материалы и технологии производства ножевых контактов удовлетворяющие современным требованиям [1].

Для разработки материала ножевых контактов использовали в качестве основы порошок меди ПМС-1 ГОСТ 4960-75. Легирующими добавками служили порошки: никеля ПНК-УТЗ ГОСТ 9722-97, титана, оксида алюминия М1-25А МГ ОСТ 2МТ-71-1-82, графита карандашного ГК-1 ГОСТ 4404-78. Приготовление смесей осуществляли в плужковом смесителе. Время смешивания составляло 60 минут. Составы смесей приведены в таблице 1.

Таблица 1

Составы порошковых электроконтактных материалов

№	Содержание компонентов, %					
	Cu	Ni	C	Ti	Al ₂ O ₃	Стеарат цинка
1	90	10	—	—	—	0,6
2	91	7	2	—	—	0,6
3	92,4	5	1	—	1,6	0,6
4	94,7	4	0,5	—	0,8	0,6
5	97,5	—	—	2,5	—	0,6

Для уменьшения трения и улучшения процесса уплотнения порошков в смеси добавляли 0,6 % стеарата цинка. Смесей прессовали на испытательной машине давлением 200 – 350 МПа. Относительная плотность прессовок составила 70 - 80 %. Как показали исследования, со-

держание легирующих элементов в смесях при прессовании существенного влияния на плотность прессовок не оказывало. Было также установлено, что прессовки, полученные с плотностью менее 70 %, имели низкую прочность, претерпевали большую усадку при спекании и сильно коробились. Прессовки с плотностью выше 80 % при спекании начинают расти в объеме, что приводит к снижению площади образующихся межчастичных контактов и, как следствие, к получению материала с низкими физико-механическими свойствами.

Прессовки из меди, легированной титаном, отжигали в среде диссоциированного аммиака при температуре 500 °С в течение 60 минут. Спекание проводили в вакууме $2 \cdot 10^{-5}$ Па сначала при температуре 600 °С в течение 30 минут, затем при температуре 890 °С в течение 60 минут. Для спекания использовали вакуумную печь марки СНВЛ I-3.1/16-M2.

Остальные смеси после прессования отжигали при температуре 500 °С в течение 60 минут и спекали при температуре 1020 °С в течение 60 минут в среде эндогаза. В качестве оборудования для спекания использовали печь сопротивления СНОЛ 7,2/1300 и контейнер для спекания под газом. После спекания свойства исследуемых материалов приведены в таблице 2.

Таблица 2

Свойства спеченных электроконтактных материалов

№	Материал	Пористость, %	Твердость, НВ
1	Cu+10%Ni	7	46-48
2	Cu+7%Ni+2%C	13	34-36
3	Cu+5%Ni+1,6%Al ₂ O ₃ +1%C	13	41-43
4	Cu+4%Ni+0,8%Al ₂ O ₃ +0,5%C	10	40-42
5	Cu+2,5%Ti	19	48-50

Твердость материалов определяли методом Бринелля по ГОСТ 9012-59 на приборе модели ТШ-2М. При измерении твердости стальной шарик диаметром 5 мм вдавливался в плоскость образца, перпендикулярную направлению прессования под действием нагрузки 2500 Н. Время приложения нагрузки 30 секунд.

С целью повышения твердости и коррозионной стойкости медь легировали никелем. После спекания медь, легированная 10 % никеля, обладает наименьшей пористостью и претерпевает максимальную усадку по сравнению с остальными материалами, приведенными в таблице 2. Образование твердых растворов никеля в меди при спекании позволило получить материал с твердостью 46-48 НВ. Для повышения антифрикционных свойств в медь, легированную никелем, добавляли графит. Добавка графита блокирует частицы меди друг от друга, что препятствует увеличению контактной поверхности, сближению частиц меди и усадке материала при спекании. Это приводит к снижению относительной плотности и твердости электроконтактного материала. Так

как ножевые электроконтакты работают в условиях повышенного механического и электроэрозионного износа, для снижения этих факторов в материалы 3 и 4 кроме никеля и графита вводили оксид алюминия, обладающий высокой твердостью и температурой плавления. С увеличением содержания оксида алюминия и графита в материале 3 по сравнению с материалом 4 после спекания пористость и твердость возрастают. Наиболее низкую усадку и относительную плотность после спекания имел материал 5 (медь, легированная титаном). Образование в процессе спекания твердых растворов титана в меди позволило получить материал с наиболее высокой твердостью по сравнению с остальными спеченными материалами.

Из таблицы 2 видно, что материалы, полученные спеканием, имеют высокую пористость 7 - 19 % и низкую твердость 34 - 50 НВ, которые препятствуют применению этих материалов для производства ножевых электроконтактов. Поэтому спеченные порошковые материалы с целью повышения плотности и твердости деформировали при давлении 700 МПа. Перед деформированием порошковые заготовки покрывали смазкой. Смазку наносили окунанием спеченных порошковых заготовок в нагретый до температуры 80 - 90 °С раствор мыла в воде. После окунания заготовки высушивали и подвергали объемному пластическому деформированию. Свойства исследуемых спеченных порошковых материалов после пластического деформирования приведены в таблице 3.

Таблица 3

Свойства деформированных порошковых электроконтактных материалов

№	Материал	Пористость, %	Твердость, НВ	Количество переводов стрелок, тысяч
1	Cu+10%Ni	2	100	100
2	Cu+7%Ni+2%C	1	75-78	400
3	Cu+5%Ni+1,6%Al ₂ O ₃ +1%C	5	85	1600
4	Cu+4%Ni+0,8%Al ₂ O ₃ +0,5%C	4	76-78	800
5	Cu+2,5%Ti	7	120-122	200
6	Латунь (серийные ножи)	0	95	120

Пластическое деформирование позволило снизить пористость спеченных материалов до 1 - 7 % в зависимости от состава деформируемого материала. Твердость материалов в результате повышения плотности и деформационного упрочнения увеличилась до 75-122 МПа, что приблизило свойства разработанных порошковых материалов к серийно применяемым материалам контактных ножей коммутрующих узлов железнодорожного транспорта.

В связи с тем, что ножевые электроконтакты эксплуатируются в условиях повышенной влажности, существенных перепадов температур, частых переключений на ЗАО «Термотрон-Завод» (г. Брянск, Россия) проводились испытания разработанных материалов в климатических камерах. Испытания показали пригодность разработанных порош-

ковых материалов для работы в этих условиях. Для определения возможности работы опытных образцов электроконтактных ножей из разработанных композиционных порошковых материалов в условиях частых переключений проводились типовые сравнительные испытания их работы в составе электропривода СП-6М. Испытания проводились на стенде для проверки электроприводов в автоматическом круглосуточном режиме с частотой 5 переводов в минуту при нагрузке на шибере 3500 Н. В процессе испытаний определялось количество переводов электропривода до их остановки из-за разрыва электрической цепи в результате износа ножевых контактов.

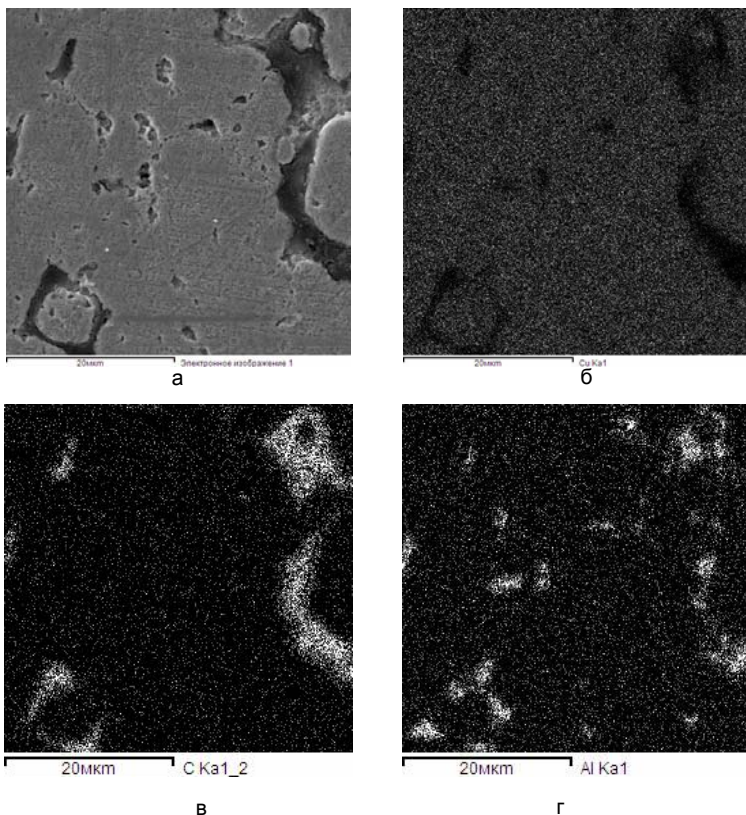
Ножевые электроконтакты изготовленные методом порошковой металлургии из порошковых композиционных материалов и ножевая колодка с залитыми в нее пластмассой ножами устанавливаемая в электропривод СП-6М для проведения испытаний приведены на рисунке 1.



Рис. 1. Ножевые электроконтакты из порошковых композиционных материалов и ножевая колодка с залитыми в нее пластмассой ножами, устанавливаемая в электропривод СП-6М

Из таблицы 2 видно, что электроконтактный материал состава $\text{Cu}+5\%\text{Ni}+1,6\%\text{Al}_2\text{O}_3+1\%\text{C}$ при испытаниях проработал в электроприводе самое большое количество переводов и является лучшим по сравнению с остальными для изготовления ножевых электроконтактов.

На рисунке 2,а приведена микроструктура материала $\text{Cu}+5\%\text{Ni}+1,6\%\text{Al}_2\text{O}_3+1\%\text{C}$, которая состоит из твердого раствора никеля в меди (поле со светлыми точками) рисунок 2,б и включений графита с частицами оксида алюминия (светлые включения), расположенными по границам зерен твердого раствора (темное поле) (рис.2 в,г).



а - микроструктура; распределение в меди: б - никеля; в - графита;
г - оксида алюминия

Рис. 2. Микроструктура порошкового материала $\text{Cu}+5\%\text{Ni}+1,6\%\text{Al}_2\text{O}_3+1\%\text{C}$ после пластического деформирования

Заключение. В результате исследований установлено, что порошковый композиционный материал $\text{Cu}+5\%\text{Ni}+1,6\%\text{Al}_2\text{O}_3+1\%\text{C}$ на основе меди, легированной никелем, оксидом алюминия, графитом, и имеющий пористость не более 5 %, твердость не менее 85 НВ может быть использован для замены латуни при производстве ножевых электроконтактов, которые устанавливаются в стрелочные приводы, применяемые на железной дороге.

Структура материала состоит из твердого раствора никеля в меди и включений графита с частицами оксида алюминия, расположенными по границам зерен твердого раствора.

Технология изготовления ножевых электроконтактов включает: смешивание шихты, прессование, спекание в среде эндогаза, нанесение смазки и пластическое деформирование.

Применение ножевых электроконтактов, изготовленных методом порошковой металлургии из композиционного материала $\text{Cu}+5\%\text{Ni}+1,6\%\text{Al}_2\text{O}_3+1\%$, позволит снизить их стоимость, повысить надежность и ресурс работы стрелочных приводов.

Литература:

1. Федорченко, И.М. Материалы, технология, свойства, области применения. Справочник / И.М. Федорченко, И.Н. Францевич, И.Д. Радомысельский.— Киев, 1985.- 624 с.

НОВЫЕ МЕТАЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ ФРИКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ДМИТРОВИЧ А.А.¹, ЛЕШОК А.В.²

¹*Институт порошковой металлургии, г.Минск, Беларусь*

²*Молодечненский завод порошковой металлургии,
г.Молодечно, Беларусь*

Учитывая специфику развития автотракторной техники в Беларуси и странах СНГ, в Институте порошковой металлургии с момента его основания основным направлением в области разработки фрикционных материалов признано создание композиций, предназначенных, в первую очередь, для эксплуатации в условиях, характерных для узлов трения энергонасыщенных машин и механизмов. При разработке новых фрикционных материалов особое внимание уделялось вопросам повышения износостойкости и получения достаточно высокого и стабильного коэффициента трения, а также вопросам снижения себестоимости и получения экологически чистых материалов. Существенный вклад в этой области был сделан такими исследователями, как В. Генкин, Л. Шмагин, Е. Фишбейн, М. Рутман, А. Дмитриевич.

Создан ряд металлокерамических фрикционных материалов с использованием стального порошка, получаемого переработкой шламовых отходов подшипниковой промышленности. Серия таких материалов известна под маркой «ШАДЕФ» (аббревиатура имен разработчиков материала: Шмагин, А. Дмитриевич, Е. Фишбейн).

Использование стального порошка помимо решения задачи создания высокоэффективного фрикционного материала, одно-

временно создало предпосылки рационального использования вторичного сырья, решения вопросов экологии и сокращения импорта металлических порошков.

Материал «ШАДЕФ» обладает динамическим коэффициентом трения 0,07–0,14, интенсивностью изнашивания $2,5 \cdot 10^{-9}$ мкм/км. Преимущества материала в большей степени проявляются в тяжело нагруженных узлах трения (удельная работа трения до 850 Дж/см^2 , начальная скорость скольжения до 70 м/с). Так, при проведении сравнительных испытаний фрикционных дисков из материалов МК-5 и «ШАДЕФ» в условиях работы коробки перемены передач трактора Т-150К было установлено, что коэффициент трения материала «ШАДЕФ» в 1,3–1,4 раза выше, а его износостойкость при удельной работе буксования 16 Дж/см^2 превосходит износостойкость материала МК-5 в 1,5–2,0 раза, коэффициент колебания момента трения ($a = M_{\min}/M_{\max}$), являющийся характеристикой неустойчивости свойств фрикционной пары, находится в пределах 0,4–0,5 (в зависимости от условий работы), а для материала МК-5 в пределах 0,2–0,3.

Материал «ШАДЕФ-999/Л», предназначен для эксплуатации в узлах сцепления без смазки тракторов мощностью 160–180 л.с. Материал обладает коэффициентом трения не менее 0,35 при скоростях порядка 30 м/с и удельных нагрузках до 1,5 МПа, обеспечивая при этом необходимый ресурс в 10000 моточасов. Испытания на инерционно-тормозном стенде С-140 (ПО МТЗ, г. Минск) показали, что однодисковая муфта сцепления с номинальным усилием нажимных пружин 900 кг, оснащенная 12-ю фрикционными накладками (по 6 накладок площадью 45 см^2 с каждой стороны ведомого диска) из материала «ШАДЕФ-999/Л» обладает следующими характеристиками: статический момент срыва 105–135 кг·м на прогретой муфте и 90–107 кг·м на непрогретой муфте; средний темп износа накладок 0,27–0,33 мкм/цикл.

Результаты испытания материала «ШАДЕФ-999/Л» в сцеплении машин Липецкого тракторного завода показали, что ресурс работы составил от 17000 до 22000 циклов (в то время как при использовании серийного полимерного фрикционного материала – не более 11000 циклов), на 20–30 % возросло значение передаваемого крутящего момента (рис. 1).

Для эксплуатации в узлах трения без смазки в паре с контртелом из стали, разработан материал «ШАДЕФ-2С». Материал прошёл успешные испытания в узлах трения гусеничных машин

Волгоградского и тормозных узлах гусеничных тракторов мощностью 150 л.с. Алтайских тракторных заводов.

На сегодняшний день, с использованием доработанной технологии «свободно насыпанного слоя» для материала «ШАДЕФ», на производстве института порошковой металлургии, организован промышленный выпуск фрикционных дисков, которые успешно применяются в тормозных и передаточных узлах тракторов «Беларус» (86–1802035А, 320–3502040, 2522–1802035, 620–3502040, 2022–3502015, 1522–3502015, 142–3502015). Так, если в 2002 г. ИПМ поставил РУП «ПО МТЗ» 13,5 тыс. дисков 6-ти типоразмеров, то в 2009 году объем выпуска возрос до 96 тыс.штук.

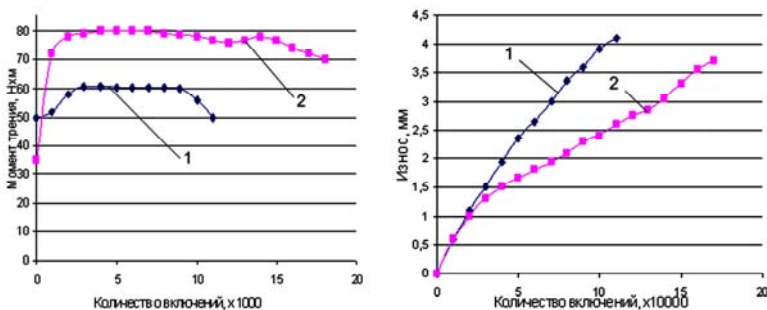


Рис.1. Результаты сравнительных испытаний фрикционного материала «ШАДЕФ-999/Л» в узле сцепления трактора Липецкого тракторного завода (1 - материал «ШАДЕФ-999/Л», 2 - материал на полимерной основе)

Параллельно, с расширением областей применения фрикционных материалов на основе железа, в институте активно ведутся работы в области совершенствования материалов на основе меди. Несмотря на более высокую стоимость исходных порошков, они, благодаря хорошей технологичности в производстве и высоким триботехническим характеристикам готового изделия, продолжают оставаться наиболее востребованными на современном рынке данного вида продукции. Совместно со специалистами Минского тракторного завода, Белорусского автомобильного завода и Чебоксарского завода промышленных тракторов, Институтом порошковой металлургии и Молодечненским заводом порошковой металлургии ведется работа по внедрению нового фрикционного материала (ФМ-12) на основе меди с повышенными фрикционными характеристиками. На рисунке 2 представлены результаты сравнительных лабораторных испытаний экспериментальных образцов различных фрикционных

материалов: МК–5, HS43 (Hoerbiger, Германия), ШАДЕФ и нового материала ФМ-12, проведенных на инерционном стенде ИМ–58. Полученные результаты показали, что разработанный материал ФМ-12 обладает наибольшим коэффициентом трения и коэффициентом стабильности изменения момента сил трения в процессе торможения, что обеспечивает существенно более плавное срабатывание фрикционного узла в процессе включения без резких динамических ударов. Кроме того, неоспоримым преимуществом разработанного материала является отсутствие в его составе не только асбеста, применение которого ограничено директивой Европейского Союза 1999/77/ЕС, но и такого канцерогенного вещества как свинец.

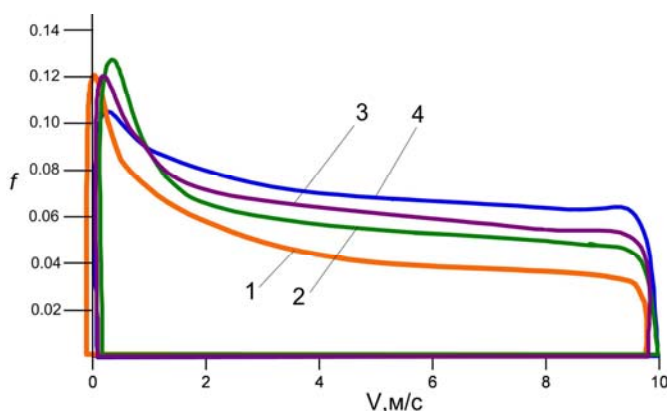


Рис. 2. Зависимость изменения коэффициента трения фрикционных материалов (f) в процессе торможения от скорости скольжения (V) для различных материалов (1 – МК-5; 2 – HS43 (Hoerbiger); 3 – ШАДЕФ; 4 – ФМ-12)

Весьма эффективным оказался материал ФМ-12 на тракторах «Беларус» (Минского тракторного завода), работая в тормозе 1221М–3505010 при условии наличия смазки. Получено положительное заключение о пригодности применения материала ФМ-12 для установки на трактора «Беларус» 925/1223/1525. Достигнутые результаты позволили начать подготовку к организации производства широкой номенклатуры фрикционных дисков из нового материала [1].

Разработка материалов на медной основе с пониженным содержанием дорогостоящих, дефицитных и экологически вредных компонентов ведется по пути замены бронзовой основы на латунную. Стоящие здесь проблемы заключаются в технологи-

ческой сложности получения спеченных материалов содержащих цинк. Разработана технология получения таких материалов с использованием метода «свободной насыпки», при котором исключается операция прессования фрикционных накладок. Разработаны фрикционные материалы на основе латуни для работы в масляной среде, отличающиеся отсутствием такого экологически вредного компонента, как асбест, а также пониженным до 3-4% содержанием свинца. Новые материалы работоспособны при мощностях, превышающих удельную мощность трения известного материала МК-5 в 1,5 раза. Материалы на основе латуни прошли промышленные испытания в коробке перемены передач тракторов Т-330 и Т-500.

Повышение эксплуатационных характеристик порошковых фрикционных материалов на медной основе, работающих в условиях масляной среды, было достигнуто за счет применения различных соединений редкоземельных материалов, являющихся побочным продуктом при переработке апатитов на удобрения. Было установлено, что включение оксидов редкоземельных материалов снижает механохимическую активность порошковых материалов. Положительное их влияние заключается в модифицирующем действии на железо и медь. Активируя процесс спекания, они способствуют образованию более совершенного межчастичного контакта, измельчению зерна кристаллической структуры, связыванию вредных примесей. На основе проведенных исследований был разработан материал для работы в коррозионных условиях, получивший название ФМ-8. Материал ФМ-8 успешно прошел испытания и применяется в передающих устройствах погрузчиков различной грузоподъемности отечественного и зарубежного производства [2].

Литература:

1. Современное состояние производства спеченных фрикционных изделий в Беларуси / Ильющенко А.Ф., Сыроежко Г. С., Дмитриевич А. А., Пашук С. Е., Лешок А. В. //Материалы докладов 2-го Международного специализированного научно-технического семинара «Композиционные фрикционные материалы: свойства, производство, применение», Минск, Беларусь, 25-26 мая 2010 года.
2. Спеченные фрикционные композиционные материалы и изделия / Ильющенко А.Ф., Дмитриевич А.А., Сарока Д.И., Сыроежко Г.С., Лешок А.В.// «50 лет порошковой металлургии Беларуси. История. Достижения. Перспективы». «Диатех», Минск, 2010. 353 с.

КОНСТРУКТИВНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СОЗДАНИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОГО ПОДСЛОЯ ФРИКЦИОННОГО ДИСКА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОЦЕССА ПАЙКИ

ДМИТРОВИЧ А.А.¹, ЛЕШОК А.В.²

¹*Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь*

²*Молодечненский завод порошковой металлургии, г. Молодечно, Беларусь*

Мировой рост по добыче и переработке природных ресурсов, развитие сельского хозяйства и строительства стимулирует повышенный спрос на автотракторную технику. Любой вид автотракторной техники имеет передаточные и тормозные узлы, основными элементами которых являются фрикционные диски. Наибольшее распространение получили фрикционные диски на стальной основе с нанесёнными на нее фрикционными накладками. Применение дисков такой конструкции обеспечивает высокий ресурс работы фрикционного узла и стабильные эксплуатационные параметры. Мировые лидеры по выпуску автотракторной техники такие, как: БелАЗ, МТЗ, Амкодор, Caterpillar (США), Komatsu (Япония), активно используют фрикционные диски в своих машинах. Молодечненский завод порошковой металлургии (МолЗПМ) является крупнейшим производителем изделий фрикционного назначения (более 60 % общего объёма производства в странах СНГ) [1].

Фрикционный диск состоит из трех функциональных элементов: фрикционная накладка, стальная основа и связующий их промежуточный подслой. Следует отметить, что помимо высоких требований к физико-механическим свойствам стальной основы и фрикционной накладки, высокий ресурс работы фрикционного диска во многом зависит от качества их соединения. Наиболее распространённым является способ закрепления свободно насыпанной фрикционной шихты к стальной основе припеканием. Как правило, на промежуточный подслой электролитической меди. Метод обладает высокой производительностью, возможностью автоматизации и механизации, позволяет изготавливать фрикционные диски большого диаметра (до 600 мм). Метод припекания используют известные производители фрикционных дисков: МолЗПМ, «Hoerbiger» (Германия), «Miba» (Австрия), «Valeo» (Франция), «Wellman», «Hawk», (США), «Pramet» (Чехия).

Однако, наряду с достоинствами, этот метод имеет необходимость нанесения гальванопокрытия на стальную основу, требующее больших инвестиций, наличия значительных площадей и до-

рогостоящих очистных сооружений. Основной проблемой такого производства является снижение ПДК тяжёлых элементов в промывных водах, оказывающих существенное влияние на экологию и здоровье человека. Наиболее опасными компонентами промывных вод являются ионы металлов (медь, цинк, никель, кадмий, хром, олово), предельно допустимые концентрации которых не превышают 0.01 - 0.1 мг/л., Наличие ионов меди в промывных водах, например, вызывает образование синильной кислоты, концентрация которой в 0.1 мг/л приводит к гибели форели [2]. Сложный состав сточных вод требует применения комбинированных методов очистки. Стоимость только одной установки составляет 260 тыс. евро. Наряду с загрязнением большого объема промывных вод гальваническое производство загрязняет токсичными соединениями воздух (процессу меднения присущи выбросы оксидов азота и углерода, серной и соляной кислот [3]).

Анализ причин брака фрикционных дисков в условиях массового производства, показал, что на 90 % он связан с низким качеством сцепления гальванического слоя меди со стальной основой. Поэтому повышение адгезии стальной основы и фрикционной накладки путем создания экологически чистого промежуточного подслоя является актуальной научно-технической задачей.

Современная методология создания новых изделий с высокой рентабельностью базируется на подходе, исходным моментом которого является требуемый комплекс эксплуатационных параметров изделия, а не заданный комплекс физико-механических свойств его отдельных узлов [4]. Поэтому, прежде чем приступить к созданию концепции промежуточного экологически чистого подслоя, сформулируем комплекс эксплуатационных требований, предъявляемых рынком к фрикционному диску в целом:

- крутящий момент не менее 3 000 Н/м;
- ресурс работы не менее 9 000 моточасов.

При создании концепции рассмотрим три положения: промежуточный подслой должен обладать высокой прочностью, обеспечивать надежную адгезию фрикционной накладки и стальной основы и выполнять функцию релаксации некомпенсированных термонапряжений в процессе эксплуатации фрикционного диска.

Первое положение. При передаче крутящего момента M на границе фрикционная накладка – промежуточный подслой возникают сдвиговые касательные напряжения, критические значения которых определяются максимальной величиной передава-

емого крутящегося момента, а также центробежными силами, возникающими при вращении фрикционного диска:

$$dM = \tau_r \cdot r \cdot 2 \cdot \pi \cdot r \cdot dr, \quad (1)$$

где τ_r – касательные напряжения, Па;

Интегрирование уравнения (1) от R_1 до R_2 дает величину для касательных напряжений:

$$\tau_r = \frac{3 \cdot M}{2 \cdot \pi \cdot (R_2^3 - R_1^3)}, \quad (2)$$

где R_1, R_2 – внутренний и внешний радиус фрикционной накладки, м.

Для $M = 3000$ Нм, $R_2 = 0.1$ м, $R_1 = 0.09$ м, получаем, что прочность сцепления на границах фрикционной накладки + промежуточный подслой и стальная основа + промежуточный подслой должна быть не менее 5.3 МПа.

Фрикционный диск вращается с угловой скоростью ≈ 3000 об/мин. Оценим напряжения, которые возникают под действием центробежных сил, так как они тоже могут привести к отслоению фрикционной накладки от стальной основы.

На элемент фрикционной накладки действует сила центробежная сила dF :

$$dF = a \cdot dm, \quad (3)$$

где a – центростремительное ускорение,

$$a = \omega^2 \cdot R_2 = (2 \cdot \pi \cdot n)^2 \cdot R_2, \text{ м/с}^2;$$

n – число оборотов вращения фрикционного диска в единицу времени, об/с; dm – масса элемента, равная $dm = B \cdot h \cdot \rho \cdot dr$, кг;

$B \cdot h$ – поперечная площадь элемента, м^2 ; ρ – плотность материала фрикционной накладки, кг/м^3 .

Центробежная сила уравновешивается силой сцепления фрикционной накладки с промежуточным подслоем (или стальной основы и промежуточным подслоем):

$$dF = \tau_n \cdot B \cdot dr \quad (4)$$

Приравняв уравнения (3) и (4) получаем для τ_n следующее выражение:

$$\tau_n = (2 \cdot \pi \cdot n)^2 \cdot h \cdot \rho \cdot R_2 \quad (5)$$

При плотности фрикционной медной шихты 5000 кг/м^3 , толщине накладки $\approx 1 - 2$ мм, внешнем радиусе диска 0.1 м, числу оборотов 50 об/с получаем, что максимальное напряжение

$\tau_n \approx 0.1$ МПа. Напряжение, возникающее под воздействием крутящего момента, в 50 раз больше напряжения центробежных сил, и поэтому вторым можно пренебречь.

Второе положение. В настоящее время большая часть фрикционных дисков, производимых на МолЗПМ, имеет промежуточный медный подслой, наносимый на стальную подложку гальваническим способом. При нагревании фрикционного диска выше температуры плавления олова, промежуточный подслой из меди покрывается жидким оловом, источником которого является фрикционная шихта. При температуре спекания при 800 °С формируется слой бронзы (Cu + 10 % Sn), прочностные свойства которой значительно выше свойств чистой меди. В результате между частицами фрикционной шихты и стальной основой возникает прочная зона контакта, обеспечивающая, как правило, прочность сцепления не ниже 7 МПа.

Однако относительно небольшая площадь контакта частиц фрикционной шихты со стальной основой, приводит в некоторых случаях к отслоению первой от второй. Пористость свободно насыпанной фрикционной шихты составляет 70-80 % и, следовательно, площадь контакта частиц фрикционной шихты и стальной основы невелика. В процессе жидкофазного спекания (олово) площадь контакта частицы увеличивается, но не более площади поперечного сечения частицы $\pi D^2/4$.

Для повышения прочности сцепления фрикционной шихты со стальной основой в качестве материала промежуточного подслоя целесообразно оставить хорошо зарекомендовавшую себя медь, но при этом существенно увеличить удельную площадь контакта. Увеличение площади контакта можно добиться за счет организации промежуточного подслоя из мелкодисперсного порошка меди. Для этого, как показывают расчеты, диаметр порошка промежуточного подслоя d должен быть, по крайней мере, в 3-4 раза меньше, чем диаметр частиц фрикционной шихты D .

Число контактов одной частицы фрикционной шихты с медным порошковым промежуточным подслоем $N(h)$ при высоте подслоя h равно:

$$N(h) = \frac{S_{ш}(h)}{s} \cdot k = \frac{4 \cdot D \cdot h}{d^2} \cdot k, \quad (6)$$

где $S_{ш}(h) = \pi \cdot D \cdot h$ - поверхность шарового сегмента, m^2 ;

s – фронтальная проекция площади медной частицы промежуточного подслоя на поверхность частицы фрикционной шихты, $s = \pi \cdot d^2 / 4$; k - степень укладки частиц промежуточного подслоя на поверхности частицы фрикционной накладки 0.785-0.873 (для дальнейших расчетов примем $k = 0.83$).

Площадь контакта частицы фрикционной шихты с промежуточным порошковым подслоем после спекания можно оценить следующим образом:

$$S_2(h) = \pi \cdot x^2 \cdot N(h) = \frac{3 \cdot \pi \cdot k \cdot \sigma \cdot \tau}{\eta} \cdot \frac{D}{d} \cdot h \quad (7)$$

Отношение площадей контакта частиц фрикционной накладки с промежуточным подслоем из гальванической меди и промежуточным подслоем из мелкодисперсного порошка меди g имеет величину, определяемую следующим выражением:

$$g = \frac{S_2}{S_1} = \frac{4 \cdot h \cdot k}{d}, \quad (8)$$

Максимальное значение g достигается при максимальном значении $h = D/2$ и равно $1.67 \cdot D/d$ (большее значение толщины промежуточного подслоя практически не реализуется, так как медные частицы промежуточного подслоя механически не смогут проникнуть дальше половины первого слоя фрикционной накладки). Полученная зависимость показывает, что с ростом отношения D/d увеличивается удельная площадь контакта. Диаметр порошка фрикционной шихты равен 100 - 120 мкм, максимальная высота промежуточного подслоя 50 - 60 мкм. Площадь контакта в предлагаемом способе может быть увеличена от 4 ($d = 30$ мкм) до 8 раз ($d = 20$ мкм) по сравнению с удельной площадью контакта частиц фрикционной шихты с гладким гальваническим подслоем меди.

Промежуточный порошковый подслей выполняет еще одну функцию, которую в принципе не может выполнить подслей из компактной меди - функцию «капиллярного насоса», инфильтрирующего расплав олова из фрикционной шихты к стальной основе. Это предположение основано на том, что высокая дисперсность порошка промежуточного подслоя обладает более высоким капиллярным потенциалом, нежели более крупный порошок фрикционной шихты. Следует отметить, что расплав припоя может двигаться из фрикционной накладки к стальной основе и под действием сил тяжести. Сравним эффективность обоих механизмов.

Третье положение. Фрикционный диск в процессе эксплуатации подвергается циклическим, знакопеременным нагрузкам, обусловленным процессами нагрева-охлаждения. Возникновение термонапряжений на границе контакта двух разнородных материалов (фрикционная накладка и стальная основа) связано с разностью коэффициентов теплового расширения. Снижение нескомпенсированных термонапряжений может быть достигнуто за счёт согласования коэффициентов теплового расширения слоистой системы благодаря пластическому промежуточному подслою. Так как коэффициенты теплового расширения для олова-меди-железа соответственно равны $22.4 \cdot 10^{-6}$ - $16.8 \cdot 10^{-6}$ - $14 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, то бронза со значением $18 - 20 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ (в зависимости от состава) эффективно согласует переход по этому параметру.

Заключение. На основе анализа комплекса эксплуатационных параметров, предъявляемых к фрикционному диску, сформулированы следующие требования к составу, конструкции и физико-механическим свойствам промежуточного подслоя:

- материал медь;
- гранулометрический состав менее 40 мкм;
- толщина 50 – 60 мкм;
- прочность не менее 5 МПа;
- прочность сцепления со стальной основой не менее 5 МПа;
- коэффициент теплового расширения $16-20 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Замена промежуточного подслоя из гальванической меди на промежуточный подслоя из порошковой меди позволяет сохранить все достоинства широко распространенного способа производства фрикционных дисков, но при этом снизить себестоимость и сделать процесс экологически чистым за счет устранения гальванической операции [5].

Литература:

1. Звонарёв Е.В., Сыроежко Г.С., Лешок А.В. К вопросу пайки фрикционного материала к стальной основе // Известия национальной Академии наук Беларуси. Серия физико - техн. наук. – Минск. – 2004. - № 4. – С. 69.
2. Шлугер М.А. Гальванические покрытия в машиностроении/ В 2-х томах. - М.: Машиностроение, 1985. - 248 с.
3. Лайнер В. И. Защитные покрытия металлов. - М.: Металлургия, 1974. – 172 с.
4. Леонов А.Н., Дечко М.М., Шелег В.К. Пористые проницаемые материалы: Теория проектирования изделий и технологий. - Минск: Тонпик, 2003.-218 с.
5. «Способ изготовления фрикционных изделий», заявка а 20081550 Республики Беларусь : МПК⁷ 7B22F7/04 / А.В. Лешок, Г.С. Сыроежко, С.Е. Пащук, Е.В. Звонарёв – Заявл. 04.12.2008. – 2 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБЪЕМНОГО СОДЕРЖАНИЯ КЕРАМИЧЕСКОЙ ФАЗЫ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ФРИКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

ДМИТРОВИЧ А.А., САРОКА Д.И., ГОЛОД Е.В., РОГОВОЙ А.Н.

Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь

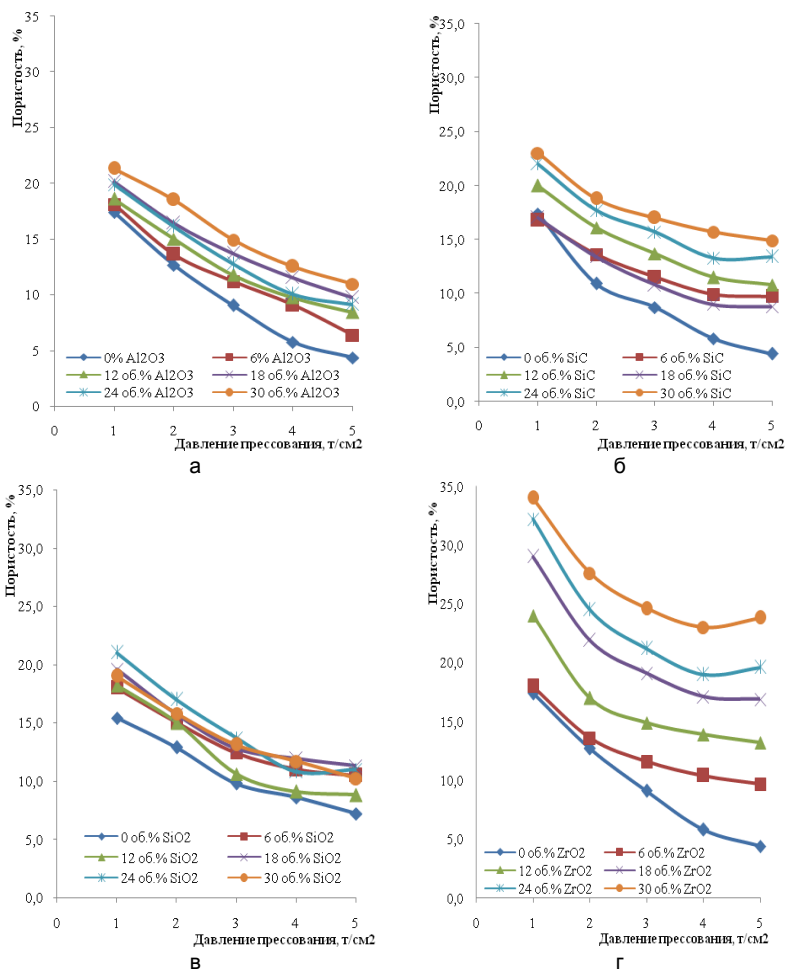
Введение в спеченные материалы на основе железа твердых добавок в оптимальных количествах, определяемых в каждом конкретном случае в зависимости от конструкции и условий эксплуатации, благоприятно влияет на формирование эксплуатационных характеристик фрикционных пар [1-11].

К сожалению, современная, систематизированная информация по оптимальному выбору компонентов фрикционных материалов, в том числе керамических добавок, отсутствует, что, по-видимому, связано со стремлением фирм разработчиков данного класса материалов избегать конкуренции сторонних организаций.

Кроме того, в опубликованных результатах исследований в большинстве случаев рассматривается влияние весового содержания различных компонентов, что неверно методически, т.к. при одном и том же весовом содержании различных материалов, отличающихся по удельному весу, их объемное содержание и распределение в матрице будет различным.

Матрицей фрикционного материала экспериментальных образцов для проведения испытаний служила железо-бронзо-графитовая композиция со следующим объемным соотношением компонентов: железо, бронза, графит в пропорции 4:1:2.

Фрикционными компонентами, вводимыми в состав материала при проведении данных исследований, служили оксид алюминия (электрокорунд), карбид кремния, двуокись кремния (кварцевый песок) и оксид циркония, количество которых варьировалось от 6 до 30 объемных процентов.



а - электрокорунд; б - диоксид кремния; в - карбид кремния; г - оксид циркония
Рис. 1. Влияние давления прессования на пористость образцов с различным содержанием керамических компонентов

В ходе выполняемой работы было установлено, что прессуемость исследуемых порошковых композиций существенным образом зависит от природы и количества вводимого керамического компонента. С увеличением концентрации неметаллических добавок прессуемость материала снижается, причем наиболее резко у материала, содержащего добавки оксида циркония, в следующей

последовательности (по мере ухудшения): $\text{SiO}_2 \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{SiC} \rightarrow \text{ZrO}_2$ (рис. 1).

Учитывая тот факт, что при применяемых усилиях прессования керамические частицы выполняют роль несжимаемого и пластически недеформируемого агента, то их различное влияние на прессуемость порошковой композиции в данных условиях может объясняться лишь их количеством, формой, гранулометрическим составом и пространственным расположением в объеме матричного материала. Все порошки керамических компонентов предварительно просеивались через сито 016, однако как показали последующие исследования размерность и форма частиц различных компонентов существенным образом отличались (рис. 2 - 4).

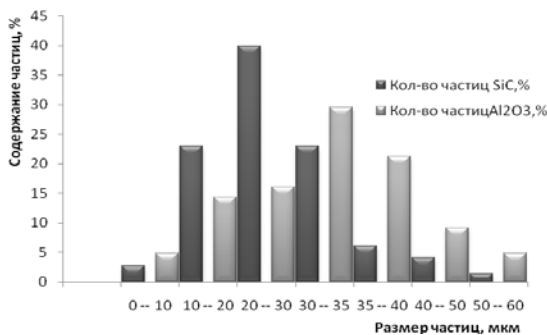


Рис. 2. Гранулометрический состав порошков карбида кремния и оксида алюминия (электрокорунда)

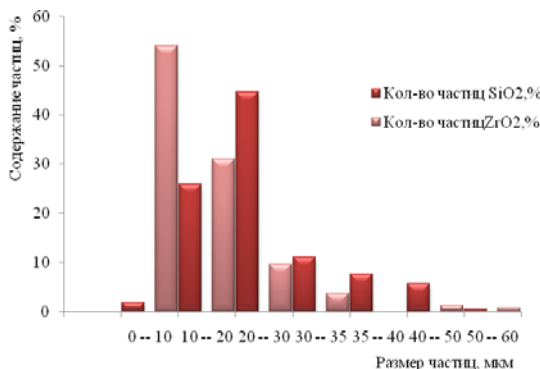
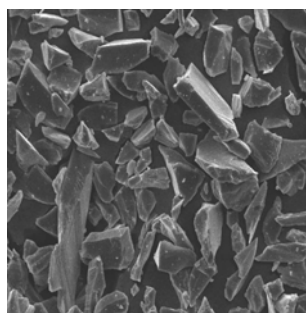
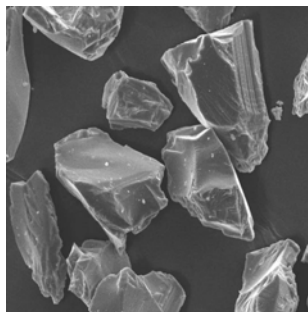


Рис. 3. Гранулометрический состав порошков оксида кремния (кварцевый песок) и оксида циркония



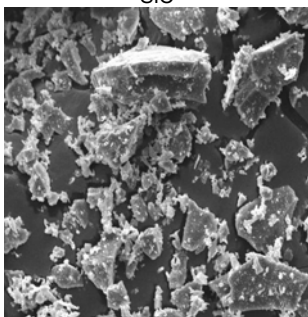
80μm

SiC



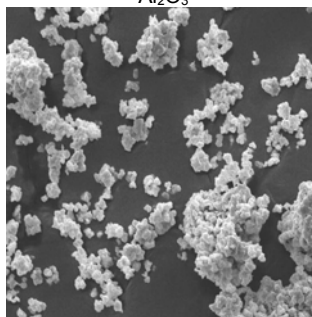
80μm

Al₂O₃



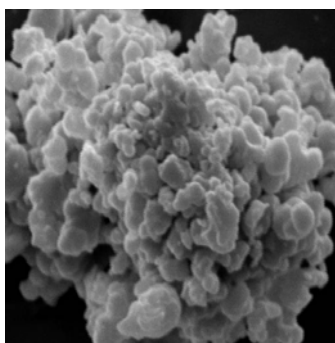
80μm

SiO₂



40μm

ZrO₂



8μm

ZrO₂

Рис. 4. Размерность и форма частиц различных компонентов

Как видно из представленных рисунков, порошки карбида кремния и оксида алюминия достаточно близки по грануломет-

рическому составу (10 – 35 мкм SiC и 20 – 40 мкм Al_2O_3) и форме – осколочная (угловатая) с заостренными краями. Размер частиц SiO_2 разбросан в более широком диапазоне, наряду с достаточно крупными частицами присутствуют частицы микронного размера. Сами частицы имеют более округлую форму по сравнению с частицами порошков SiC и Al_2O_3 .

Частицы порошка оксида циркония обладают минимальным размером – более 50 % составляют частицы с размером менее 10 мкм. Частицы порошка оксида циркония имеют ярко выраженную округлую форму и большей частью представляют собой конгломераты состоящие из более мелких частиц. Именно использование в экспериментах тонкого порошка оксида циркония, как можно предположить, привело к блокированию контактов порошков матричного материала - железа и бронзы - и препятствованию прохождению диффузионных процессов при спекании, что и привело в дальнейшем к низкой прочности материалов.

В результате анализа результатов предварительных экспериментов по выбору технологической схемы изготовления экспериментальных образцов, для проведения исследований была предложена схема, включающая следующие операции:

- 1 Смешивание исходных порошков в соотношении, обеспечивающем равное объемное содержание керамических компонентов в каждой серии.
- 2 Прессование при давлении, обеспечивающем достижение плотности прессовки 80 – 75%.
- 3 Спекание при температуре 950 ± 10 °C в течении 2 часов в защитной атмосфере под давлением в замкнутом объеме, обеспечивающем получения плотности образцов 85 – 90%.

Полученные по приведенной технологической схеме экспериментальные образцы, содержащие в своем составе карбид кремния, оксид алюминия (электрокорунд) и оксид кремния (кварцевый песок) обладали близкой по своим значениям плотностью: Al_2O_3 – 88 ± 1 %, SiC – 86 ± 2 % и SiO_2 – 88 ± 1 %. Плотность образцов с ZrO_2 варьировалась в более широких пределах - от 76 до 88 %, что объясняется их низкой прессуемостью и уплотняемостью при данных условиях температурной обработки.

Прочность материалов (рис. 5) с введением в них керамических порошков во всех рассмотренных случаях (кроме Al_2O_3) снижалась, причем наиболее резко в материалах, содержащих оксид циркония - с 300 – 350 МПа в материалах без керамических добавок до 140 – 170 МПа с карбидом и оксидом кремния, и

до 5 – 10 МПа с оксидом циркония. При этом отмечался хрупкий характер разрушения данных материалов. В отличие от них материалы, содержащие в своем составе оксид алюминия, перед разрушением претерпевали значительную пластическую деформацию, сопровождающуюся расплющиванием и уплотнением образцов до момента появления на них трещин.

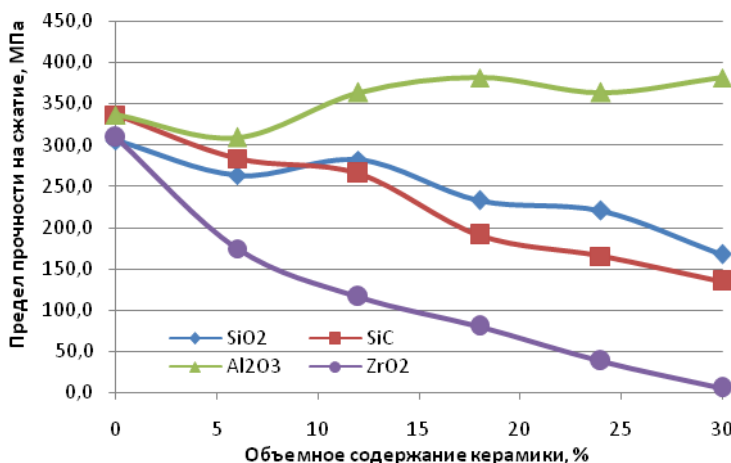


Рис. 5. Влияние объемного содержания керамических компонентов на предел прочности фрикционного материала на сжатие

Твердость (рис. 6) при введении керамических компонентов во всех случаях при введении 6об.% керамических компонентов возрастала на 15 % (SiO₂) - 40 % (Al₂O₃, SiC, ZrO₂) - а при дальнейшем увеличении концентрации плавно уменьшалась в материалах с Al₂O₃, SiC и SiO₂, и резко падала при концентрации ZrO₂ 12 об.%. На образцах, содержащих более 12 % ZrO₂, твердость измерить не удалось из-за их разрушения при вдавливании индентора (нагрузка 65 кг, диаметр шарика 2,25 мм).

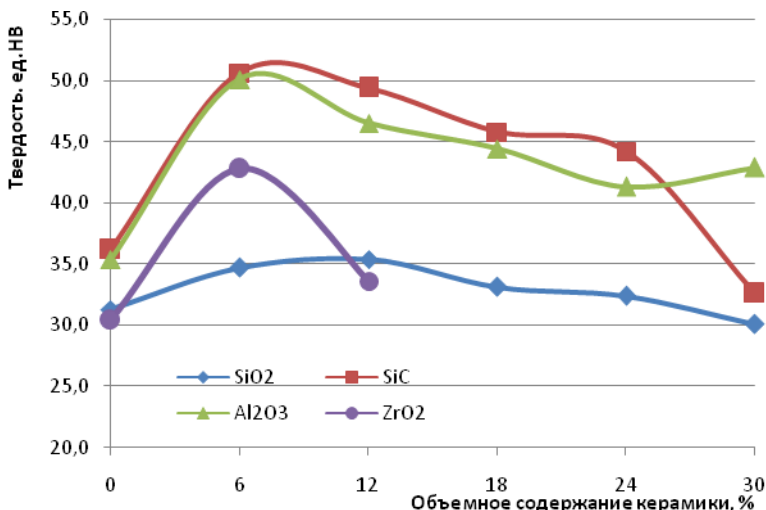


Рис. 6. Зависимость твердости материала от содержания керамических компонентов

Фрикционные испытания проводились на инерционном стенде типа ИМ-58.

Результаты испытаний представлены на рис. 7 – 8. Введение керамических компонентов в состав матричного материала во всех случаях приводит к увеличению значений коэффициента трения в следующей последовательности по мере усиления воздействия $\text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{ZrO}_2 \rightarrow \text{SiO}_2 \rightarrow \text{SiC}$. Однако в материалах с включениями ZrO_2 увеличение коэффициента трения сопровождается резким возрастанием интенсивности изнашивания, что можно наблюдать непосредственно на образцах, поверхность которых претерпевает разрушение без сколь - либо заметного образования пленок вторичных структур.

Несколько более сложную картину можно наблюдать при введении в состав материала порошка оксида кремния – при 6 – 12 об.% SiO_2 повышение коэффициента трения сопровождается увеличением износа материала, сменяющемся плавным уменьшением интенсивности изнашивания с увеличением концентрации частиц керамики. На поверхности трения наблюдаются области образования пленок вторичных структур.

Частицы электрокорунда, как более прочный компонент, в процессе трения не претерпевают лавинообразного разрушения,

в меньшей степени участвуют в формировании вторичных структур и взаимодействуют в процесс трения с поверхностью контртела как абразивные добавки.

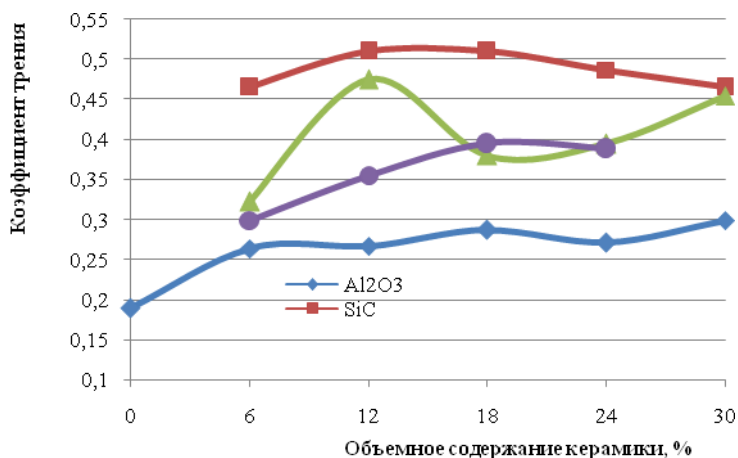


Рис. 7. Влияние объемного содержания керамических компонентов на коэффициент трения пары спеченный материал – чугун СЧ 18

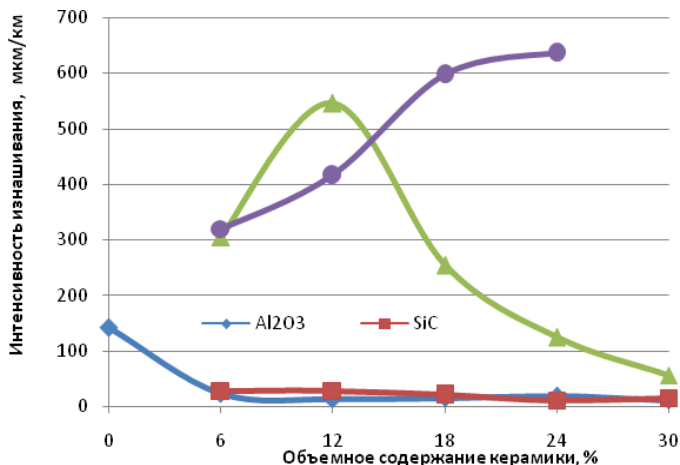


Рис. 8. Влияние объемного содержания керамических компонентов на интенсивность изнашивания спеченного материала при испытаниях в паре с чугуном СЧ 18

Наиболее стабильные и положительные результаты с точки зрения фрикционных характеристик были зафиксированы при испытании материалов, содержащих в качестве неметаллической фазы оксид алюминия и карбид кремния. При этом при практически одинаковой интенсивности изнашивания материал с SiC обладает практически в 2 раза более высоким значением коэффициента трения – 0,47 – 0,51 (SiC) против 0,26 – 0,3 (Al_2O_3). Учитывая достаточно равный гранулометрический состав и форму частиц этих керамических порошков, можно предположить, что столь существенная разница в фрикционных характеристиках вызвана природой самих материалов – карбид кремния обладая большей хрупкостью по сравнению с оксидом алюминия в процессе трения разрушается с образованием мелкодисперсных частиц, участвующих в образовании пленки вторичных структур на поверхности трущегося материала, свойства которой отличны от компонентов его образующих, и обладающей более высокими фрикционными характеристиками.

Заключение. В результате выполненной работы экспериментально установлено, что введение керамических компонентов (SiC, Al_2O_3 и SiO_2) с 6 до 24 об.% способствует увеличению твердости материала при одновременном уменьшении прочности на сжатие. При введении в состав материала оксида циркония (ZrO_2) более 6 об.% наблюдается резкое падение твердости и прочности.

Максимальным комплексом фрикционных характеристик во всем диапазоне концентраций керамической фазы обладают материалы, содержащие в своем составе включения карбида кремния и оксида алюминия (электрокорунда) – коэффициент трения 0,45 – 0,52 (SiC) и 0,26 – 0,3 (Al_2O_3), интенсивность изнашивания 11 – 30 мкм/км (SiC) и 10 – 23 мкм/км (Al_2O_3). Введение в состав материала оксида циркония приводит к резкому разупрочнению материала, что способствует резкому падению износостойкости – интенсивность изнашивания увеличивается со 100 – 140 мкм/км до 300 (6 об %) - 600 мкм/км (24 об %).

Литература:

- 1 Jenkins, A. Powder-metal-based friction material, [Text] / A. Jenkins / Powder metallurgy, 1969, 12, 24
- 2 Wirth, A. A fundamental tribo chemical study of the third bod layer formed during automotiv friction braking, [Text] / A. Wirth, D Eggleston, R Whitaker / Wear 179 (1994) 75-81.
- 3 Jacobson, S. Correlation between grooves size, wear rate and topography of abraded surfaces, [Text] / S. Jacobson, P Wallen., S. Hogmark / Wear 115 (1987) 83-93
- 4 Kato, K. Micro-mechanisms-wear modes, [Text] / K. Kato / Wear 153 (1992) 277-295.

- 5 Rhee, S.K. Wear equations for polymers sliding against metal surfaces, [Text] / S.K.Rhee / Wear 16 (1970) 431-445.
- 6 Elzey, D.M. Multi-criteria optimization in the design of composites for friction applications, в: D.Barton, S.Earle (Eds.), Proceedings of the International Conference on Brakes 2000, [Text] / D.M.Elzey, R. Vancheeswaran, S.Meyers, R.McLellan / Automotive Braking-technologies for the 21st Century, Leeds, UK, 11-12 July, 2000, I Mech. E, Professional Engineering Publishing Ltd., Bury St.Edmunds and London, UK, 2000, 197-205.
- 7 Федорченко, И.М. Современные фрикционные материалы, [Текст] / И.М.Федорченко, В.М.Крячек, И.И.Панаиоти / Наукова думка, Киев, 1975
- 8 Prochazka, V. Perspectives of Powder Metallurgy Friction and Antifriction Materials, [Text] / Prochazka V., Navara E. / Plenum Press, N.Y. – Ld., 1970, 4
- 9 Введенский, В.В. Повышение эффективности тормозных устройств. Свойства фрикционных материалов, [Текст] / В.В. Введенский, А.К. Баринаова / Изд-во АН СССР, М., 1959
- 10 Мигунов, В.П. Фрикционные металлокерамические материалы для тормозов, [Текст] / В.П. Мигунов / «Наукова думка, Киев, 1970
- 11 Игнатов, Л. И. Производство фрикционных материалов на железной основе, [Текст] / Л. И. Игнатов др. / «Металлургия», М., 1968

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ ФРИКЦИОННЫХ ДИСКОВ ИЗ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ГИДРОМЕХАНИЧЕСКИХ ПЕРЕДАЧ САМОСВАЛОВ «БЕЛАЗ»

ДМИТРОВИЧ А.А.¹, СОРОКА Д.И.¹, ШАПОВАЛОВА О.А.²,
РЕГИНЯ В.В.², ЛЕШОК А.В.³

¹*Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь*

²*Белорусский автомобильный завод, г. Жодино, Беларусь*

³*Молодечненский завод порошковой металлургии, г. Молодечно, Беларусь*

Ведение. Гидромеханическая передача (ГМП) является важнейшим агрегатом автомобиля, во многом определяющим его технико-эксплуатационные характеристики и конкурентоспособность. При движении ГМП обеспечивает изменение тягового усилия на ведущих колесах автомобиля в зависимости от дорожных условий и изменение направления хода; облегчение труда водителя за счет освобождения его от манипуляций педалью сцепления; повышение безопасности движения за счет снижения утомляемости водителя и облегчения условий его труда; повышение безотказности и долговечности двигателя и механической части трансмиссии за счет значительного снижения ударных нагрузок (особенно на режимах разгона и трогания с места) путем отсоединения двигателя от транс-

миссии при его пуске и работе двигателя при остановке самосвала. К недостаткам гидромеханической передачи можно отнести более сложную конструкцию по сравнению с механической, повышенные массу и стоимость.

Карьерные самосвалы грузоподъемностью от 30 до 60 тонн, погрузчики, специальные транспортные средства производства Белорусского автомобильного завода (БелАЗ), а так же самосвалы и машины Могилёвского автомобильного завода (МоАЗ) комплектуются гидромеханической передачей. Гидромеханическая передача представляет собой единый агрегат, состоящий из согласующей передачи (компоновочного редуктора) (не во всех моделях ГМП), гидротрансформатора, коробки передач, гидродинамического тормоза-замедлителя и узлов гидравлической системы. Коробка передач ГМП – вальная с прямозубыми шестернями постоянного зацепления. В зависимости от функции и расположения, шестерни коробки передач соединены неподвижно с валами или установлены на подшипниках. В качестве элементов управления в ГМП применяются работающие в масле многодисковые фрикционы. Переключение ступеней осуществляется посредством фрикционов, блокирующих соответствующие шестерни коробки передач с валами.

Фрикционы гидромеханических передач работают в сложных, напряженных условиях. В процессе включения они воспринимают статические и динамические нагрузки, поверхности трения фрикционов подвержены воздействию большой удельной тепловой энергии и интенсивному изнашиванию. Максимальное удельное давление на поверхности дисков для некоторых режимов работы ГМП может достигать 6 МПа (60 кгс/см^2) [1].

Ресурс работы фрикционов значительно зависит от уровня квалификации водителя, так как выбранный режим переключения передач в процессе движения карьерного самосвала существенно влияет на нагруженность фрикционных дисков. Наиболее характерными дефектами дисков фрикциона, которые имеют место в процессе эксплуатации гидромеханических передач, являются: коробление, отслоение металлокерамического слоя, преждевременный износ, разрушение стальной основы.

Диск ведущий ГМП БелАЗ представляет собой кольцо из стали 30ХГСА с равномерным расположением зубьев эвольвентного профиля по наружному диаметру, подвергнутое процессу термообработки до твердости 26-32 HRC. Диск ведомый (фрикционный) представляет собой стальную основу (сталь 65Г), на поверхность которой нанесен металлокерамический

фрикционный материал в виде сплошного кольца с системой маслоотводящих каналов.

Металлокерамический фрикционный материал характеризуется основными достоинствами [2-3]: устойчивое значение коэффициента трения; высокая износостойкость; хорошая теплопроводность; низкая зависимость коэффициента трения от климатических условий; более высокий срок службы; экологическая чистота метода получения; низкая стоимость.

Анализ литературы показывает, что функционально компоненты фрикционного материала условно можно разделить на три категории: материалы основы; материалы смазки, предохраняющие фрикционный материал от чрезмерного износа; и материалы, обеспечивающие высокое значение коэффициента трения. Настоящее время характеризуется спадом интересов исследователей к разработке новых составов материалов, ввиду того, что достигнуты их оптимальные характеристики, а дальнейшее повышение рабочих параметров узлов проще достигнуть новыми конструктивными решениями. [4,6] Поиск по составам фрикционных материалов показал, что их можно разделить на две группы: материалы на основе железа для работы без смазки и на основе меди (60-80 % мас.) при работе в условиях смазки. Медь ограничивается рабочей температурой на поверхностях трения порядка 300 °С, удельными нагрузками до 2 МПа (20 кгс/см²) и скоростью скольжения до 40 м/с, что соответствует реальным условиям эксплуатации большинства агрегатов и механизмов.

В самосвалах производства БелАЗ и МоАЗ используется фрикционный материал МК-5, разработанный еще в Советском Союзе профессором В.С. Рокоссовским (олово – 9%; свинец – 9%; железо – 4%; графит – 7%; медь – основа).

В Институте порошковой металлургии для проведения ресурсных испытаний фрикционных дисков разработан и эксплуатируется инерционный стенд «УЛИС», позволяющий воспроизводить условия работы реальных узлов и механизмов большинства современных тракторов, автомобилей, дорожно-строительных машин и обеспечивающий проверку работоспособности их узлов в экстремальных и чрезвычайных (аварийных) условиях [7,8]. На данном стенде были проведены испытания фрикционных дисков ГМП БелАЗ различных материалов (традиционный материал МК-5, материал на основе латуни, ФМ-12, и материал на целлюлозно-бумажной основе) и производителей (таблица 1).

Таблица 1

Материалы фрикционных дисков разных производителей

Номер диска	Производитель	Состав	Твёрдость, HB
1	БелАЗ	МК-5	26-40
2	Miba	на основе латуни	35-46
3	Miba	на целлюлозно-бумажной основе	9-15
4	Wellman	на основе бронзы	24-29
5	ИПМ	ФМ-12	9-11

Структура фрикционного материала МК-5 используемого на БелАЗе представляет собой однородный раствор олова в меди с равномерным распределением частиц графита, свинца и железа.

Структура фрикционного материала на основе латуни, производимого фирмой «Miba», представляет собой порошковый тройной сплав (Cu-Zn-Sn). Графит расположен хаотично, относительно крупными частицами. В качестве твердых включений, применяется оксиды кремния и циркония, размер которых 7-40 мкм.

Структура фрикционного материала на целлюлозно-бумажной основе фирмы «Miba» представляет собой хлопьевидную массу, волокнистая структура которого выявляется при большом увеличении ($\times 2000$). Пористость материала неоднородна, имеются отдельные области с высокой пористостью.

Структура фрикционного материала на основе бронзы фирмы «Wellman» аналогичная материалу МК-5.

Микроструктура фрикционного материала ФМ-12, перспективной разработки Института порошковой металлургии, представляет собой основу на основе бронзы с включениями частиц графита, титана. Численное значение показателей работы дисков приведены в таблице 2.

Таблица 2

Результаты испытаний фрикционных материалов на стенде «УЛИС» (давление 2 и 4 кгс/см², расход масла 0.3 м³/с и 8.8 м³/с, скорость скольжения 2400 мин⁻¹, длительность цикла торможения не более 120 сек)

№ диска	Коэффициент трения (динамический)	Максимальный коэффициент трения	Стабильность коэффициента трения	Средний износ мкм/км
1	0.033-0.037	0.069	0.47	4.0
2	0.044-0.049	0.085	0.55	8.9
3	0.03	0.075	0.46	12.5
4	0.037-0.044	0.088	0.50	2.6
5	0.050-0.054	0.082	0.70	6.9

Фрикционный материал МК-5 обладает относительно низким коэффициентом трения 0.033-0.037 из всех исследованных материалов, при этом материал имеет более высокую износостойкость. При экстремальных условиях практически не наблюдается перенос материала на стальной диск-контртело.

Фрикционный материал на основе латуни имеет относительно высокий коэффициент трения и более стабильный. Однако, при недостаточной смазке, материал склонен к быстрому схватыванию и катастрофическому износу. Такие особенности износа фрикционного материала по-видимому связаны с его химическим составом (7-8 % Zn) и структурой характерной для латуней.

Фрикционный материал на целлюлозно-бумажной основе обладает высоким и стабильным коэффициентом трения, практически не происходит схватывания. Однако, при недостаточной смазке происходит деструкция фрикционного слоя и его разрушение.

Фрикционный материал на основе бронзы фирмы «Wellman» имеет характеристики аналогичные фрикционному материалу МК-5, относительно низкий коэффициент трения 0.037-0.044, более высокую износостойкость.

Фрикционный материал ФМ-12 имеет наиболее высокий коэффициент трения, порядка 0.050-0.054, значение которого весьма стабильно. Недостаток смазки вызывает его повышенный износ, что связано, по видимому, с относительно мягкой матрицей.

Режимам эксплуатации ГМП БелАЗ (это относительно жесткие условия эксплуатации: перебои подачи масла, кратковременные аварийные изменение скорости и нагрузки) наиболее соответствуют фрикционный материал МК-5 и материал фирмы «Wellman». Фрикционный материал на целлюлозно-бумажной основе, материал на основе латуни и материал ФМ-12 может быть применён только в узлах трения с гарантированно стабильной и обильной смазкой, или высокой скоростью отвода тепловой энергии.

Наряду с разработкой новых материалов ведутся работы по совершенствованию технологии крепления фрикционной накладки к стальной основе. На Молодечненском заводе порошковой металлургии предложен способ пайки – припекания фрикционной накладки из материала МК-5 к стальной основе без гальванического медного покрытия [4-6]. В качестве припоя здесь выступает легированный медью оловянно-свинцовый расплав, формирующийся из компонентов фрикционной шихты в

процессе нагрева. При этом образующий расплав припоя под действием капиллярных сил и сил тяжести поступает в зону контакта фрикционной накладки и, обработанной флюсом, стальной поверхностью стальной основы, обеспечивая при кристаллизации зону спая. В настоящее время планируется изготовление опытной партии фрикционных дисков для техники БелАЗ.

Литература:

1. Диски фрикционных муфт гидромеханических передач ОАО «Белорусский автомобильный завод» - параметры и конструктивные особенности, проблемные вопросы и направления исследовательских работ по повышению работоспособности дисков. Региня В.В., Шаповалова О.А. Материалы докладов 2-го Международного специализированного научно-технического семинара «Композиционные фрикционные материалы: свойства, производство, применение», 25-26 мая 2010 г; Минск, Издательский дом «Белорусская наука». – С.144-147.
2. Порошковая металлургия в СССР История. Современное состояние. Перспективы, под ред. И.Н Францевича и В.И. Трефилова, М., 1986.
3. Федорченко И.М., Крячек В.М. Современные фрикционные материалы. «Наукова думка». Киев, 1976.
4. Производство спеченных фрикционных дисков на Молодечненском заводе порошковой металлургии. Сыроежко Г.С., Пашук С.Е., Лешок А.В. Материалы докладов Международного специализированного научно-технического семинара «Композиционные фрикционные материалы: свойства, производство, применение», 15-16 апреля 2008 г; Минск.: Издательский дом «Белорусская наука». – С. 23-27.
5. Сыроежко Г.С., Пашук С.Е., Грицель П.В., Лешок А.В. Фрикционный диск полученный процессом пайки слоя порошкового материала к стальной основе // Сварка и родственные технологии. – Минск: Тонпик – 2005 г. - №7. С. 65-67.
6. Звонарёв Е.В., Сыроежко Г.С., Лешок А.В. К вопросу пайки фрикционного материала к стальной основе // Известия национальной Академии наук Беларуси. Серия физико - техн. наук. – Минск. – 2004. - № 4. – С. 69.
7. Шипица Н.А., Дмитриевич А.А., Ильющенко А.Ф., Сарока Д.И., Роговой А.Н., Бобко А.М., Грузд Д.М. Исследование эксплуатационных свойств спеченных фрикционных материалов на стенде для испытаний фрикционных дисков «УЛИС». // Материалы докладов 2-го Международного специализированного научно-технического семинара «Композиционные фрикционные материалы: свойства, производство, применение», Минск, 25-26 мая 2010г. С.100-106.
8. Спеченные порошковые материалы: методы и приборы контроля свойств исходных порошков, исследования структуры и эксплуатационных характеристик изделий из них / В.В.Савич, Л.Н.Дьячкова, Н.А.Шипица, Л.Ф.Керженцева, Л.В.Маркова, Л.П.Пилинович, А.А.Дмитрович; под.научн.ред.В.В.Савича.- Минск : Тонпик, 2008. – 320с.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ДИФфуЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ

ЕРЕМЕЕВА Ж.В., СЛУКОВСКАЯ К.Н.,
ЗРЯКИНА Е.В., КОСТЮХИНА Е.В.

*НИТУ «Московский институт стали и сплавов»,
г. Москва, Россия, e-mail: eremeeva-shanna@yandex.ru*

Представлены результаты исследования процессов химико-термической обработки полученных порошковых сталей. Это предпринято для того, чтобы довести эксплуатационные характеристики порошковых сталей до характеристик специальных легированных сталей полученных по классической технологии. Применяя методы многокомпонентного диффузионного насыщения порошковых сталей можно довести их характеристики до уровня компактных сложнолегированных сталей.

На основе многочисленных экспериментальных данных по диффузионному хромосилицированию (ДХС) оптимизирован состав порошковой засыпки мас %: 50% BaCl₂ + 30% NaCl + 20% ФСХ40 обработанного соляной кислотой (HCl). Для проведения диффузионного хромоалюмосилицирования (ДХАС) оптимизирован состав порошковой засыпки: 70 [FeSiCr 40 + Fe(AlCr)₂O₄]+ 2,5 Al + 25,5 глина + 2 NaF.

Сформулированы общие требования к материалу поверхностного слоя. Отмечается, что высокая прочность и износостойкость достигается при создании гетерогенной структуры, представляющей собой смесь карбидов хрома и сложных карбидов (Cr,Si,Fe)₂₃C₆, (Cr,Si,Fe)₇C₃ с основной матрицей хромистого и кремнистого феррита, что и обеспечивает высокое сопротивление действию нагрузок. Получаемый слой равномерный, без трещин и разрывов, что обеспечивает высокую коррозионную стойкость к воздействию агрессивных сред.

С целью определения закономерностей изменения химического и фазового состава поверхностного слоя насыщение проводили с различным временным интервалом.

При печном ДХС в расплаве солей наиболее интенсивный рост толщины покрытия наблюдался в течение 30-60 мин., затем он несколько снижается. Это снижение особенно заметно для железоуглеродистых образцов, так как одновременно с процес-

сом насыщения хромом и кремнием происходит диффузия углерода в железную матрицу. Поэтому скорость насыщения на более поздних этапах процесса определяется главным образом, скоростью диффузии атомов кремния и хрома в железо.

Опытным путем был определен диапазон скоростей нагрева 50 - 150 град/с при ДХС ТВЧ. Верхнее ограничение на уровне 150 град/с продиктовано как ухудшением характеристик диффузионных зон (неравномерность слоя по глубине и микротвердости), так и значительным усложнением управления и контроля процесса нагрева при ДХС. Нижнее ограничение на уровне 50 град/с вызвано существенным замедлением процесса насыщения (в среднем на 20 - 35 %) при дальнейшем снижении скорости нагрева до 20 град/с. При ДХС данным способом порошковых сталей диффузионная зона представляет собой смесь из хромистого феррита, кремнистого феррита, и карбидов типа Cr_7C_3 , $(\text{Cr},\text{Si},\text{Fe})_{23}\text{C}_6$ и $(\text{Cr},\text{Si},\text{Fe})_7\text{C}_3$, представленных в виде дисперсных включений. Ее микротвердость в среднем составляет 2550 МПа. Микрорентгеноспектральным анализом было установлено, что концентрация Cr в диффузионной зоне составляет в среднем 15 – 16 мас. %, а кремния от 11-14 мас. %.

Хромосилицирование порошковых материалов на основе железа приводит к образованию диффузионных слоев, состав и структура которых зависят от способа и режима ДХС, состава насыщающей смеси, пористости и химического состава насыщаемых материалов (заготовок).

При этом микротвердость диффузионной зоны существенно зависит от содержания углерода в материале. На низко и среднеуглеродистых (0,2 – 0,6 % C) сталях она достигает 5180 – 7040 МПа, а на высокоуглеродистых (0,8 – 1,2 % C) составляет 8065 – 9915 МПа. Также в диффузионной зоне может присутствовать остаточный аустенит, а при быстром охлаждении – мартенситная фаза. Ниже диффузионной зоны на низко- и среднеуглеродистых порошковых сталях расположена обезуглероженная зона, имеющая структуру легированного феррита, из которой углерод диффундировал в верхние слои образца. Ее микротвердость составляет 1460 – 1540 МПа. На высокоуглеродистых порошковых сталях обезуглероженная зона не образуется, а переходная - сливается с основой. Микротвердость основы в среднем составляет 1800 – 1980 МПа. Полученный фазовый состав диффузионных зон порошковых сталей, прошедших ДХС и ДХАС данным способом, аналогичен составу, образующемуся в усло-

виях скоростного насыщения компактных сталей. Такой состав слоя можно объяснить весьма быстрой диффузией хрома, кремния и алюминия в глубь образца.

Рассмотрена возможность использования различных технологических схем получения образцов, но основными являются следующие:

1) Прессование – ГШ – ДХС; 2) Прессование – ДХС – ГШ. 3) ЭКС – ГШ – ДХС

Было установлено, что наиболее приемлемой для практического применения является технологическая схема ЭКС – ГШ – ДХС. Эта схема, обеспечивает получение равномерных по толщине сплошных диффузионных зон с содержанием Cr 11-17 мас.% и Si 9-11 мас.%. Толщина диффузионных зон при ДХС после ГШ зависит от схемы и режимов насыщения. В среднем она составляет 350 – 800 мкм. При ДХС и ДХАС пористых ПМ ($P=10-35\%$) максимальная толщина диффузионных зон в 1,5 – 8 раз больше. Последующая ГШ приводит к разрушению диффузионного слоя с образованием трещин и несплошностей, сильно снижающих износ- и коррозионную стойкость. Эффективно можно использовать и схему прессование – ГШ – ДХС, которая также позволяет получать равномерные диффузионные слои глубиной 150 – 700 мкм. Микроструктура диффузионного хромо- силицированного слоя показана на рис.1.

При проведении ДХАС образуются следующие зоны: тонкая зона 2 - 8 мкм – Cr_7C_3 , следующая зона, состоящая из смеси $(Cr, Si, Fe)_{23}C_6$ и $(Cr, Si, Fe)_7C_3$, – 300-400 мкм, потом идет зона кремнистого феррита $FeSi$ – 200-300 мкм, обезуглероженная зона с повышенным содержанием алюминия 50 мкм. Глубина, фазовый состав и агрегатное состояние подслоной зоны определяются режимом ДХАС. Проведение ДХАС после одновременно- го ЭКС с ГШ увеличивает глубину диффузионного слоя, глубины сплошного слоя карбидов хрома имеют максимумы, наибольшая их величина наблюдается у образцов (~ 380 мкм), подвергнутых насыщению при 1473 К в течение 2-х часов, это связано с наличием пористости после проведения ЭКС+ГШ – 1,5-3 % и более мелкозернистой структурой, более меньшим содержанием оксидных пленок на поверхности зерен, причем размер пор в данной структуре так же малый, и они имеют округлую форму.

Проведение одновременного ЭКС с ГШ способствует получению равномерного диффузионного слоя, из-за активизации процессов диффузии и одновременно шел процесс залечивания пор, при

этом достигаются высокие показатели коррозионной и износостойкости с высоким качеством слоя и основного материала.



Рис. 1. Микроструктура зерен хромосилицированного слоя на поверхности порошковой стали 60. Диффузионный слой в расплаве солей, мас. %: 50% BaCl_2 +, 30% NaCl + 20% ФСХ40; $T_{\text{ДХС}}=1373 \text{ K}$, $t_{\text{ДХС}}=30 \text{ мин}$ Схема: СХП-ГШ-ДХС

Исследование кинетики ДХС и ДХАС позволило установить характер влияния на толщину диффузионных зон параметров насыщения: времени выдержки и температуры, скорости нагрева, содержания углерода.

Влияние температуры нагрева образцов в процессе ДХС исследовалось в интервале 1223 – 1523 K на образцах с содержанием углерода в железной матрице до 0,8 % рис. 22. При увеличении температуры ДХС с 1223 до 1323 K толщина диффузионного слоя δ возрастает практически линейно. При дальнейшем повышении температуры до 1373 – 1423 K происходит замедление роста толщины. При этом зависимость δ/T приближается к параболической. Такой характер зависимости δ/T можно объяснить тем, что при увеличении температуры насыщения до 1373 K и выше происходит уменьшение количества дефектов структуры, плотности вакансий и дислокаций. Также начинается более существенный рост зерна, приводящий к уменьшению вклада граничной диффузии в общий диффузионный поток. Все эти факторы, вызванные повышением температуры, способствуют понижению диффузионной восприимчивости аустенита и α -фазы насыщаемых заготовок, что приводит к замедлению диффузионного процесса рис.2. Повышение температуры насыщения на сталях с содержанием углерода 0,4 и 0,8 % до 1473 – 1523 K и выше приводит к появлению жидкой фазы и потере геометрической формы деталей.

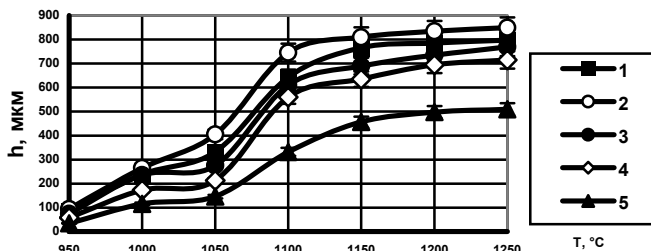


Рис. 2. Зависимость толщины диффузионного слоя от температуры при ДХС в течение $t = 30$ мин, скорости нагрева $V = 150$ град/с и содержании углерода в материале: 1 - 0,2 %; 2 - 0,4 %; 3 - 0,6 %; 4 - 0,8 %; 5 - 0,45 %. Кривые 1, 2, 3, 4 – порошковые стали; 5 - компактная сталь

Наиболее существенное влияние на толщину диффузионной зоны и ее свойства оказывает содержание углерода в железной матрице. При увеличении его в материале с 0,2 до 1,2 % глубина диффузионной зоны возрастает. Такой характер изменения глубины диффузионной зоны в зависимости от содержания углерода можно объяснить тормозящим влиянием углерода на рост зерна, что приводит к повышению диффузионной восприимчивости материала.

Экспериментальным путем определен диапазон скоростей нагрева 100 - 200 град/с при ДХС с индукционным нагревом. Верхнее ограничение на уровне 200 град/с продиктовано как ухудшением характеристик диффузионных зон (неравномерность слоя по глубине и микротвердости), так и значительным усложнением управления и контроля процесса нагрева при ДХС. Нижнее ограничение на уровне 100 град/с вызвано существенным замедлением процесса насыщения (в среднем на 20 - 35 %) при дальнейшем снижении скорости нагрева до 20 град/с.

Для выявления влияния продолжительности ДХС при нагреве ТВЧ на толщину диффузионной зоны образцы с содержанием углерода 0, 0,4 и 0,8 % подвергались насыщению в течение 5, 15, 30, 45 и 60 минут при индукционном нагреве со скоростью 100 град/с и температуре 1373 К (рис. 3.). При ДХС в течение 30 минут и более рост глубины слоя замедляется. Это может быть вызвано несколькими факторами: уменьшением плотности дефектов структуры (вакансий, дислокаций) и ростом зерна, что значительно замедляет диффузионный процесс, а также уменьшением концентрации атомов хрома и кремния в расплаве. Расплав солей можно использовать неоднократно,

добавляя при этом 25 – 50 % нового. Таким образом, время насыщения данным методом следует ограничить 15 – 30 минутами.

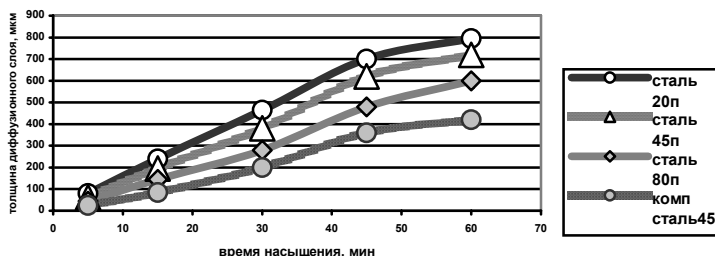


Рис. 3. Зависимость толщины диффузионного слоя от продолжительности ДХС при $T = 1373 \text{ K}$, $V = 150 \text{ град/с}$

МОДИФИЦИРУЮЩИЕ ЛИГАТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

ИЛЬЮЩЕНКО А.Ф., КАЗАНЕВСКАЯ И.Н., КОПЫТКО А.В.,
ФОМИХИНА И.В., ЧУРИК М.Н.

Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь,

В работе приведен анализ применяемых способов изготовления модифицирующих лигатур для алюминиевых литейных сплавов (силуминов). На примере лигатуры Al -Ti показано, что в нестационарном силовом поле центрифуги образуются более дисперсные включения интерметаллидов, чем при кокильном варианте изготовления лигатур.

Измельчение зерна и структурных составляющих сплавов – один из эффективных путей повышения механических и эксплуатационных свойств литейных сплавов и деталей из них. Для достижения этой цели в литейном производстве используются различные методы: изменение тепловых условий кристаллизации сплавов, физико-механическое воздействие на расплав в процессе его кристаллизации (ультразвук, магнитные и силовые поля и др.), ввод в расплав модификаторов, присадок, экзо- и эндогенных частиц оксидов, карбидов, нитридов, интерметаллидов.

Наиболее простой и эффективный способ введения в алюминиевые сплавы упрочняюще-модифицирующих эндогенных частиц (алюминидов, боридов и др.) – лигатурный. Способ изготовления лигатур определяется его рентабельностью и качеством получаемого материала. Лигатуры для модифицирования алюминиевых сплавов получают в основном сплавлением чистых компонентов или восстановлением легирующего металла из его соединений.

Непосредственное сплавление компонентов производится по следующим вариантам:

а) в расплавленный металл с низкой температурой плавления вводят твердые куски более тугоплавкого металла;

б) в расплавленный тугоплавкий металл вводят твердые куски легкоплавкого металла;

в) исходные металлы плавят отдельно и смешивают в жидком состоянии;

д) в жидкую основу вводят составляющие путем плавления расходующего электрода или же плавят электрод из соответствующей смеси металлов.

Способ восстановления модифицирующего металла из его соединений также имеет несколько разновидностей:

а) выплавка кремнеалюминиевых сплавов с легирующими элементами в дуговой печи, в которой оксиды шихты восстанавливаются углеродом;

б) алюминио- или магниетермическое восстановление металлов из оксидов, галогенов;

в) восстановление в электролизере металлов из оксидов.

Каждый из этих способов имеет свои достоинства и недостатки, например, использование чистых металлов для прямого сплавления повышает стоимость лигатуры. Дать конкретные рекомендации по применению того или иного способа приготовления лигатуры трудно, так как это зависит от условий и масштабов производства.

Лигатуры производят как в пламенных отражательных печах, так и в индукционных. Использование индукционных печей более целесообразно ввиду низких безвозвратных потерь металла, более быстрого растворения компонентов в алюминии вследствие постоянного перемешивания расплава и меньшего загрязнения лигатуры окислами и газами.

Для упрочняюще-модифицирующей обработки алюминиево-кремниевых сплавов – силуминов наибольшее применение

нашли лигатуры с титаном, бором, цирконием, которые содержат интерметаллиды как с атомами алюминия, так и без них. Они способствуют измельчению как первично кристаллизующихся фаз (α - твердых растворов и кремния), так и эвтектики.

Качество лигатур оценивается в основном по двум параметрам: дисперсности и морфологии кристаллов интерметаллидов и уровню загрязнения шлаковыми включениями и газом (водородом). Эффективность влияния лигатур на структуру и свойства сплавов определяется составом, дисперсностью и морфологией интерметаллидов, которые могут иметь форму пластинок, иголок, лепестков, кубиков. Как правило, в структуре присутствуют включения разной морфологии с преобладанием одной или двух форм. О влиянии морфологии интерметаллидов на их модифицирующую активность имеются расхождения. Так, по данным [1], форма включений Al_3Ti практически не влияет на эффективность модифицирования. Однако в большинстве исследований подтверждается преобладающая эффективность модифицирования частиц кубической (блочной) формы [2, 3, 4]. Размер интерметаллидов в лигатурах от 1 до 100 мкм, наиболее рекомендуемый размер Al_3Ti 10 -50 мкм. Чем меньше их размер, тем больше образуется в сплаве центров кристаллизации и за более короткое время наступает модифицирующий эффект после ввода лигатуры.

Для измельчения интерметаллидов в лигатурах на расплав воздействуют при кристаллизации полями разной природы; обеспечивают быстрое охлаждение затвердевающей лигатуры; деформируют твердую лигатуру. Наибольший эффект измельчения достигается за счет ускоренного охлаждения, например, при гранулировании со скоростью до 1000 °С/сек с последующими операциями сушки, брикетирования, вакуумирования и прессованием в пруток. Недостатки такого способа:

- высокая трудоемкость изготовления прутка;
- повышенное количество водорода и оксидных плен в лигатуре.

С ростом скорости затвердевания гранул количество центров кристаллизации (интерметаллидов) сначала увеличивается, а потом начинает уменьшаться в связи с переходом титана в твердый раствор вместо образования частиц интерметаллидов [3].

Этих недостатков лишен способ формирования заготовок лигатур в нестационарном силовом поле центрифуг, впервые описанном в работах А.В.Попова и в последующих работах В.И.Никитина [5] и ОАО «Русские сплавы», где показана возмож-

ность формирования во вращающихся изложницах лигатур с мелкозернистыми интерметаллидами. Этот результат – следствие действующей на расплав во вращающемся кристаллизаторе центробежной силы, эффективность действия которой оценивается величиной гравитационного коэффициента GK , который показывает во сколько раз металл утяжеляется при данном режиме вращения кристаллизатора:

$$GK = \frac{\omega^2 r}{g},$$

где ω – угловая скорость вращения; r – расстояние от оси вращения до рассматриваемой точки; g – ускорение свободного падения.

Как следствие действия центробежной силы возникают следующие эффекты, положительно влияющие на формирование мелкозернистых интерметаллидов:

- интервал кристаллизации несколько сдвигается в область более высоких температур и, как предполагается, повышение температуры ликвидуса даже на несколько градусов может существенно повлиять на скорость возникновения центров кристаллизации интерметаллидной фазы;
- увеличивается теплообмен расплава с изложницей в связи с уменьшением зазора на границе изложница – затвердевающий сплав, что увеличивает скорость охлаждения;
- сильное перемешивание поступающего сплава способствует равномерному охлаждению по объему и ускоряет зарождение центров кристаллизации;
- возрастает плотность лигатуры, а оставшиеся поры принимают округлую форму, а не ветвистую, как при обычном литье.

В работе изучали влияние термосиловых параметров на формирование интерметаллидов Al_3Ti в лигатуре $Al + 5\%Ti$, получаемой в нестационарном силовом поле центрифуги с вертикальной осью вращения, и влияние модифицирующего эффекта лигатуры на механические свойства алюминиевого сплава АК5М2. Как следует из полученных результатов, изменяя параметры технологии можно получать в центрифуге лигатуры $Al-Ti$ как с блочной (рисунок 1, а), так и игольчатой (рисунок 1, б) геометрией включений Al_3Ti , размеры которых существенно меньше, чем в лигатуре, закристаллизованной в кокиле (рисунок 1, в).

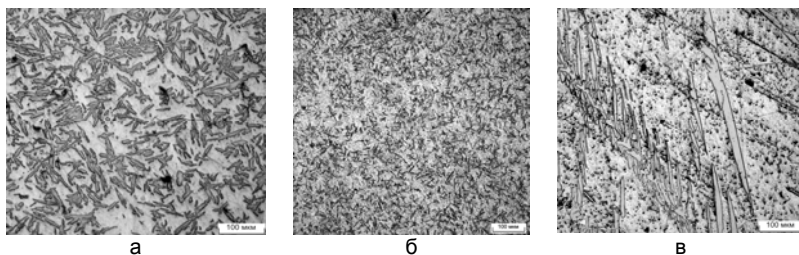


Рис. 1. Микроструктура лигатуры Al +5%Ti

Механические свойства исходного и модифицированного лигатурой сплава АК5М2 определяли на образцах при растяжении согласно ГОСТ 1583-93. В таблице приведены средние значения результатов испытаний трех видов сплава:

- 1 - до ввода в сплав лигатуры;
- 2 - после ввода лигатуры из расчета 0,05 %Ti;
- 3 – после дополнительного ввода лигатуры из расчета увеличения содержания титана до 0,1%.

Таблица

Механические свойства сплава АК5М2

Номер образцов	Предел прочности, σ_b , МПа	Относительное удлинение, δ , %	Твердость, НВ
1	188,3	1,4	79,6
2	202,2	2,0	80,9
3	207,1	2,4	85,5
ГОСТ 1583-93	$\geq 160,0$	$\geq 0,5$	$\geq 65,0$

Как следует из результатов испытаний введение лигатуры из расчета 0,1% Ti повышает прочность сплава при растяжении на 10%, относительное удлинение на 71%, твердость на 7%.

Таким образом, изменение термических и силовых параметров процесса получения лигатур позволяет управлять размерами и морфологией модифицирующих интерметаллидов и, соответственно, в определенных границах повышать механические свойства литейных алюминиевых сплавов.

Литература:

1. Soares, O.M. Microstructural observation of active nucleants in Al-Ti-B master alloys [Текст]/ O.M.Suares, J.H.Perepezko– Light Metals – 1991, № 3, p. 851-859.
2. Arnberg, L. Grain refinement of aluminium [Текст] / L.Arnberg, L.Backerud, H.Klang –Metals Technology – 1989, № 1, p. 7-13.
3. Малиновский, Р.Р. Модифицирование структуры слитка в процессе литья [Текст]/ Р.Р.Малиновский – «Цветная металлургия» - 1989, № 2, с. 88-90.

4. Кандалова, Е.Г. Влияние структурных параметров лигатуры Al -Ti на свойства алюминиевых сплавов [Текст]/ Е.Г.Кандалова, К.В.Никитин – Литейное производство» - 2000, № 10, с. 21-22.

5. Никитин, В.И. Наследственность в литых сплавах [Текст]/ В.И.Никитин // Самара, 1995, 246 с.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СВС ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПРОНИЦАЕМЫХ ПОРОШКОВЫХ ИЗДЕЛИЙ С ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРОЙ

ИЛЬЮЩЕНКО А.Ф.¹, КАПЦЕВИЧ В.М.², КУСИН Р.А.¹,
ЧЕРНЯК И.Н.¹, ЛЕЦКО А.И.¹, ЖЕГЗДРИНЬ Д.И.¹

¹ *Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь,
тел.: (+375 17) 293-98-58, e-mail: nil23niipm@tut.by*

² *Белорусский государственный аграрный технический университет,
г. Минск, Беларусь*

Предложен способ получения проницаемых порошковых изделий длинномерной трубчатой формы методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Отличительной особенностью является то, что в процессе СВС синтез осуществляется только в одном слое, в подложке, образованном крупнодисперсными частицами, в то время как фильтрующий слой из мелкодисперсного порошка толщиной 0,3-0,4 мм остается инертным. Консолидация осуществляется за счет температуры слоя, в котором происходит горение.

Цель работы – исследование новых энергосберегающих процессов получения проницаемых порошковых материалов (ППМ) с градиентной структурой.

Введение. На современном этапе можно сформулировать две основные проблемы, стоящие перед порошковой металлургией при производстве ППМ: с одной стороны, необходимо стремиться к получению материалов с повышенным комплексом свойств, с другой – необходимо разрабатывать новые технологии, обеспечивающие снижение затрат при изготовлении ППМ. В большинстве случаев практического применения ППМ решение первой проблемы сводится к удовлетворению требования, заключающегося в том, что они должны обладать одновременно высокими проницаемостью и тонкостью очистки. На практике в большинстве случаев выполнение этого требования обеспечивается путем создания ППМ с градиентной структурой в направ-

лении фильтрации [1]. Характерным представителем материалов с градиентной структурой являются двухслойные материалы, один слой у которых изготовлен из мелкодисперсного порошка и имеет минимальные размеры пор и относительно небольшую толщину, другой, так называемая подложка, изготовлен из крупнодисперсного порошка. Тонкость очистки у таких материалов соответствует слою с минимальным размером пор, в то время как проницаемость является величиной интегральной и определяется структурой всего материала.

Одним из эффективных путей снижения затрат при производстве ППМ является замена операции спекания процессом СВС. По сравнению с процессом спекания осуществление реакции синтеза характеризуется простотой исполнительного оборудования и отсутствием необходимости во внешних источниках энергии [2,3], однако при спекании двухслойных материалов методом СВС фронт горения мелкодисперсного порошка опережает фронт горения крупнодисперсного порошка, что приводит к дополнительной термической обработке мелкодисперсного слоя и делает получаемый композиционный материал непроницаемым или малопроницаемым. Для решения этой проблемы в ГНУ ИПМ был предложен и опробован метод, при котором процесс горения осуществляется в слое крупнодисперсного порошка (подложке), в то время как мелкодисперсный порошок остается инертным к процессу СВС, а его консолидация осуществляется за счет температуры достигаемой в первом слое [4].

Результаты исследования. При проведении исследований в качестве материала для изготовления подложки использовали порошок титана фракции (минус 1000 + 630) мкм, для изготовления фильтрующего слоя – порошок никеля марки ПНЭ-1 в состоянии поставки. Экспериментальные образцы имели форму втулок с наружным диаметром 42, внутреннем 34 и длиной 150 мм. После осуществления процесса СВС концы образцов обрезались для исключения влияния краевых эффектов. Формование заготовок производили методом радиально-изостатического прессования при давлении 100 МПа по способу, предложенному в работе [5], что обеспечивало достижение малой толщины мелкодисперсного слоя (0,3-0,4 мм). На полученных образцах определяли размеры пор по ГОСТ 26849-86 и коэффициент проницаемости по ГОСТ 25283-92. Для сравнения из порошков титана были изготовлены двухслойные образцы по традиционной технологии: путем совместного прессования и последующего спекания.

Полученные результаты сведены в таблицу.

Таблица

Свойства экспериментальных образцов с градиентной структурой, полученных с использованием СВС и по традиционной технологии

Материал и размеры частиц порошка, мкм		Толщина мелко-дисперсного слоя, мм	Давление азота, МПа	Коэффициент проницаемости, $\text{м}^2 \times 10^{13}$	Максимальный размер пор, мкм
Слой из крупнодисперсного порошка	Слой из мелкодисперсного порошка				
Титан (-1000+630)	Никель (-63+40)	0,3	0,05	16,2	9,5
Титан (-1000+630)	Никель (-63+40)	0,3	0,03	17,6	9,7
Титан (-1000+630)	Никель (-63+40)	1,0	0,075	11,0	9,8

Анализ данных, приведенных в таблице, показывает, что предлагаемый способ обеспечивает получение материалов с высокими фильтрующими характеристиками. Более высокая проницаемость, по сравнению с получаемыми по традиционной технологии, обеспечивается меньшей толщиной фильтрующего слоя.

Вывод. Предложен способ получения проницаемых порошковых изделий методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, при котором СВС осуществляется в одном слое, в подложке, в то время как фильтрующий слой остается инертным. Показано, что получаемый таким способом материал обладает большей пропускной способностью за счет меньшей толщины фильтрующего слоя.

Литература:

1. Витязь П.А., Капцевич В.М., Шелег В.К. Пористые порошковые материалы и изделия из них. – Минск: Высшая школа, 1987. – 164 с.
2. Крайдер, Д.Ф. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез – советский метод получения керамических материалов / Д.Ф. Крайдер // Доклад на 6-й годичной конференции по композиционным и перспективным материалам, организованной Отделением металлокерамических систем Американского керамического общества, 17–21 января 1982 г., Коукоу Бич, Флорида / Научный совет ГКНТ СССР по проблеме «Теория и практика процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза»: информ. секция. – Черногловка, 1983. – 19 с.
3. Хина Б.Б., Беляев А.В., Витязь П.А., Хусид Б.М. Применение СВС для получения пористых порошковых проницаемых композиционных материалов титан-нитрид титана // Порошковая металлургия. – 1997. - № 5/6. – С. 75-80.
4. Витязь П.А., Ильющенко А.Ф., Рак А.Л., Беляев А.В., Кусин Р.А., Капцевич В.М., Черняк И.Н., Кусин А.Р. Синтез спекание порошковых фильтрующих материалов с градиентной структурой. // Пористые проницаемые материалы: техно-

логии и изделия на их основе. / Материалы III Международного симпозиума, г. Минск. 21-22 октября 2008 г. – г. Минск: ГНУ ИПМ, 2008. – с. 170-175.

5. Получение пористых порошковых материалов с градиентной структурой в режиме технологического горения. /Беляев А.В., Черняк И.Н., Боровик Д.И. / Тез. доклада 8-ой республиканской студенческой научно-технической конференции «Новые материалы и технологии их обработки» апрель 2007 г. – Минск: БНТУ, 2007. - с. 107-108.

ОСАЖДЕНИЕ ЗАГРЯЗНЕНИЙ В ПОРИСТЫХ СРЕДАХ ПРИ ГЛУБИННОМ ФИЛЬТРОВАНИИ

**КАПЦЕВИЧ В.М., ЛЕОНОВ А.Н., КОРНЕЕВА В.К.,
КРИВАЛЬЦЕВИЧ Д.И., ЧУГАЕВ П.С.**

*Белорусский государственный аграрный технический университет,
г. Минск, Беларусь*

Процесс фильтрования является наиболее простым и эффективным способом удаления загрязнений из смазочных материалов [1–3]. По современным представлениям способы фильтрования, т.е. разделения суспензии на твердую и жидкую фазы, подразделяют на осветление и фильтрование с образованием осадка.

Очистка смазочных материалов, конечной целью которого является получение очищенных моторных масел или рабочих жидкостей гидравлических систем, относится к процессу осветления.

Осветление является гидродинамическим процессом, скорость которого прямо пропорциональна разности давлений, создаваемых по обеим сторонам фильтровального элемента, и обратно пропорциональна сопротивлению, испытываемому жидкостью при ее движении через поры элемента и слой образовавшегося осадка. В зависимости от решаемой задачи осветление разделяют на поверхностное и глубинное. При очистке смазочных материалов основным является глубинное осветление.

При глубинном осветлении основными процессами осаждения (коагуляции) являются как непосредственный механический захват частиц твердой фазы, так и их адсорбция под действием физических и химических сил на внутренней поверхности пор фильтровального элемента. При этом виде осветления удастся отделить значительную долю частиц твердой фазы, размеры которых меньше размеров пор, хотя на основании чисто геометрических соотношений этих размеров кажется, что указанные

частицы могли бы свободно пройти через фильтрующий материал (ФМ).

Теоретическое описание процесса осаждения частиц загрязнений в пористой среде ФМ основывается на использовании уравнения сохранения массы и кинетических уравнениях [4].

Для вывода уравнения сохранения массы рассмотрим единицу объема ФМ, схематично представленную на рисунке 1. Здесь Π_0 — начальная пористость; $(1-\Pi_0)$ — объем материала каркаса; σ — объем осажденных частиц; Π — пористость среды, изменяющаяся в процессе осаждения частиц загрязнений, равная $\Pi_0 - \sigma$; ΠC — объем незадержанных частиц, прошедших через ФМ; $\Pi(1-C)$ — объем пор ФМ за вычетом объема незадержанных частиц.

Рассмотрим элемент объема ФМ, представляя его в виде прямоугольного параллелепипеда в ортогональной системе координат x, y, z (рисунок 2). Пусть очищаемая жидкость со взвешенными в ней частицами загрязнений движется в направлении оси x и имеет в плоскости $x = x_0$ концентрацию C . Частицы загрязнений, проходя через элемент объема ФМ, осаждаются в нем и их концентрация в плоскости $x = x_0 + \Delta x$ уменьшится и окажется равной $C - \Delta C$.

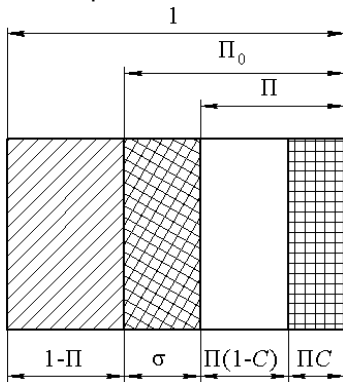


Рис. 1. Схематичное представление единицы объема пористой среды

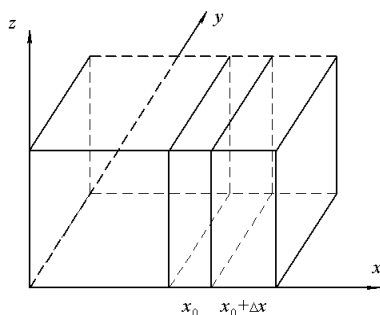


Рис. 2. Элемент объема ФМ в ортогональной системе координат

Выражение для объема частиц загрязнений, задержанных за время Δt элементом объема ФМ, ограниченным параллельными плоскостями, площадью S каждая и имеющими соответственно координаты $x = x_0$ и $x = x_0 + \Delta x$, можно записать в виде:

$$v_{\phi} C S \Delta t - (C - \Delta C) v_{\phi} S \Delta t = v_{\phi} \Delta C S \Delta t . \quad (1)$$

Вследствие осаждения частиц загрязнений пористость выделенного элемента объема ФМ уменьшится на величину $\Delta \Pi$, а объем пор на величину — $\Delta \Pi S \Delta x$. Приравнявая объем частиц загрязнений, задержанных выделенным элементом за время Δt , к изменению объема пор, получим:

$$v_{\phi} \Delta C S \Delta t = \Delta \Pi S \Delta x . \quad (2)$$

Тогда, при Δx и Δt , стремящихся к нулю, выражение (2) примет вид:

$$\frac{\partial \Pi}{\partial t} = v_{\phi} \frac{\partial C}{\partial x} . \quad (3)$$

Уравнение (1.13), описывающее изменение объема пор ФМ вследствие осаждения в нем частиц загрязнений, является искомым уравнением сохранения массы.

Выведем кинетическое уравнение осаждения, определяющее кинетику изменения пористости в процессе прохождения частиц загрязнений через элемент объема ФМ. Изменение объема пор ΔV в выделенном элементе объема пористой среды (рисунок 2), расположенном между $x = x_0$ и $x = x_0 + \Delta x$, за малый отрезок времени Δt определяется выражением:

$$\Delta V = \frac{\partial \Pi}{\partial t} S \Delta t \Delta x . \quad (4)$$

За этот промежуток времени Δt объем частиц загрязнений, прошедших через сечение $x = x_0$, равен:

$$V = v_{\phi} C S \Delta t . \quad (5)$$

Тогда вероятность осаждения частиц загрязнений q при прохождении через выделенный элемент пористой среды равна отношению изменения объема пор ΔV к объему частиц загрязнений V , прошедших через сечение $x = x_0$. Отсюда:

$$q = \frac{\Delta x}{v_{\phi} C} \frac{\partial \Pi}{\partial t} . \quad (6)$$

Разделив полученное выражение на Δx , получим вероятность осаждения на единице длины выделенного элемента пористого тела:

$$\overline{\omega}_{oc} = \frac{1}{v_{\phi} C} \frac{\partial \Pi}{\partial t} . \quad (7)$$

Выражение (7) можно переписать в виде:

$$\frac{\partial \Pi}{\partial t} = \overline{\omega}_{oc} v_{\phi} C . \quad (8)$$

Выражение (8) является искомым кинетическим уравнением осаждения, в котором $\overline{\omega}_{oc}$ учитывает вероятностный характер осаждения частиц загрязнений в объеме ФМ и в общем случае является функцией их свойств, ФМ, а также действующих механизмов осаждения.

В качестве примера рассмотрим случай, когда размер частиц загрязнений соизмерим с размерами пор ФМ. Тогда вероятность $\overline{\omega}_{oc}$ пропорциональна относительному сечению захвата, определяемому отношением S_{τ}/S , где S_{τ} — площадь, занимаемая ФМ в сечении, перпендикулярном направлению фильтрования, и S — площадь ФМ в этом же сечении [5].

Учитывая [6], что

$$\frac{S_{\tau}}{S} = 1 - \Pi , \quad (9)$$

кинетическое уравнение можно записать в виде:

$$\frac{\partial \Pi}{\partial t} = a(1 - \Pi) v_{\phi} C , \quad (10)$$

где a — постоянная.

Таким образом, для определения закономерности изменения объема пор ФМ в процессе осаждения необходимо решить систему двух уравнений, включающую в себя уравнение сохранения массы (3) и кинетическое уравнение (10).

Пусть в начальный момент времени $t = 0$ пористость равна Π_0 :

$$\Pi|_{t=0} = \Pi_0 , \quad (11)$$

а концентрация частиц загрязнений в сечении $x = 0$ поддерживается постоянной и равна C_0 :

$$C|_{x=0} = C_0 . \quad (12)$$

Для решения системы уравнений (1.13) и (1.20) с начальным и граничным условиями (11), (12) сделаем замену переменных:

$$1 - \Pi = \rho \text{ и } b = -av_{\phi} . \quad (13)$$

Тогда, с учетом (13), система уравнений (3) и (10) примет вид:

$$\frac{\partial C}{\partial x} = a\rho C ; \quad \frac{\partial \rho}{\partial t} = bC\rho . \quad (14)$$

Вводя обозначения $ax = \xi$ и $bt = \tau$, из уравнений (14) получаем:

$$\frac{\partial C}{\partial \xi} = \rho C; \quad \frac{\partial \rho}{\partial \tau} = C\rho. \quad (15)$$

Из уравнений (15) следует, что существует бесчисленное множество функций $F(\xi, \tau)$ таких, как:

$$\frac{\partial F}{\partial \tau} = C; \quad \frac{\partial F}{\partial \xi} = \rho. \quad (16)$$

Тогда:

$$\frac{\partial^2 F}{\partial \xi \partial \tau} = \frac{\partial F}{\partial \xi} \frac{\partial F}{\partial \tau}. \quad (17)$$

С учетом уравнений (16), выражение (17) можно переписать в виде:

$$\frac{\partial C}{\partial \xi} = C \frac{\partial F}{\partial \xi}. \quad (18)$$

Интегрируя уравнение (18), получим:

$$C = \psi(\tau) e^{\phi(\xi, \tau)}. \quad (19)$$

Учитывая (16), из выражения (19) можно определить $F(\xi, \tau)$:

$$\frac{\partial F}{\partial \tau} = \psi(\tau) e^{F(\xi, \tau)}. \quad (20)$$

Откуда после интегрирования по τ :

$$F(\xi, \tau) = -\ln \left[W(\xi) - \int_0^\tau \psi(\tau) d\tau \right], \quad (21)$$

где $W(\xi)$ — некоторая функция ξ .

Подставляя (21) в (19), получим:

$$C(\xi, \tau) = \frac{\psi(\tau)}{W(\xi) - \int_0^\tau \psi(\tau) d\tau}. \quad (22)$$

Для определения значения ρ продифференцируем уравнение (21) по ξ . Тогда, учитывая (16), получим:

$$\rho(\xi, \tau) = \frac{-W'(\xi)}{W(\xi) - \int_0^\tau \psi(\tau) d\tau}. \quad (23)$$

В уравнениях (22) и (23) для определения функций ψ и W воспользуемся начальными и граничными условиями (11) и (12), которые в переменных τ и ξ имеют вид:

$$\rho|_{\tau=0} = \rho_0 = 1 - \Pi_0; \quad C|_{\xi=0} = C_0. \quad (24)$$

Отсюда:

$$\psi = \psi_0 e^{-C_0 \tau}; \quad W(\xi) = W_0 e^{-\rho_0 \xi}, \quad (25)$$

где ψ_0 и W_0 — постоянные, связанные между собой соотношением:

$$\psi_0 = W_0 C_0. \quad (26)$$

Подставляя (25) в (22)–(23) и учитывая (26), получим решение системы уравнений (15) в виде:

$$C(\xi, \tau) = C_0 \frac{e^{-C_0 \tau}}{e^{-C_0 \tau} + e^{-\rho \xi} - 1}; \quad \rho(\xi, \tau) = \rho_0 \frac{e^{-\rho_0 \xi}}{e^{-C_0 \tau} + e^{-\rho \xi} - 1}. \quad (27)$$

Переходя от переменных ξ, τ, k, x, t и учитывая (13), получим окончательные выражения для определения распределения концентрации частиц загрязнений и пористости по толщине ФМ:

$$C(x, t) = C_0 \frac{e^{a C_0 v_{\Phi} t}}{e^{a C_0 v_{\Phi} t} + e^{-a(1-\Pi_0)x} - 1}; \quad (28)$$

$$\Pi = \Pi_0 + \frac{1 - \Pi_0}{\Pi_0} \frac{e^{a C_0 v_{\Phi} t} - 1}{e^{a C_0 v_{\Phi} t} + e^{-a(1-\Pi_0)x} - 1}. \quad (29)$$

На рисунках 3–5 представлены результаты расчетов распределения пористости по сечению ФМ при различных параметрах a (рис. 3), времени осаждения t (рис. 4) и скоростях фильтрации v_{Φ} (рис. 5), полученные по формуле (29).

Проведенные расчеты показывают, что при глубинном освещении осаждение частиц загрязнений происходит неравномерно, в результате чего пористость ФМ при входе загрязнителя может существенно уменьшаться, приводя к снижению производительности всего ФМ в целом.

Поэтому, одним из путей решения проблемы повышения производительности и ресурса ФМ является поиск технических решений, заключающихся в создании ФМ с анизотропной структурой пор, у которых их размеры уменьшаются в направлении течения очищаемой жидкости.

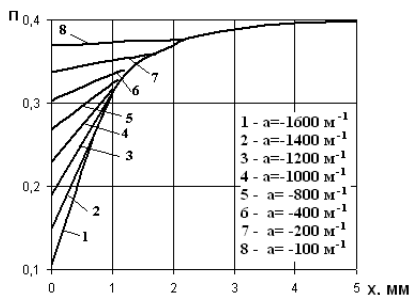


Рис. 3. Распределение пористости по сечению ФМ при $\Pi_0 = 0,4$; $C_0 = 10^{-4}$; $t = 25 \text{ с}$; $V_{\text{ф}} = 0,1 \text{ м/с}$ и при различных значениях параметра a

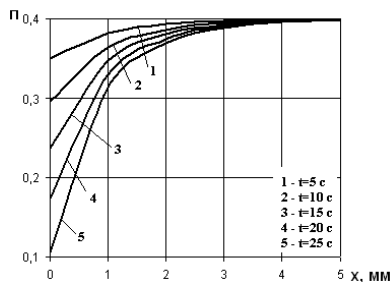


Рис. 4. Распределение пористости по сечению ФМ при $\Pi_0 = 0,4$; $C_0 = 10^{-4}$; $a = -1600 \text{ м}^{-1}$; $V_{\text{ф}} = 0,1 \text{ м/с}$ в различные моменты времени t

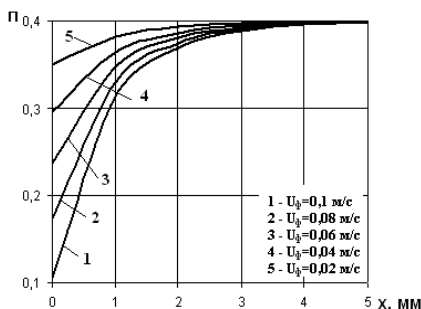


Рис. 5. Распределение пористости по сечению ФМ при $\Pi_0 = 0,4$; $C_0 = 10^{-4}$; $a = -1600 \text{ м}^{-1}$; $t = 25 \text{ с}$ и различных скоростях фильтрации

Наибольшее влияние на процесс осаждения частиц загрязнителя в ФМ оказывают механизмы касания и инерции. Под действием этих механизмов при глубинном фильтровании осаждение происходит неравномерно, что приводит к быстрому выходу ФМ из строя. Для повышения ресурса ФМ необходимо использование ФМ с анизотропной структурой пор, у которого поры со стороны входа потока имеют максимальный размер, а в направлении движения потока их размеры ступенчато или плавно уменьшаются.

Литература:

1. Очистка и регенерация смазочных материалов в условиях сельскохозяйственного производства / В.М. Капцевич [и др.]. – Минск, БГАТУ, 2007. – 232 с.
2. Бродский, Г.С. Фильтры и системы фильтрации для мобильных машин / Г.С. Бродский. – Москва: «Журнал «Горная промышленность» Издатель НПК «ГЕМОС Лтд.», 2003. – 360 с.

3. Удлер, Э.И. Повышение эффективности очистки нефтепродуктов в сельском хозяйстве средствами фильтрации / Э.И. Удлер. – Томск: Томский инженерно-строительный институт, 1988. – 124 с.
4. Herzig, J.P. Flow of suspensions through porous media / Herzig J.P., Leclerc D.M., Le Goff P. // Application to deep filtration. – Ind. Eng. Chem. –1970. – V.62. – №5. – P. 8–35.
5. Успенский, В.А. К расчету пылеулавливания в тканевых фильтрах / В.А. Успенский, Г.А. Ситницкий, Р.Г. Адамов // Инж.-физ. журнал. – 1975. – Т. 28. – С. 746–748.
6. Лаптев, А.М. Деформирование сферических частиц при уплотнении идеализированного пористого материала / А.М. Лаптев, А.Н. Ульянов // Порошковая металлургия. – 1984. – №3. – С. 17–20.

МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОРОШКОВЫЕ ПОКРЫТИЯ, ФОРМИРУЕМЫЕ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНЫМ СПЕКАНИЕМ, ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ФРИКЦИОННЫХ УЗЛОВ ТРЕНИЯ

КОВТУН В. А., ПЛЕСКАЧЕВСКИЙ Ю.М.

*Институт механики металлополимерных систем
им. В. А. Белого НАН Беларуси, г. Гомель, Беларусь,
тел.: (+375 232) 774638, e-mail: vadimkov@yandex.ru*

Фрикционные элементы тяжело нагруженных передаточных и тормозных устройств промышленного технологического оборудования, в особенности оснащенных пневмо- или электроприводом, подвергаются воздействию динамических ударных нагрузок, высоких температур в сочетании с процессами трения и изнашивания. Неблагоприятные условия работы фрикционной пары возникают при трении без смазки, в присутствии пыли, абразива, влаги и других агрессивных сред. Анализ литературных данных [1, 2] показывает преимущества металлокерамических материалов, сочетающих в себе достоинства керамики: тепло-, износо- и коррозионную стойкость с положительными свойствами металлической матрицы: пластичностью, прочностью, высокой теплопроводностью, устойчивостью к температурным воздействиям, хорошими прирабатываемостью и обрабатываемостью. Необходимо отметить, что фрикционные металлокерамические материалы, формируемые методами порошковой металлургии, по сравнению с фрикционными композитами на органическом связующем, имеют повышенную износостойкость, высо-

кую несущую способность и эффективность торможения при высоких температурах нагрева до 550 °С.

Эффективным является использование фрикционных элементов с применением порошковой композиционной металлокерамики в виде покрытий толщиной 1–5 мм на металлической несущей подложке из недорогих конструкционных сталей. Одним из перспективных на наш взгляд методов формирования металлокерамических порошковых покрытий на фрикционных элементах является электроконтактное спекание [3].

Для формирования матрицы металлокерамического композиционного покрытия фрикционного назначения использовали порошки железа марки ПЖ 1, никеля марки ПНЭ 1 и меди марок ПМС-1 или ПМС-В с размерами частиц 20–160 мкм. Компоненты матрицы имеют низкие энергетические пороги взаимной диффузии и образуют в парах Fe–Ni и Ni–Cu неограниченные твердые растворы. В качестве наполнителей композиционного покрытия использовали порошки оксидной керамики: оксидов железа Fe_2O_3 , меди Cu_2O , никеля Ni_2O_3 с размером частиц до 40 мкм. Для стабилизации фрикционных характеристик в состав композиционной порошковой системы вводили порошок природного чешуйчатого графита дисперсностью 70–160 мкм, покрытый медной оболочкой (рис. 1,а). Структура разработанного металлокерамического порошкового покрытия представляет собой спеченную металлическую матрицу, содержащую дисперсные включения фрикционных наполнителей и сухого смазочного материала (рис. 1,б).

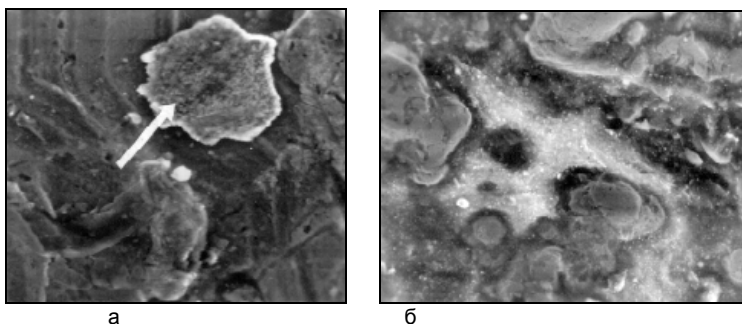


Рис.1. Частица омедненного графита (а), находящаяся в матрице, $\times 1000$, и микроструктура (б), $\times 500$, порошкового металлокерамического фрикционного покрытия

Исследования влияния нагрузочно-скоростных режимов испытаний на триботехнические характеристики металлокерамических фрикционных порошковых покрытий показали (рис. 2), что при удельных нагрузках до 0,6–0,7 МПа, независимо от скорости скольжения, скорость изнашивания возрастает незначительно. Вероятно, «мягкий» механизм изнашивания обеспечивается образованием зафиксированных в эксперименте устойчивых пленок переноса на дорожке трения, которые препятствуют непосредственному контакту трущихся поверхностей и их интенсивному изнашиванию. Однако при удельных нагрузках более 0,7 МПа наблюдается значительное возрастание величин скорости изнашивания во всем исследованном диапазоне изменения скорости скольжения. Представляет интерес то, что при скорости скольжения 14 м/с значения скорости изнашивания фрикционного металлокерамического покрытия практически в 2 раза меньше, чем при скорости скольжения 7 м/с. Необходимо также обратить внимание на достаточно согласованный характер изменения зависимостей между собой, что позволяет сделать заключение о стабильности изменения характеристик изнашивания на разных уровнях скоростных режимов испытаний.

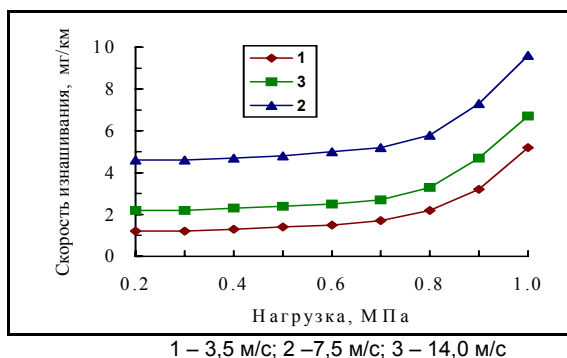


Рис. 2. Зависимость скорости изнашивания фрикционного металлокерамического покрытия от нагрузки при различных скоростях скольжения

На рисунке 3 представлены результаты триботехнических испытаний, позволившие установить влияние скоростных режимов на скорость изнашивания металлокерамического фрикционного покрытия при постоянной удельной нагрузке.

Анализ полученных зависимостей показал, что износ монотонно возрастает в исследованном диапазоне скоростей до 12 м/с, а затем снижается почти в 1,5 раза при достижении макси-

мальной скорости при испытаниях. Причиной улучшения износостойкости порошкового металлокерамического фрикционного покрытия является, вероятно, упрочнение материала под воздействием температуры и контактных нагрузок.

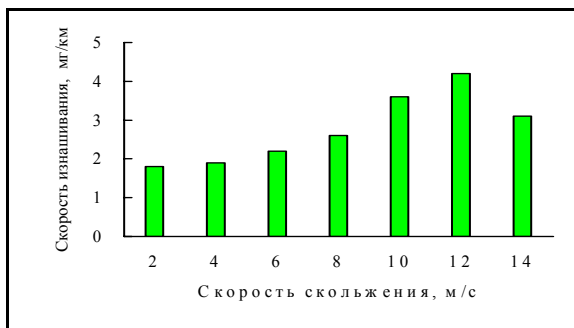


Рис. 3. Зависимость скорости изнашивания фрикционного металлокерамического покрытия от скорости скольжения при нагрузке 0,7 МПа

Возникающие при трении высокие касательные напряжения, пластичность разогретого металла матрицы, а также сдвиговые деформации, которые можно наблюдать на поверхности покрытий после испытаний (рис. 4), способствуют активации взаимодействия металлических частиц покрытия и образованию дополнительных связей в направлении сил трения.

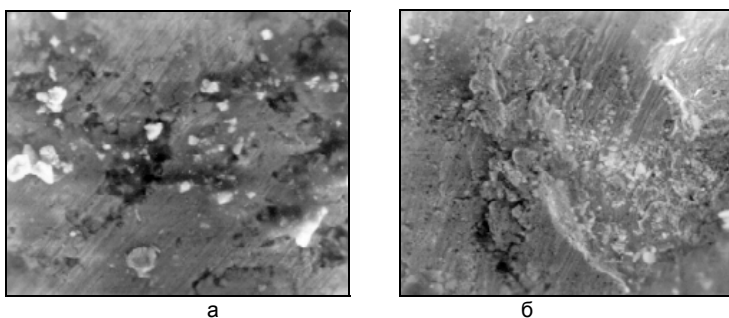


Рис.4. Поверхность металлокерамического порошкового покрытия до (а) и после (б) фрикционных испытаний при нагрузке 0,7 МПа и скорости скольжения 14 м/с, $\times 100$

При этом величина коэффициента трения порошкового металлокерамического покрытия монотонно снижается (рис. 5) и достигает значений 0,32–0,35 при скорости скольжения 14 м/с и рабочих температурах 673–723 К.

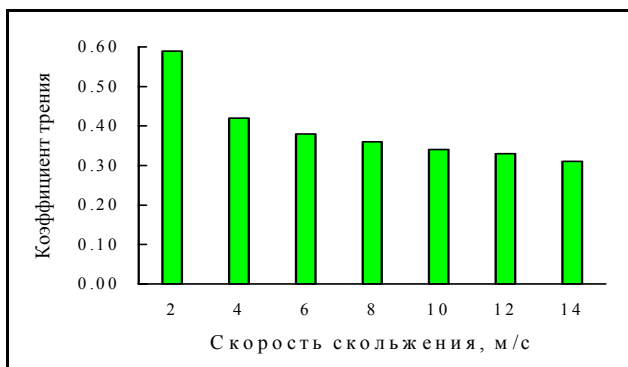


Рис. 5. Зависимость коэффициента трения фрикционного металлокерамического покрытия от скорости скольжения при нагрузке 0,7 МПа

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что использование порошковых систем Fe-Ni-Cu в качестве матрицы фрикционных металлокерамических покрытий, а также ее сочетание с оксидами этих металлов в комплексе с применением плакированных металлом частиц графита, стабилизирующих процессы трения и изнашивания, обеспечило высокую износостойкость композиционного материала при сохранении требуемого уровня значений коэффициента трения. Это позволило разработать композиционный порошковый металлокерамический материал со степенью наполнения матрицы неметаллическими наполнителями до 30–37 об. %, обладающий высокой износостойкостью при сохранении требуемого для материалов данного класса уровня коэффициента трения, предназначенный для формирования фрикционных покрытий электроконтактным спеканием и получения изделий, эксплуатируемых в условиях высоких скоростей скольжения и многоцикловых динамических нагрузок. В таблице представлены основные характеристики разработанного композиционного металлокерамического покрытия.

Таблица

Характеристики порошковых металлокерамических фрикционных покрытий

Порошковая система матрицы покрытия	Коэффициент трения	Скорость изнашивания, мг/км	Пористость, %	Микротвердость по НВ, МПа	Плотность, г/см ³
Железо-никель-медь	0,37–0,45	1,9–2,4	4–7	2700–3200	5,6–6,1

Разработанные металлокерамические порошковые композиционные материалы нашли применение на ОАО «Гомельобой» в качестве фрикционных покрытий поверхностей дисков муфт сцепления для станков формирования трубок обоев фирмы «Olbrich» (Германия). Разработаны технические условия ТУ ВУ 400084698.221-2009 «Диски фрикционные для муфт сцепления размоточных машин фирмы «Olbrich» и технологический процесс ТП 40008498.01171.00102 с лит. «О» на их получение.

Фрикционные диски с разработанным металлокерамическим покрытием обеспечили повышенный в 1,9 раза ресурс и безотказную работу муфт сцепления станков формирования трубок обоев в условиях многоцикловых динамических нагрузок «старт-стопного» режима эксплуатации технологического оборудования.

Литература:

1. Роман, О.В. Справочник по порошковой металлургии: порошки, материалы, процессы / О.В. Роман, И.П. Габриелов. – Мн.: Беларусь, 1988. – 175 с.
2. Витязь, П.А. Пористые порошковые материалы и изделия из них / П.А. Витязь, В.М. Капцевич, В.К. Шелег. – Минск: Выш. школа, 1987. – 164 с.
3. Ковтун, В.А. Триботехнические покрытия на основе порошковых меднографитовых систем / В.А. Ковтун, Ю.М. Плескачевский; под научн. ред. академика П.А. Витязя. – Гомель: ИММС НАНБ, 1998. – 148 с.

СВОЙСТВА ТЕРМОПЛАСТА С ДОБАВЛЕНИЕМ ZrO_2

**КОЛМАКОВ А.Г., ОПАРИНА И.Б., ЖИРНОВ А.А.,
БЫКОВ П.А., СЕВАСТЬЯНОВ М.А.**

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН,
г.Москва, Россия, тел. (+7 499) 135-96-00, e-mail: ibo@bk.ru*

Создан новый композиционный материал инертный к воздействию окислительной среды с хорошими трибологическими свойствами. В качестве полимерной матрицы использовался полиметилметакрилат (ПММА), полученный в лабораторных условиях (МГУ) путём полимеризации жидкого мономера. Материал наполнителя - двуокись циркония, стабилизированная церием. Частицы порошка ZrO_2 представляют собой плотный агломерат сферической формы, образованный множеством наноразмерных частичек. По рентгенографической оценке размер этих наночастиц близок к 30 нм. Для получения ZrO_2 в ИМЕТ РАН была разработа-

на новая технология получения оксидных неагломерированных керамических порошков на основе ультразвукового пиролиза [1, 2].

Образец с приполимеризованным ZrO_2 был получен фронтальным ростом ПММА. На последней стадии во фронт полимеризации добавлена насыщенная суспензия оксида циркония в мономере, содержание этого компонента оценивается 50 % по массе. Все образцы были выточены под размер на токарном станке и ступенчато отожжены при 107 °С.

Трибологические испытания образцов ПММА с наполнителем ZrO_2 (5 %) проводили в условиях сухого трения скольжения на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System по схеме осевого нагружения: палец (KM) против диска (контртело) из стали 45 (HRC>63). Диаметр пальца 6,3 мм. Скорость испытания (0,37 м/с). Осевую нагрузку изменяли в пределах от 7 до 23 Н. Время испытаний при каждой нагрузке составляло 10 мин. Сила трения фиксировалась тензодатчиком.

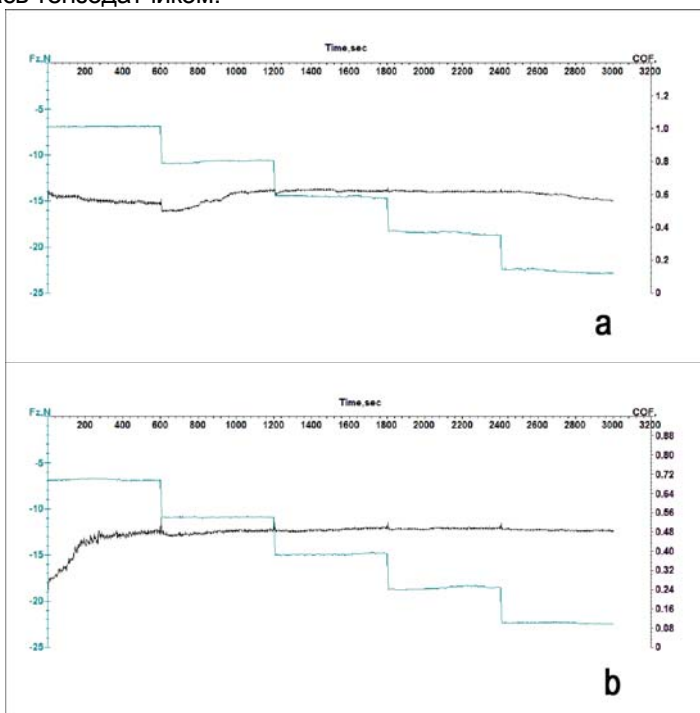


Рис.1. Зависимости силы и коэффициента трения от времени ПММА (а) и ПММА с наполнителем ZrO_2 (b)

Рис.1,а показывает результаты испытаний образца ПММА. При нагрузках 7 и 11 Н процесс трения нестабилен - идёт приработка образцов, далее процесс стабилизировался. Средний коэффициент трения равен 0,6. Результаты испытания образца ПММА с ZrO_2 представлены на рис 1,б. В отличие от первого образца, приработка завершилась при нагрузке 7Н. С увеличением нагрузки процесс протекал стабильно с постоянным коэффициентом трения равным 0,48.

Испытания показали, что добавки ZrO_2 увеличивают стабильность процесса трения и снижают коэффициент трения (с 0,6 до 0,48).

Механические испытания образцов в виде цилиндров проведены на универсальной испытательной машине ИНСТРОН 3382 методом сжатия со скоростью нагружения 0.5 мм/мин. Свойства приведены в таблице и на рис.2.

Таблица

Образцы	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа
ПММА (пром.)	80	118
ПММА	80	120
ПММА+0,1% ZrO_2	87	125
ПММА+0,1% ZrO_2	85	122
ПММА+5 % ZrO_2	90	125
ПММА+5 % ZrO_2	88	128

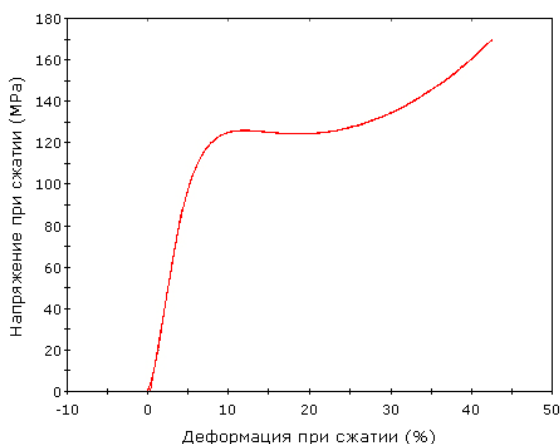


Рис.2. Кривая деформации образца ПММА с 0,1 % ZrO_2

Прочность матрицы ПММА составила в среднем 119 МПа. Незначительная добавка ZrO_2 (0,1%) привела к повышению предела прочности в среднем на 3%, а 5% ZrO_2 - к 5% росту. Аналогичным образом изменился и предел текучести. Определение микротвердости на плоской полированной поверхности образца провели на микротвердомере Wolpert Group 402MVD. Нагрузка на индентор составляла 50г. Значения микротвердости лежат в интервале 25-27 единиц, но на образцах с добавлением ZrO_2 (ПММА+0,1% ZrO_2 и ПММА+5 % ZrO_2) имеется значительный разброс данных. Очевидно, что наблюдаемый эффект – увеличение значений HV - связан с попаданием индентора в скопления ZrO_2 .

Испытания показали, что незначительная добавка наполнителя ZrO_2 (0,1-5 %) увеличивает стабильность процесса трения и снижает коэффициент трения (с 0,6 до 0,48) и незначительно (3-5 %) увеличивается прочность материала.

Литература:

1. Морфология наноструктурированных аэрозольных порошков алюмоиттриевого граната/ Галахов А.В., Виноградов Л.В., Антипов В.И. и др. // Тезисы докладов Третьей всероссийской конференции по наноматериалам НАНО 2009. г. Екатеринбург, 20-24 апреля 2009 г. Екатеринбург: Уральское изд-во.- 800 С., стр.422.
2. Наноструктурированные аэрозольные порошки алюмоиттриевого граната для лазерной поликристаллической керамики/ Галахов А.В., Виноградов Л.В., Антипов В.И. и др. // Перспективные материалы, 2009, №3. стр.33-37.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

КУЗНЕЦОВ П. А., ВАСИЛЬЕВА О. В.

*ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия,
тел.:(+7 812) 274-12-01, e-mail:victorM@crism.ru*

Введение. В настоящее время все большее внимание уделяется проблемам электромагнитной совместимости технических средств, электромагнитной безопасности и электромагнитной экологии.

Существует два основных метода защиты от магнитного поля: защита расстоянием и экранирование источников излучения или объектов специальными материалами.

На рис. 1 схематически показан принцип экранирования внешнего магнитного поля замкнутым экраном. Из законов магнитостатики следует, что данная схема защиты эффективна при использовании материала, обладающего высокой магнитной проницаемостью (μ). В этом случае основная часть магнитных линий проходит внутри экрана, что приводит к значительному снижению их концентрации, а, следовательно, и величины магнитного поля в защищаемой области (рис. 1).

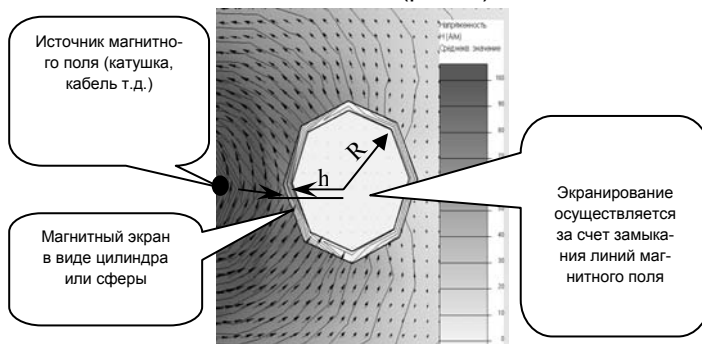


Рис. 1. Принцип защиты от магнитного поля

Поэтому для производства экранов применяются магнитомягкие материалы, обладающие высокой магнитной проницаемостью и низкой коэрцитивной силой.

Традиционные защитные материалы с равновесной структурой (магнитомягкие сплавы типа пермаллой, ферриты и т.д.) практически исчерпали свои эксплуатационные возможности, прежде всего с точки зрения расширения интервала рабочих частот, повышения коэффициента экранирования и снижения массогабаритных характеристик. Также они обладают высокой чувствительностью магнитных свойств к механическим деформациям.

Наиболее перспективными в настоящее время материалами для защиты от негативного воздействия магнитного поля являются композиты на основе аморфных и наноструктурированных систем. В результате применения метода контролируемой кристаллизации из аморфного состояния в сплавах формируется нанокристаллическая структура, содержащая в остаточной

аморфной матрице ориентированные наночастицы ϵ -Co и α -(Fe, Si), что существенно повышает уровень магнитных свойств [1].

Аморфные и нанокристаллические сплавы для экранирования. В ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» активно ведутся исследования таких сплавов, как АМАГ-172 (на основе кобальта) и АМАГ-200 (на основе железа). Данные сплавы получают в виде лент методом спиннингования расплава: жидкий расплав заданного химического состава подаётся на быстровращающийся медный диск-холодильник, на котором происходит затвердевание жидкости со скоростями охлаждения порядка 10^{-6} 1/К. Для увеличения магнитных свойств, лента проходит последующую термическую обработку.

В обзорах [2,3] обсуждается влияние режима термообработки на размер и объемное содержание нанокристаллов в аморфных сплавах. Термообработкой при различных временах выдержки можно получить нанокристаллический материал с размером зерна 5 – 40 нм и объемным содержанием нанокристаллов от 10 до 60 %. Результаты исследования влияния режима термической обработки показаны на рис.2.

Следует отметить, что механизм роста нанокристаллов, их количество и точный химический состав изучены не достаточно полно, и эти вопросы в настоящее время представляют большой научный и практический интерес.

Отдельной задачей является разработка конструкции экрана на основе полученных аморфных и нанокристаллических лент. В ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» разработан и запатентован способ получения [4], а также конструкция экрана [5], представляющая собой сплошное металлополимерное полотно без магнитных зазоров. Выпущены технические условия ТУ 6391-041-07516250-2009 «Экранирующий рулонный материал на основе магнитомягких нанокристаллических сплавов».

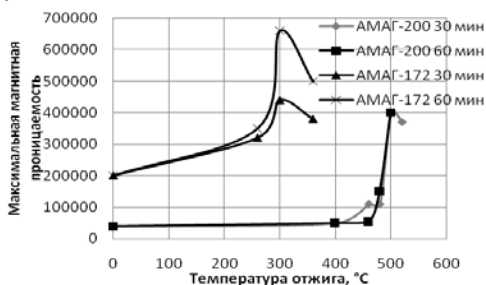


Рис.2. Зависимость максимальной проницаемости сплавов АМАГ-200 и АМАГ-172 от режима термической обработки

На рис. 3 приведены экранирующие свойства полученных экранов.

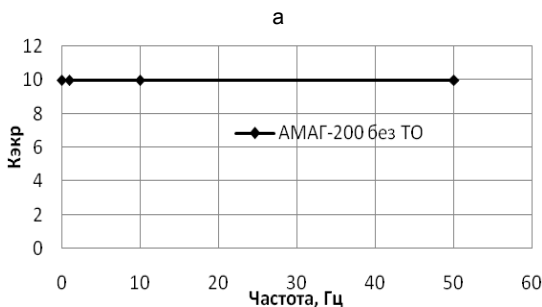
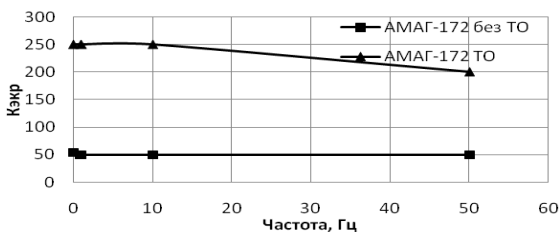


Рис.3. Зависимость коэффициента экранирования двуслойных экранов*

а - на основе термообработанного (ТО) и нетермообработанного (без ТО) сплава АМАГ-172 и б - нетермообработанного АМАГ-200 от частоты излучения

*исследовались цилиндрические экраны диаметром 100 мм и длиной 300 мм

Совместно с ФГУ «Федеральный центр сердца, крови и эндо-кринологии им. В.А.Алмазова» проводятся исследования влияния постоянных и переменных магнитных полей на биологические объекты.

Следует отметить, что при решении практических задач по экранированию магнитного поля известных источников, необходимо произвести предварительные расчеты, которые в итоге и определяют требования к экрану.

Для двумерного моделирования и расчета необходимых параметров магнитного экрана в проведенных исследованиях применялась программа ELCUT, позволяющая моделировать стационарное и нестационарное магнитное поле конечно-разностным методом на треугольной сетке переменного шага,

учитывая нелинейные свойства ферромагнитной среды. Результаты расчёта для слабых полей с достаточной точностью совпадают с экспериментальными данными.

Заключение. Проведённые исследования аморфных и нанокристаллических сплавов показывают перспективность их применения для создания защитных магнитных экранов. Разработанные в ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» технология получения экранирующих рулонных материалов на основе кобальта и железа, а также технология получения магнитных экранов позволяют изготавливать защитные системы с коэффициентом экранирования до 200 (в зависимости от величины поля и конструкции экрана), применяемые для защиты чувствительных элементов техники и биологических объектов от негативного влияния постоянных и переменных магнитных полей (рис. 4).



Рис.4. Примеры использования магнитных экранов на основе сплавов АМАГ-172 и АМАГ-200: а – экранированный силовой кабель; б – защитный жилет; в – экранированная комната

Литература:

1. J. Petzold Advantages of softmagnetic nanocrystalline materials for modern electronic applications// J. Magn. Mater., vol. 242-245, 2002, pp. 84-89.
2. В.Г. Шадров, Л.В. Немцевич Нанокристаллические магнитные материалы // Физика и химия обработки материалов, 2002, № 5, с. 50 – 61.
3. А.М. Глезер Аморфные и нанокристаллические структуры: сходства, различия, взаимные переходы // Рос. хим. журнал, 2002, т. XLVI, № 5, с. 57 – 63.
4. Патент РФ № 2375851 «Способ получения магнитного и электромагнитного экрана».
5. Патент РФ №2274914 «Магнитный и электромагнитный экран»

ВОЛОКНИСТО-АРМИРОВАННАЯ КАРБИДОКРЕМНИЕВАЯ КЕРАМИКА – ПРОИЗВОДСТВО, СВОЙСТВА, ПЕРСПЕКТИВЫ, КОММЕРЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ

КУЛИК В.И.^{1,2}, НИЛОВ А.С.^{1,2}, ЗАГАШВИЛИ Ю.В.^{1,2}

¹ ООО «Кераком», г. Санкт-Петербург, Россия,
тел./факс: (+7 812) 316-43-16; e-mail: victor.i.kulik@gmail.com
² БГТУ «ВОЕНМЕХ», г. Санкт-Петербург, Россия

Высокотехнологичная керамика – сравнительно новый вид материалов, и поэтому масштабы ее производства, как по объему, так и по стоимости продукции существенно уступают производству традиционных металлических и полимерных материалов. Вместе с тем темпы роста ее выпуска (от 15 до 25% ежегодно) намного превышают соответствующие показатели для металлических сплавов. Мировой рынок керамики к 2010 году оценивался в 60 млрд. \$ США [1], в котором доля конструкционной керамики составляет 25-26% [2], из которой 87% – монолитная керамика [3].

Различные виды монолитной керамики (SiC , Si_3N_4 , BN , TiB_2 , B_4C , Al_2O_3 , TiC , ZrO_2 , силицированный графит и др.) обладают широким спектром физико-механических и тепло-физических характеристик, главными из которых являются высокая твердость и как следствие высокая стойкость к механическому износу, хемо- и теплостойкость, низкий коэффициент термического расширения. Наличие таких свойств во многом определяет существующие и потенциальные области применения конструкционной керамики в изделиях и механизмах, работающих в условиях абразивного, химического воздействия и высоких температур.

Тем не менее, для монолитной керамики характерны ряд существенных недостатков, которые во многом сужают или делают принципиально невозможным ее применение в ряде изделий. Главные из них – низкая прочность при растяжении, хрупкость, низкая стойкость к механическим и температурным ударным воздействиям. Однако эти характеристики могут быть серьезно улучшены за счет введения армирующей фазы (частиц или волокон), т.е. перехода к керамическим композиционным материалам (ККМ). Тенденции развития рынка ККМ показывают, что они не только активно замещают традиционную монолитную керамику и металлы в изделиях и механизмах, но и дают возмож-

ность создавать продукт с принципиально новыми и уникальными возможностями. И хотя производство ККМ составляет примерно 4% [3] от всего рынка керамических изделий, но он динамично развивается. Если в 1999 году рынок ККМ оценивался в 0,21 млрд. \$ США, то к концу 2010 года – 0,87 млрд. \$ США, а к 2015 году планируется уже в 1,3 млрд. \$ США [4].

С точки зрения получения материала с максимально высокими физико-механическими свойствами несомненным преимуществом обладают волокнисто-армированные ККМ. Среди волокнистых ККМ наиболее широкое практическое применение получили композиты с SiC матрицей, армированные различного типа углеволокнистыми материалами (нитеями, лентами, тканями и др.). В настоящее время для производства таких ККМ используются различные технологические методы, основанные на твердо-, жидко-, газофазных и комбинированных процессах уплотнения волокнистых каркасов и пористых сред [5]. Более подробно операции насыщения каркаса рассмотрены авторами в работе [6].

Использование различных технологий насыщения каркаса, типов углеродных волокон и их вида (непрерывное или рубленое), структур и степени армирования каркаса дают возможность получать ККМ с широким спектром эксплуатационных характеристик. В табл. 1 приведены характеристики монолитной реакционноспеченой SiC керамики (RB-SiC) и композитов с SiC матрицей, получаемых газофазным методом CVI (Chemical Vapor Infiltration) и жидкофазными – LPI (Liquid Polymer Infiltration) и LSI (Liquid Silicon Infiltration). Кроме того, ККМ, армированные углеродными волокнами, гораздо более стойкие к термическим ударам. Так коэффициент стойкости к термическому удару у армированной керамики в 10 и более раз выше, чем у монолитной керамики, в 6 раз выше, чем у чугуна и в 2 раза выше, чем у углерод-углеродного композиционного материала [10,11].

Все выше отмеченные факторы существенно влияют на эксплуатационные характеристики изделий из ККМ. Но так же они влияют и на конечную стоимость получаемого ККМ, которая может отличаться в разы. Поэтому перед потребителем часто стоит задача выбора материала, которая обычно решается исходя из критерия «цена-качество».

Таблица 1

Некоторые типичные свойства реакционноспеченой керамики и композиционных керамических материалов с карбидокремниевой матрицей, полученные различными производственными методами [5, 7-9]

		RB SiC (Rocar T S)	CVI		LPI	LSI		
Производитель		CeramTec	SNECMA	MT Aerospace	EADS	DLR	SKT	SGL
Плотность	г/см ³	3,15	2,1	2,1-2,2	1,8	1,9-2,0	>1,8	2/2,4
Пористость	%	0	10	10-15	10	2-5	-	2/<1
Прочность при растяжении	МПа	410	350	300-320	250	80-190	-	110/20-30
Деформация	%	-	0,9	0,6-0,9	0,5	0,15-0,35	0,23-0,3	0,3
Модуль Юнга	МПа	-	90-100	90-100	65	50-70	-	65/20-30
Прочность при сжатии	МПа	3500	580-700	450-550	590	210-320	-	470/250
Изгибная прочность	МПа	-	500-700	450-500	500	160-300	130-240	190/50
Содержание волокна	Об.,%	0	45	42-47	46	55-65	-	-
Коэффициент линейного термического расширения	10 ⁻⁶ , К ⁻¹ ⊥	- -	3 ¹ 5 ¹	3 5	1,16 ⁴ 4,06 ⁴	-1-2,5 ² 2,5-7 ²	0,8-1,54 5,5-6,64	-0,3/1,85 ⁵ -0,03-1,36 ⁶ / 3 ⁷
Теплопроводность	W/m·K ⊥	115	14,3-20,6 ¹ 6,5-5,9 ¹	14 7	11,3-12,6 ² 5,3-5,5 ²	17,0-22,6 ³ 7,5-10,3 ³	12-22 28-35	23-12 ⁸ / 40-20 ⁸
Удельная теплоемкость	Дж/кг·К	600	620-1400	-	900-1600 ²	690-1550	-	-

||, ⊥ - направление волокон; ¹ – 1000°C; ² – 1500°C; ³ – 200-1650°C; ⁴ – 700°C; ⁵ – 1200°C; ⁶ – 200-1200°C; ⁷ – 300-1200°C; ⁸ – 20-1200°C; ⁹ – значения для различных типов армирования: ткань/короткие волокна.

Как видно из табл. 1, самые высокие физико-механические характеристики имеют ККМ, получаемые методами CVI и LPI. Это связано, прежде всего, с тем, что в процессе уплотнения каркаса, армирующие углеволокна не травмируются и сохраняют свои свойства в конечном ККМ. Из этих двух методов CVI самый дорогостоящий, так как практические скорости осаждения матрицы из газовой фазы таковы, что время технологического цикла при получении качественного ККМ может достигать нескольких недель и даже месяцев. Метод LPI основан на процессах высокотемпературного пиролиза кремнийсодержащих полимеров типа поликарбосиланов [5], которыми пропитывают волокнистый каркас. В результате термообработки поликарбосиланы разлагаются с выделением кокса, обогащенного SiC. Однако для получения малопористого каркаса требуется многократное повторение цикла “пропитка – отверждение – пиролиз”, что определяет длительность процесса в две-три недели, и, соответственно, резко повышает стоимость конечного материала, которая достигает величины порядка 600 \$ США за кг веса ККМ [12]. Как отмечают большинство авторов, методы CVI и LPI используются в первую очередь для изготовления изделий авиационного и ракетно-космического назначения, где требуются максимальные прочностные характеристики, а стоимость является вторичной составляющей.

Второй вариант жидкофазного метода получения ККМ с SiC матрицей основан на механизме реакционного спекания материала заготовки в процессе силицирования – пропитки расплавом кремния (процесс LSI). В качестве заготовок обычно используют пористые полуфабрикаты, в состав которых обязательно входят углеграфитовые компоненты. В результате химического взаимодействия между расплавом кремния и углеродным материалом заготовки образуется конечный продукт – SiC. Данный процесс обладает рядом достоинств по сравнению с другими методами: ККМ имеют достаточно высокую теплопроводность; матрица имеет практически беспористую структуру; процесс относительно недорог и производителен вследствие небольшой продолжительности, что дает возможность применять его для изготовления изделий гражданского и коммерческого назначения. Кроме того, в рамках одного технологического цикла данный метод позволяет получать слоистые композиции, в которых слои выполняют свою функциональную задачу. Например, внут-

ренние слои ККМ обеспечивают механическую прочность, а два лицевых – высокую износостойкость [13].

Однако у данного метода имеется серьезный недостаток – взаимодействие агрессивного расплава кремния с углеродными волокнами, что может приводить к их деградации, и, соответственно, к снижению конечных физико-механических характеристик ККМ. Для решения этой проблемы обычно используют два подхода: применению более стойких к расплаву кремния, но при этом более дорогих графитизированных углеродных волокон и нанесение на волокна соответствующих защитных покрытий. Очевидно, что оба эти подхода приводят к удорожанию получаемого ККМ и снижению коммерческой привлекательности данной технологии.

Тем не менее, способ LSI является наиболее эффективным с коммерческой точки зрения. Так стоимость 1 кг ККМ, изготовленного методом LSI (на примере тормозного диска из этого материала для автомобиля) оценивается в 140 евро [13]. Для данного варианта производства определены основные виды затрат, определяющих стоимость изделия, которые представлены на рис. 1.

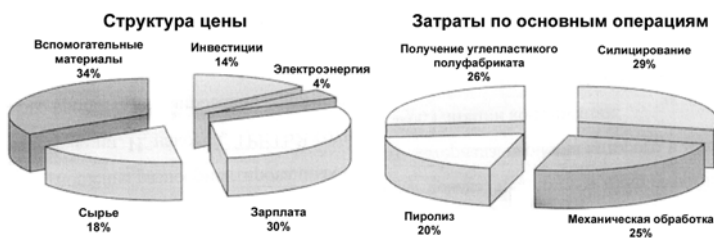


Рис. 1. Структура цены и основные затраты при изготовлении тормозного диска из ККМ

Область возможного применения ККМ достаточно широка, но наиболее эффективны они в изделиях, предназначенных для эксплуатации в экстремальных силовых, температурных, эрозионных, радиационных и химических условиях. Отметим, что применение ККМ создает новые свойства изделий, или успешно заменяет применяемые ранее аналоги, например, монолитную керамику, улучшая при этом комплекс эксплуатационных и ресурсных характеристик создаваемого или модернизируемого изделия. Выделим ряд производственных областей, где максимально полно может проявиться коммерческий потенциал данных материалов.

Транспортное машиностроение. Основные объекты применения ККМ – это тормозные диски, накладки и колодки, муфты сцепления самолетов, тяжелонагруженного наземного транспорта, спортивных и легковых автомобилей, мотоциклов, тракторов, высокоскоростного железнодорожного транспорта, подъемно-транспортных устройств (система экстренного торможения для лифтов) и др. [6, 10, 13-19]. Как отмечают западные аналитики – это очень динамично развивающийся рынок ККМ, который в 2005 году оценивался в 95 млн., в 2010 году – 140 млн., а к 2015 году прогнозируется в пределах 200 млн. \$ США [4]. Более подробно эффективность и перспективы применения ККМ в изделиях транспортного машиностроения изложены в работе [6].

Энергетическое и химическое машиностроение. Проблема обеспечения высокой износостойкости в парах трения остается важнейшей в современном машиностроении. Статистика свидетельствует, что до 80% отказов в машинных системах связано с износowymi отказами [20]. Поэтому основные объекты применения ККМ для данного направления – это узлы трения (подшипники, торцевые уплотнения и др.) для химического и насосного оборудования, используемого для перекачки высокотемпературных, агрессивных и абразивосодержащих жидкостей, в том числе для насосов в атомной энергетике и в погружаемых центробежных насосах для добычи нефти [21, 22]. Кроме того, из ККМ могут изготавливаться трубопроводная арматура, корпусные детали, емкости, реакторы, технологическая оснастка для высокотемпературных химических производств [23, 24]. По сравнению с монолитной керамикой триботехнические ККМ с SiC матрицей обладают рядом преимуществ. Так, например, один из самых распространенных керамических материалов в узлах трения – силицированный графит имеет температурный предел эксплуатации 350°C [8]. Сочетая в себе высокую твердость SiC керамики с повышенной ударной вязкостью за счет армирования углеродными волокнами, ККМ обладают повышенной стойкостью к тепловым (особенно в условиях экстремального или нештатного «сухого» трения без смазки) и механическим ударам, высокой износо-, хемо-, тепло- и коррозионостойкостью. Кроме того, ККМ являются более технологичными материалами для получения сложнопрофильных, в том числе, крупногабаритных изделий.

Горнодобывающая промышленность. Условия эксплуатации механизмов для этой отрасли характеризуются очень высо-

кой степенью запыленности, возможностью попадания абразивных частиц в зону пар трения и их высокоскоростного контакта с рабочими поверхностями оборудования. Следствием последнего является то, что при эксплуатации, помимо абразивного воздействия, поверхность изделия подвергается микроударным нагрузкам большой силы. Этим во многом объясняются причины недостаточного ресурса монолитной керамики, применяемой в этих изделиях. Альтернативой использованию монолитной керамики могут быть аналогичные изделия из ККМ, обладающие, как минимум, в 2 раза большим коэффициентом вязкости разрушения. Из ККМ могут изготавливаться пары трения транспортеров, плунжера и кольца для водных и масляных шахтных насосов, торцовые уплотнения роликов угольных комбайнов и проходческих машин, насосов для перемещения сухого и жидкого абразивного субстрата, песковые насадки для гидроциклонов и др. [25, 26].

Металлургическая промышленность. Одними из главных требований, предъявляемых к материалам изделий для этой отрасли, является их стойкость к высоким температурам, термическим и механическим ударам, низкая смачиваемость расплавами металлов и др. Этим требованиям в большой мере соответствуют изделия из ККМ. Из этого материала могут изготавливаться сопла и их детали, форсунки, газовые горелки, тепловые экраны, колосниковые решетки, компоненты теплообменников, детали литников, электроды для электродуговых печей, огнезащитные кожухи, вальцы, подшипники, нагреватели, пресс-формы, шиберные затворы, чехлы для термопар, импеллеры для перемешивания расплавов, футеровка печей, тигли, стаканы, трубки и другие детали установок для плавки, непрерывного литья и транспортировки расплавленных металлов, технологическая оснастка для выращивания кремниевых труб, сварки прутков кремния и др. [27-29]. Кроме того, обладая низким коэффициентом линейного термического расширения, ККМ может использоваться как материал технологической оснастки для точного литья, или высокотемпературной пайки, например, теплообменников для автомобилей.

Текстильная и целлюлозно-бумажная промышленности. Основное применение ККМ в текстильной отрасли видится в узлах трения (подшипники, уплотнения) для машин, работающих в особо тяжелых условиях эксплуатации, в частности, в машинах красильно-отделочных производств, в оборудовании цехов кар-

бонизации шерсти, в сушильных машинах волокна и тканей и др., где детали работают в агрессивных средах. Кроме этого, они могут быть использованы и в качестве ните- и тканенаправителей [20]. В целлюлозно-бумажной промышленности рабочим продуктом является бумажная пульпа, измельчённая древесная масса, чёрный щёлок, хлор и целый ряд других компонентов, что требует применения уплотнений, выполненных из материалов устойчивых к воздействию активно-коррозионных сред с наличием абразивных компонентов.

Производство защитных элементов индивидуального и коллективного использования. В настоящее время рынок элементов средств защиты активно развивается. На этом рынке широко используются различные защитные материалы, начиная с материалов на основе органических волокон (типа Кевлар) и металлических сплавов (стали и сплавы титана) и кончая различными неармированными керамиками. Каждый из этих материалов обладает рядом недостатков. Металлические сплавы имеют высокий удельный вес и недостаточную твердость. Керамика – низкую ударную вязкость, что приводит, как правило, к низкой живучести защитного элемента.

Защитные КKM, сочетая в себе высокую твердость керамики с повышенной ударной вязкостью за счет армирования волокнами, обладают повышенной стойкостью к удару и живучестью. Помимо этого, можно выделить следующие основные преимущества элементов защиты из КKM с SiC-матрицей по сравнению с монолитной керамикой: возможность получения плит большого размера; низкий вес защитных систем; возможность подгонки геометрии к имеющимся конструкциям; минимальная модификация несущих рам транспортных средств.

Основные области применения защитных элементов из КKM – это средства защиты индивидуального назначения (бронезилеты), коллективного назначения - транспортных средств (автомобилей, судов и летательных аппаратов), тактическая защита, перекрытия убежищ и др. [30, 31]. Следует отметить, что средства защиты из КKM марки SIGRASIC (SGL Group, Германия) имеют практически высший пятый уровень степени защиты по стандарту STANAG для защиты бронированных машин легкой категории [32].

Литература:

1. Третьяков Ю.Д. Керамика в прошлом, настоящем и будущем // Соросовский образовательный журнал.-1998.- №6. - с.53-59.

2. S. Saito. Fine ceramics // Elsevier: Tokyo. - 1988. - 347 p.
3. Advanced ceramics US industry study with forecast to 2010&2015.-Desember 2006. - 226p.
4. Ceramic Matrix Composites: Technologies and Global Markets.– 2010. 155 p.
5. Hanbook of ceramic composites, Edited by Narottam P. Bansal, Kluwer Academic Publishers. – 2005. - p.554.
6. Кулик В.И., Нилов А.С., Гаршин А.П. Системы торможения на основе фрикционных материалов волокнисто-армированных композиционных материалов с углеродной и керамической матрицей // Порошковая металлургия. Респуб. межвед. сб. науч. тр. - Вып.30. - 2007.- с.83-94.
7. А.П.Гаршин. Карбид кремния. Монокристаллы, порошки и изделия на их основе // СПб.: Изд-во Политехнического ун-та. - 2006. - 124 с.
8. Современные торцевые уплотнения в химическом оборудовании // Насосы новости рынка.- Вып.2(5). - март-апрель 2006.
9. Heidenreich B. Carbon fibre reinforced SiC materials based on melt infiltration // 6th International conference on high temperature ceramic matrix composites, New Delhi, India. – 2007. - 6p.
10. www.compositesworld.com/articles. Wood K. Friction product: carbon fiber stopping power, 2007
11. P.G. Karandikar. A rapid processing method for large, low-expansion, light-weight mirrors.: Precentation on Technology days in the government mirror development, 17-19.08.2004, Huntsville, AI, 22p.
12. Стороженко П.А., Цырлин А.М., Губин С.П., и др. Новые бескислородные пред-керамические полимеры – нано-металлокарбосиланы и нано-размерные наполнители – уникальные материалы для повышения прочности и окислительной стойкости углеграфитов и стабилизации высокопрочной и высокотемпературной керамики // Серия: Критические технологии. Мембраны. – 2005. - №4(28). - с. 68-74.
13. Krenkel W., Heidenreich B., Renz R. C/C-SiC composites for advanced friction systems// Advanced Engineering Materials. 2002. Vol. 4, №7,p. 427-436.
14. Ceramic matrix composites: fiber reinforced ceramics and their applications, Edited W.Krenkel // Wiley-VCH Verlag. – 2008. - p.440.
15. Rosenlocher J., Deizinger G., Waninger R., Munchhof J. High performance brake disks made of fiber reinforced ceramics // Mat.-wiss.u.Werkstofftech. – 2007. -Vol.38. - №11. - p.922-926.
16. Jang G.H., Cho K.H., Park S.B., Lee W.G., Hong U.S., Jang H. Tribological properties of C/C-SiC composites for brake disk // Met. Mater. Int. – 2010. -Vol.16. - №1. - p.61-66.
17. Albers A., Arslan A., Mitariu M. Clutches using engineering ceramics as friction material // Mat.-wiss.u.Werkstofftech. – 2005. Vol.36. №3/4. - p.102-107.
18. Xiao P., Li Z., Xiong X. Preparation, properties and application of C/C-SiC composites fabricated by warm compacted-*in situ* reaction // Journal of material science and technology. – 2010. - Vol.26. - №3. - p.283-288.
19. Hussam Abu El-Hija, Krenkel W., Hugel S. Development of C/C-SiC brake pad for high-performance elevators // International journal of applied ceramic technology. – 2005. - Vol.2. - №2. - p.105-113.
20. www.nabivka.ru/a201.shtml. Богза А.Б. Оценка эксплуатационных свойств деталей пар трения текстильных машин из силицированных графитов - по материалам журнала "Текстильная промышленность".
21. Румянцев В.И., Генусова Т.Н., Сапронов Р.Л., Кожевников А.В. Анализ современных тенденций и перспектив использования керамоматричных материалов в антифрикционных парах трения // Химическая техника. – 2010. - №11.

22. Патент RU 2297992 с датой приоритета 09.08.2005. Композиционный материал и изделие, выполненное из него.
23. Патент RU 93009135 с датой приоритета 17.02.1993 г. Способ изготовления химического герметичного центробежного насоса.
24. Колесников С.А., Кравецкий Г.А., Бухаров С.В. Технология изготовления комбинированных химических реакторов из углерод-керамических композиционных материалов и конструкционного графита // Технология машиностроения. – 2007. - №4(58). - с. 5-8.
25. Гусев В.В., Калафатова Л.П., Молчанов А.Д. Использование технической керамики и ситаллов в узлах трения // Донбасс-2020: наука и техника - производству. Сб. тр. науч.-практ. конф., Донецк. – 2002. – с.5-10.
26. Шагалова О.Н. Обоснование свойств карбидокремниевых композитов для обеспечения износостойкости технологического оборудования // Горный информационно-аналитический бюллетень. – 2010. - №6. - с.119-126.
27. Патент RU 2000123759 с датой приоритета 15.09.2000 г. Композиционный материал и способ его изготовления.
28. Бевз В.Е., Бережная О.Р., Критская Т.В., Скачков В.А. Структура, свойства и применение углеродных материалов и композитов на основе углеродных и карбидокремниевых матриц // Сб. тез. докладов на 2-й Всероссийской конф. по наноматериалам «Нано-2007». – 2007. - с.108.
29. Dolata-Grosz A., Hufenbach W., Sleziona J., Gude M. Design, manufacture and technological verification of SiC/C composite stirrer // Archives of materials science and engineering. – 2009. - Vol.39. - Issue 1. - p.29-37.
30. Heidenreich B., Krenkel W., Lexow B. Development of CMC-materials for lightweight armor // Ceramic engineering and science proceeding. – 2003. - Vol. 24. - Issue 3. - p.375-381.
31. Патент US 2009/0324966 с датой приоритета от 29.11.2004 г. Multilayer armor plating, and process for producing the plating.
32. www.sglgroup.com/.../ballistic...ceramics/index.html

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ Порошковых мишеней из резистивных сплавов при импульсном прессовании

ЛУЧЕНОК А.Р.¹, СМЕРНОВ Г.В.¹, ЛУЧЕНОК А.А.¹, КИРШИНА Н.В.¹,
ГОРЮНОВ А.В.², ФЕДУЛАЕВА Л.В.², РЕЗЧИКОВА И.И.²

¹ *Институт импульсных процессов с опытным производством,
г. Минск, Беларусь*

² *ООО «ЛАБ-3» Зеленоград, г. Москва, Россия*

Введение. В настоящее время из-за высокой трудоемкости и стоимости процесса методы импульсного (взрывного) прессования используются в основном для единичного либо мелкосерийного производства «уникальных» изделий из порошков и порошковых композиций. Одним из таких приложений метода является получение мишеней для вакуумного распыления.

Методы вакуумного напыления находят широкое применение для нанесения функциональных покрытий в различных отраслях промышленности. В качестве источника распыления используют одно или многокомпонентные мишени (катоды), которые должны иметь заданный состав, высокую плотность, химическую чистоту и однородную структуру. Разработано и производится разнообразное оборудование для вакуумного распыления, которое необходимо комплектовать мишенями различных типоразмеров (индивидуально для каждого типа установки).

Применение недорогих взрывчатых веществ, простой однофазовой оснастки для прессования дает некоторые преимущества по сравнению с обычными методами порошковой металлургии: нет потребности в уникальном и дорогостоящем прессовом оборудовании и оснастке, размеры прессуемых изделий ограничены лишь размерами печей для последующего спекания. Возможно получение прессовок высокой плотности из малопластичных порошков и несовместимых в традиционном понимании композиций без использования связующих материалов. Плотность прессовок после импульсного прессования может достигать 90 и более процентов, что минимизирует усадку прессовок при спекании.

При разработке технологических параметров взрывного прессования порошков необходимо обеспечить определенный режим нагружения, позволяющий получить заготовку с заданными свойствами. Чтобы решить эту задачу, необходимо иметь представление о параметрах, влияющих на процесс импульсного прессования.

Исходя из вышеизложенного цель данной работы – провести анализ основных факторов, влияющих на процесс формирования структуры порошковых материалов при импульсном прессовании.

Краткая характеристика процесса импульсного прессования, схемы и методы импульсного прессования. Как правило, при взрывном нагружении используются различные модификации двух схем нагружения: плоской и осесимметричной [1]. В свою очередь они подразделяются на схемы с непосредственной передачей энергии (контактные) и схемы с метанием пластины либо оболочки. По способу подрыва – с плоским либо линейным фронтом детонации. Часто используется схема взрывного прессования, обеспечивающая возможность предварительного подогрева порошка перед нагружением, например

установка «Sawaoka» [2] и ряд других.

Мишени для вакуумного распыления имеют, как правило, плоскую форму (круглые, овальные либо прямоугольные пластины), поэтому для их изготовления применяют различные модификации плоской схемы прессования. На практике наибольшее распространение получили схемы прессования плоских заготовок так называемой «бегущей» волной деформации (с линейным фронтом детонации). Схемы с линейным фронтом детонации обеспечивают большие сдвиговые деформации и, соответственно, большую механическую прочность прессовки, чем схемы с плоским фронтом детонации.

Энергосиловые параметры процесса прессования определяются амплитудой и длительностью импульса давления, которые определяют конечную плотность и качество прессовки.

Большое количество переменных, используемых в реальных процессах прессования (вид ВВ, высота заряда, толщина пуансона и основания, забойка заряда ВВ) значительно осложняют расчет параметров амплитуды и длительности ударноволнового воздействия. Поэтому нами использовалась приближенная оценка энергосиловых параметров импульсного нагружения по данным расчетов для аналогичных условий нагружения компактных тел.

В некоторых случаях целесообразно использовать безразмерные величины, показывающие относительную величину интенсивности ударноволнового воздействия на вещество, например, безразмерный параметр (r) характеризующий относительную величину интенсивности ударноволнового воздействия на вещество [3].

$$r = \frac{\rho_{\text{ВВ}} \cdot H_{\text{ВВ}}}{\rho_{\text{пор}} \cdot H_{\text{пор}}}, \quad (1)$$

где r - безразмерный параметр; $\rho_{\text{ВВ}}$ и $\rho_{\text{пор}}$ - плотность взрывчатого вещества и порошкового тела; $H_{\text{ВВ}}$ и $H_{\text{пор}}$ - высота заряда ВВ и прессуемого порошка соответственно.

Параметр r характеризует подобие полей давления по всему объему материала на фронте ударной волны, что позволяет эффективно оценивать интенсивность ударноволновых процессов в таких многокомпонентных материалах, как пористые среды.

2. Экспериментальная часть. В качестве исследуемого материала были выбраны порошки, полученные путем размола синтезированного в ООО «ЛАБ-3» Зеленоград, Москва, РФ,

резистивного сплава РС 5406К (ГОСТ 22025-76). Все порошки имели осколочную форму.

Ударноволновое нагружение проводилось по плоской схеме с линейным фронтом детонации при $g = 0,5 - 2,5$. Было использовано взрывчатое вещество аммонит № 6 ЖВ со скоростью детонации порядка 4000 м/с. При этом по оценочным данным длительность импульса давления составляла 8 - 110 мкс.

Плотность прессовок определялась по стандартной методике [4].

В результате импульсного прессования были получены прессовки с относительной плотностью 78 – 94 %.

При увеличении амплитуды импульса давления (безразмерного параметра g) плотность прессовок может быть повышена, однако возникает проблема соединения прессовки с основанием и пуансоном в процессе прессования (эффект плакирования). При извлечении такой прессовки из оснастки происходит частичное повреждение поверхностного слоя прессовки (рис. 1) либо полное разрушение спрессованного материала.

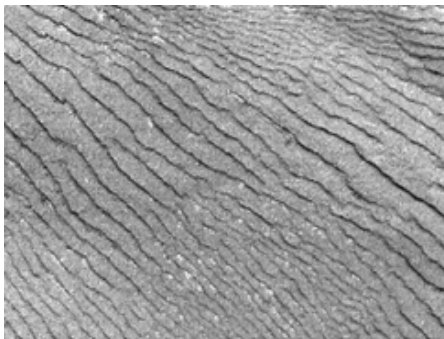


Рис. 1. Макроструктура поверхности пуансона со слоем прессуемого порошка резистивного сплава РС 5406 К

Кроме эффекта плакирования повышение импульса давления увеличивает вероятность образования трещин в прессовках.

Длительность импульса нагружения оказывает значительное влияние на процесс импульсного прессования. Известно [3], что при увеличении длительности импульса давления при нагружении компактных материалов происходит релаксация деформационной структуры металлов к более равновесному состоянию.

При снижении значений длительностей импульса давления волна разгрузки догоняет фронт волны сжатия. Это вызывает нестационарность характеристик ударной волны, что приво-

дит к невозможности получения качественных прессовок. Поэтому диапазон длительностей импульса сжатия, используемых в экспериментах, был ограничен значениями 5 - 45 мкс. Длительность импульса нагружения регулировалась путем изменения параметров заряда ВВ и оснастки при постоянном параметре r . Увеличение длительности импульса давления более 45 мкс затруднено ввиду значительного конструкционного усложнения схемы импульсного нагружения и оснастки.

На основании проведенных исследований определен диапазон длительностей импульса нагружения (30-45 мкс), обеспечивающий получение качественных прессовок оптимальной плотности. Разработана технология подготовки исходной шихты и импульсного прессования хрупких труднопрессуемых материалов на основе силицидов хрома. Исходная шихта отличается большим содержанием крупных (400 – 1600 мкм) частиц.

Структура прессовок полученных из такой шихты представляет собой разнородную каркасную структуру, представляющую собой основу из крупных частиц, промежутки между которыми заполнены мелкими частицами. Такое строение материала обуславливает образование большого числа микродефектов обеспечивающих оптимальное распределение напряжений и значительно уменьшает чувствительность мишеней к термическим нагрузкам. Это позволяет использовать мишени с большой распыляемой площадью, увеличить срок службы мишени, скорость напыления и производительность.

С использованием разработанной технологии освоено производство крупногабаритных мишеней для вакуумного распыления размером до 445 x 125 x 8 мм из различных резистивных сплавов (Рис. 2). Относительная плотность материала мишеней составляет 90 % и более. Макроструктура мишени приведена на рисунке 3.

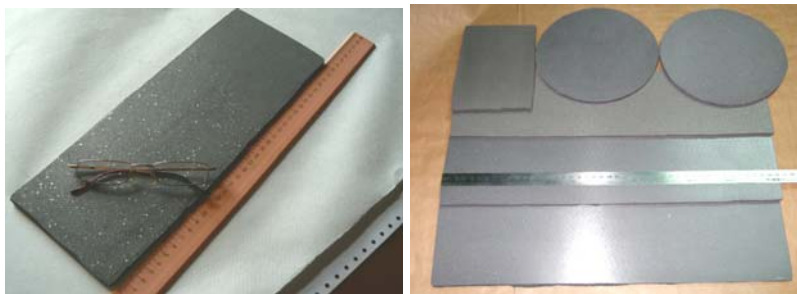


Рис. 2. Экспериментальные образцы мишеней из порошка на основе CrSi_2

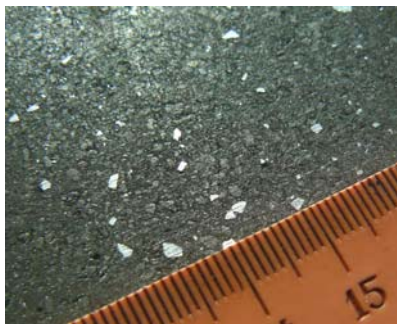


Рис. 3. Макроструктура прессовки из шихты PC5406

Мишени, изготовленные по разработанной технологии прошли апробацию и успешно эксплуатируются на предприятиях Беларуси, России, Польши.

Литература:

1. Анциферов, В.Н. Порошковая металлургия и напыленные покрытия [Текст]: Учебник для вузов / Г.В. Бобров, Л.К. Дружинин, С.С. Кипарисов, В.И. Костиков, А.В. Крупин, В.В. Кудинов, Г.А. Либенсон, Б.С. Митин, О.В. Роман. М., Металлургия, 1987, 792.- Библиогр.: с. 242-249 – 9950 экз.
2. Sawaoka, A.B. Possibilities of Dynamic Technology in Ceramic Industrial Processing /Int. Conf. Explomet-85, Portland. Oregon, 1985
3. Горобцов, В. Г. Разработка и внедрение процессов импульсного нагружения для получения порошковых и композиционных материалов [Текст]: дис. ... д-р техн. наук: защищена 05.10.8: утв. 24.12.86 / Горобцов Валерий Георгиевич.- Минск, 1986. - 265 с. – Библиогр.: с.240 – 265.
4. Бальшин, М.Ю. Основы порошковой металлургии [Текст]: учебное пособие для ВУЗов по специальности «Порошковая металлургия» / М.Ю. Бальшин, С.С. Кипарисов. М., Металлургия, 1978, 360 с. – Библиогр.: с.358-360.- 300 экз.

ТЕРМОСТОЙКИЕ ВЫСОКОПОРИСТЫЕ ЯЧЕЙСТЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ДИАПАЗОНАХ

МАРУКОВИЧ А.И.¹, СМОРЫГО О.Л.¹, ЛЕОНОВ А.Н.²

¹*Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь*

²*Белорусский государственный аграрный технический университет, г.Минск, Беларусь*

Введение. Керамические высокопористые ячейстые материалы (ВПЯМ) нашли широкое применение в качестве фильтров

для расплавов металлов, носителей катализаторов, излучающих элементов инфракрасных радиационных горелок. Эти области применения предполагают эксплуатацию ВПЯМ при повышенных температурах, в условиях термоциклирования и термоударов. Поэтому одним из ключевых параметров, определяющих ресурс работы таких изделий, является термостойкость.

Разрушение керамических материалов в процессе термоциклирования происходит под действием термических напряжений, вызванных температурным градиентом, и происходит в две стадии: зарождения критической трещины (1) и ее роста (2) [1-3]. Для оценки термостойкости керамических материалов в литературе чаще всего используют следующие два критерия [4, 5]:

$$R_1 = \frac{\sigma_b \lambda_T}{\alpha E} \quad (1)$$

$$R_2 = \frac{K_{IC}^2}{2\sigma_b(1-\mu)} \quad (2)$$

где R_1 , R_2 - критерии термостойкости; σ_b - предел прочности, Па; λ_T - коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К); α - тепловой коэффициент линейного расширения, K^{-1} ; E - модуль упругости, Па; K_{IC} - критический коэффициент интенсивности напряжения, $Па \cdot м^{1/2}$; μ - коэффициент Пуассона, мм/мм.

Из уравнений (1) и (2) видно, что условия для зарождения трещины в керамических материалах определяются их физико-механическими свойствами и теплофизическими свойствами (R_1), а условия для катастрофического роста трещины зависят от способности микроструктуры противостоять ее распространению (R_2). Поэтому существуют два концептуальных подхода к созданию термостойких керамических материалов. Первый – синтез материалов с высоким значением R_1 , который обеспечивается в основном низким ТКЛР [2-4]. В результате устраняются предпосылки образования термических трещин при термоциклировании. Второй – создание в материале микроструктуры, которая эффективно тормозит рост критической трещины [3, 4]. Известным способом создания такой микроструктуры – создание в керамических материалах фрагментарной структуры, которая эффективно препятствует распространению термических трещин. Однако, создание в керамическом материале фрагментарной структуры приводит к катастрофическому снижению механической прочности изделий [3, 4], что недопустимо при создании высокопористых ячеистых керамических материалов. Другой

способ – использование метастабильных фаз, переходящих (с увеличением объема) в новую более стабильную фазу под действием движущейся трещины. Возникающие при этом сжимающие напряжения, останавливают распространение термической трещины [3], не позволяя ей превратиться в катастрофическую. Такой механизм упрочнения эффективно реализован в материалах на основе частично стабилизированного диоксида циркония [3]. Однако, высокая стоимость изделий из диоксида циркония, делает целесообразным их применение только в случаях, когда невозможно применение более дешевых материалов.

Цель настоящей работы – сравнительный анализ (критериальный и экспериментальный) разных оксидных керамических материалов, которые могут быть использованы для изготовления термостойких пористых изделий со структурой ВПЯМ.

Методы исследований. Прочность и модуль упругости при статическом трехточечном изгибе определяли по ГОСТ 473.8 - 81 и ГОСТ 9900 - 85 скорость нагружения составляла 0.5 мм/мин. Пикнометрическую плотность материалов определяли по ГОСТ 27700 - 88 методом гравиметрического взвешивания в среде этилового спирта. Пористость высокопористых ячеистых материалов определяли по ГОСТ 24468 - 80. Температурный коэффициент линейного расширения определяли по СТП 231-5.06 - 2003 [6]. Теплопроводность определялась на приборе ИТ-λ-400 по ГОСТ 12170 - 85. Фазовый состав определяли методом РФА на дифрактометре «ДРОН - 3». Термостойкость определяли по методике МИ 012/2006 [7]. Термомеханические свойства исследуемых материалов определяли по СТП 231 - 5.01 - 98 [7].

Синтез материалов и результаты исследований. Анализ научно-технической литературы [1-5] показал, что перспективными керамическими материалами для создания ВПЯМ с повышенной термостойкостью являются композиции на основе эвкрипитита, кордиерита, муллита (материалы с низким значением ТКЛР), а также материалы на основе стабилизированного диоксида циркония (обеспечивает трансформационное торможение термической трещины).

Литиевую керамику (эвкрипитит) синтезировали из природных минералов (глина веселовская, каолин просяновский, кварцевый песок) и карбоната лития. Компоненты смешивали в соотношении, соответствующем стехиометрическому составу эвкрипитита. Экспериментальные образцы формовали из исходных компонен-

тов, без предварительного синтеза эвкрипитита. Синтез и спекание проводили при 1250 °С, 1 ч. По данным РФА содержание эвкрипитита в полученном материале составило более 90 %.

Керамические материалы на основе кордиерита синтезировали из смеси порошков оксида алюминия, каолина просяновского, глины веселовской, магнезита и талька в стехиометрическом соотношении. Синтез и спекание проводили при 1350 °С, 1 ч. Содержание кордиерита в полученном материале по данным РФА составило около 80 %.

Керамические материалы на основе муллита формовали из предварительно синтезированного порошка муллита и спекали при 1600 °С, 1 ч. Порошок муллита синтезировали из смеси $Al_2(OH)_3$ (75 масс. %) и H_2SiO_3 (25 масс. %) при 1400 °С, 1 ч. РФА показал, что содержание муллита в порошке составляло более 98 %.

Керамические материалы на основе диоксида циркония (YSZ) изготавливали из промышленного порошка диоксида циркония стабилизированного в тетрагональной фазе 10 масс. % оксида иттрия, спекание проводили при температуре 1600 °С и изотермической выдержке 1 ч.

Свойства материалов и рассчитанные значения параметров R_1 и R_2 приведены в таблице 1.

Таблица 1

Физико-механические и структурные свойства, влияющие на термостойкостью керамических материалов

Материал	Содержание основной фазы, С, %	П, %	σ , МПа	Е, ГПа
Экрипитит	90	20	52±3	47±5
Кордиерит	80	24	76±5	68±8
Муллит	>98	27	72±7	62±8
Муллит/YSZ	70/30	13	140±8	124±8
YSZ	100	12	250±8	158±8

Материал	$\alpha \cdot 10^6$, K^{-1}	λ Вт/(м·К)	K_{1C} , МПа м ^{1/2}	R_1	R_2
Экрипитит	-0.5±0.1	0.58	—	-1.3	—
Кордиерит	2.4±0.1	1.80	—	0.84	—
Муллит	4.1±0.1	2.80	1.4±0.2	0.79	0.018
Муллит/YSZ	4.8±0.1	2.32	2.9±0.2	0.55	0.040
YSZ	9.5±0.1	1.28	4.4±0.2	0.21	0.052

Из полученных керамических материалов были изготовлены экспериментальные образцы ВПЯМ дублированием пенополиуретана по технологии, описанной [8]. Пористость полученных образцов ВПЯМ составляла 80±2 %.

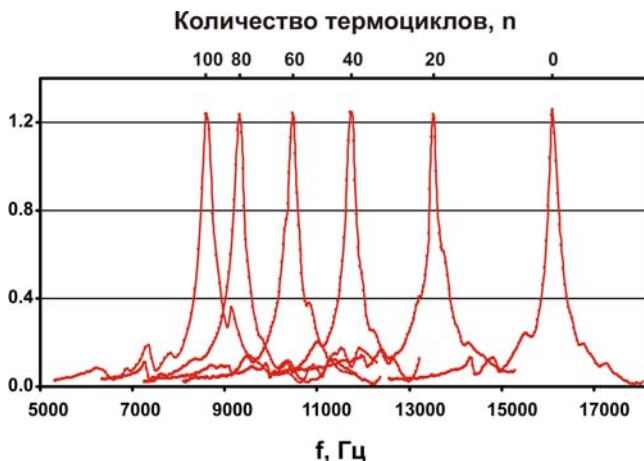


Рис. 1. Изменение резонансной частоты собственных колебаний ВПЯМ на основе муллита при термоциклировании

Исследование термостойкости разработанных керамических ВПЯМ проводилось резонансно-акустическим методом, который основан на взаимосвязи механических свойств (предел прочности, модуль упругости) экспериментальных образцов с их резонансной частотой собственных колебаний. Сущность метода заключается в определении относительного изменения резонансной частоты собственных колебаний (f/f_0) экспериментальных образцов. За термостойкость керамического материала принимали количество термоциклов, при котором происходило 50 % снижение резонансной частоты собственных колебаний исследуемого образца. Экспериментальные образцы термоциклировали по режиму: нагрев с 20 °С до 900 °С, с последующим охлаждением на воздухе до 20 °С. На рисунке 1 показаны результаты измерений резонансной частоты собственных колебаний ВПЯМ на основе муллита при термоциклировании. Зависимости относительного изменения частоты собственных колебаний от числа термоциклов для всех исследованных материалов приведены на рисунке 2. Термостойкость исследованных материалов представлена в таблице 2.

В целом было установлено, что существует очевидная корреляция между изменением физико-механических свойств керамических ВПЯМ и величиной критериев термостойкости (R_1 и R_2).

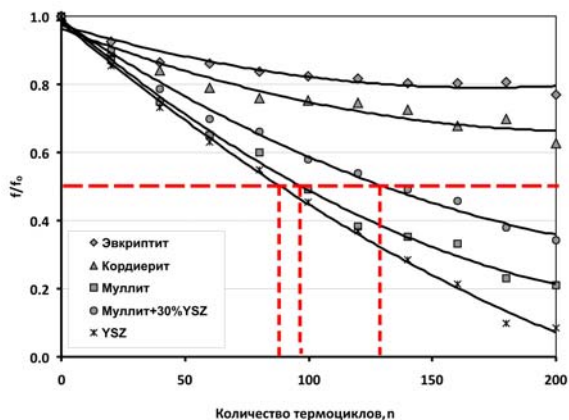


Рис. 2. Относительное изменение резонансной частоты исследуемых материалов в зависимости от количества термоциклов

Однако, помимо термостойкости, необходимо учитывать не менее важный параметр – максимально возможную температуру эксплуатации.

Температуру эксплуатации определяли на установке для исследования термомеханических свойств керамических материалов, за рабочую температуру керамических материалов принимали температуру, при которой скорость устоявшейся ползучести составляла 0.01 ч^{-1} при нагрузке на образец 0.2 МПа [5].

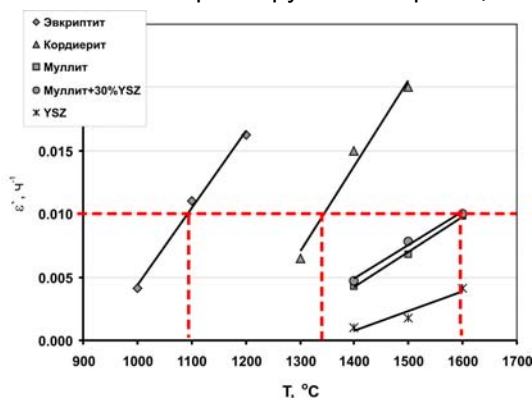


Рис. 3. Скорость ползучести исследуемых материалов

На рисунке 3 представлены зависимости скорости высокотемпературной ползучести исследуемых материалов от темпе-

ратуры, в таблице 2 – приведены максимальные температуры эксплуатации.

Таблица 2

Эксплуатационные характеристики термостойких высокопористых керамических материалов

Материал	Термостойкость, п, шт	Рабочая температура, Т, °С	R ₁	R ₂
Экрипит	>200	1100	-1.3	–
Кордиерит	>200	1340	0.84	–
Муллит	100	1600	0.79	0.018
Муллит/YSZ	136	1600	0.55	0.040
YSZ	90	>1700	0.21	0.052

Анализ полученных результатов позволил установить, что наилучшие показатели термостойкости достигнуты на ВПЯМ из эккрипита и кордиерита. Эти материалы синтезируются при низких температурах из недорогого природного сырья, но температуры их применения ограничены. Такие материалы как муллит и диоксид циркония более дороги из-за высоких температур спекания, а порошок YSZ помимо прочего является дорогим сырьем. Тем не менее, несмотря на худшие показатели термостойкости, именно эти материалы могут быть рекомендованы для изготовления термостойких ВПЯМ с высокими температурами эксплуатации (выше 1400 °С).

Литература:

1. Кобл, Р.Л. Разрушение поликристаллической керамики [Текст]/ Р.Л. Кобл, Н.М. Парак// Разрушение – 1976 – Т. 7. – Ч. 1. – С. 223-296 – библиогр.: с. 296.
2. Кайнарский, И.С. О термической стойкости огнеупоров – Сб. трудов УНИИО [Текст]/ И.С. Кайнарский, Э.В. Дегтярева – М.: – 1960 – Вып. 4 – С. 5-17 – библиогр.: с. 17.
3. Эванс, А.Г. Конструкционная керамика [Текст]/ А.Г. Эванс, Т.Г. Лэнгдон //М.: Металлургия – 1980 – 256 с. библиогр.: с. 240–256.
4. Стрелов, К.К. Анализ современных подходов к оценке термостойкости хрупких материалов [Текст]/ К.К. Стрелов, Г.А. Гогот, Г.И. Третьяченко// Проблемы прочности – 1974 – №6 – С. 17-23.– библиогр.: с. 23
5. Кашеев, И.Д. Испытание и контроль огнеупоров [Текст]/ И.Д. Кашеев, К.К. Стрелов// М.: Металлургия – 2003. – 286 с.– библиогр.: с. 286.
6. Леонов, А.Н. Автоматизированная установка многофункционального назначения для исследования термомеханических свойств материалов при температурах до 1600 °С/ А.Н. Леонов, А.И. Марукович, А.Н. Ромашко// Каталог приборов, комплексов и устройств, разработанных по ГНТП «Приборы для научных исследований»/ Минск, 2005. – С. 43-45.
7. Сморяго, О.Л. Новые приборные комплексы для исследования эксплуатационных характеристик пористых проницаемых материалов [Текст]/ О.Л. Сморяго, А.Н. Леонов, А.И. Марукович, В.А. Микуцкий// Респ. межвед. сборник «Порошковая металлургия», Минск, 2009.- Вып. 32.- С 180-193.
8. Леонов, А.Н. Высокопористая проницаемая пенокерамика [Текст]/ А.Н. Леонов, О.Л. Сморяго, В.К. Шелег// Мн: 1995. – 22 с.

НАНОПОРИСТЫЙ ОКСИД АЛЮМИНИЯ КАК ОСНОВА КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

МУХУРОВ Н.И., ГАСЕНКОВА И.В.

*Институт физики НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь,
тел.: (+375 17) 281-32-30, e-mail: n.mukhurov@ifanbel.bas-net.by*

Одним из возможных композиционных материалов, применяемых для создания устройств и технических систем, функционирование которых определяется наноструктурой, является анодный оксид алюминия (АОА) [1]. Получаемый электрохимическим окислением алюминия в кислотных электролитах, такой материал обладает большими потенциальными возможностями. Плёнки АОА имеют регулярную периодическую структуру нанопор, перпендикулярных поверхностям подложки (рис. 1). При этом диаметр пор и расстояние между ними можно регулировать в широких пределах (от 10 нм до сотен нм) путём выбора технологического процесса (рис. 2). АОА имеет высокие электромеханические параметры. Детали из него обладают прецизионной точностью, планарной и объёмной конфигурациями с глухими и сквозными отверстиями, пазами, углублениями. Технологический процесс базируется на интегральных методах и основан на электрохимических операциях выращивания и травления оксида и алюминия с последующим нанесением тонких металлических покрытий. Разнообразие форм деталей из АОА обуславливает возможность создания различных микродатчиков с широким диапазоном функциональных возможностей.

Повышенный интерес в последнее время к исследованию методов формирования пористого АОА, изучению его элементного и фазового состава, оптических и электрофизических свойств, его модификации путем осаждения металлических и полупроводниковых материалов в поры обусловлен перспективностью применения в нано- и оптоэлектронике (рис. 3). АОА используется при создании фотонных [2] и оптоэлектронных структур [3], микромеханических систем [4], датчиков различного назначения [5]. Регулярная периодическая структура пор мембран из оксида алюминия позволяет использовать его в качестве масок при изготовлении наноматериалов и наноструктур [6].

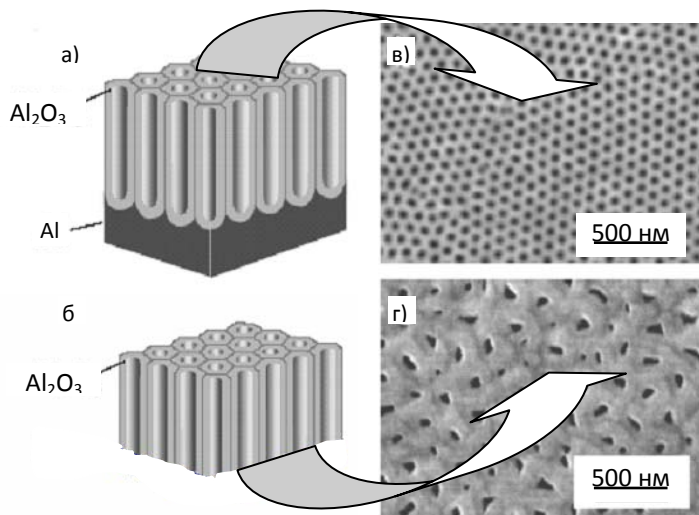


Рис. 1. Схематическое изображение самоорганизующейся структуры анодного оксида алюминия: на алюминии (а), без алюминиевой основы (б) и микрофотографии его поверхностей как нанокapиллярных систем: с пористой стороны (в), и стороны с плотным слоем оксида и вскрытыми порами (г)

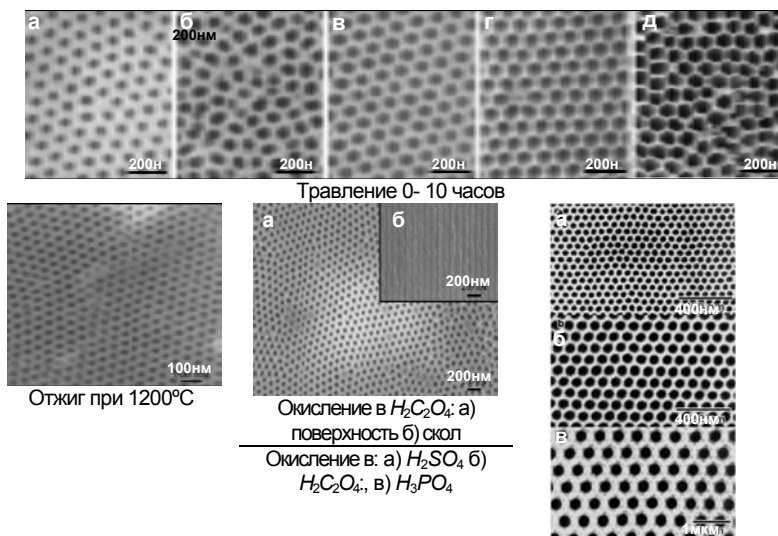


Рис. 2. Возможности управления размером пор АОА

Известны основные режимы анодирования металлов – гальваностатический (постоянного тока), потенциостатический (постоянные величины потенциалов) и комбинированный (в начале процесса гальваностатический, а затем потенциостатический) [7]. К числу факторов, влияющих на однородность и формируемый профиль плотных оксидов и пористого типа, относится состав, концентрация электролита, температура электролита при анодировании, электрические режимы анодирования [8].

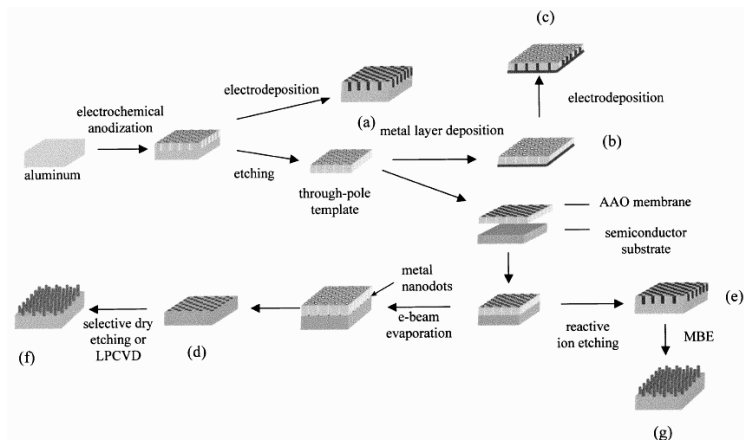


Рис. 3. Схематическое представление процесса формирования двумерных структур: (a) AAO шаблон для гальванопластики (b), заполнение AOA электроосаждением (c), металлические столбики в AAO шаблоне, (d) система металлических квантовых точек на полупроводниковой подложке, (e) мембрана, (f) система металлических наностолбиков на полупроводниковой подложке, (g) гетероструктуры на квантовых точках.

В последнее десятилетие количество работ для различных направлений науки и техники, прежде всего области нанотехнологий, с использованием AOA выросло до десятков тысяч. Около сотни известных научных коллективов, групп и отдельных исследователей обратили свое внимание на уникальность AOA и предложили свои варианты построения и создания конструкций, базирующихся как на нанопористом носителе из AOA, так и на тонких пленках оксида алюминия с периодической системой нанопор. В качестве примеров можно привести следующие варианты.

1. Структуры с тонкими пленками AOA.

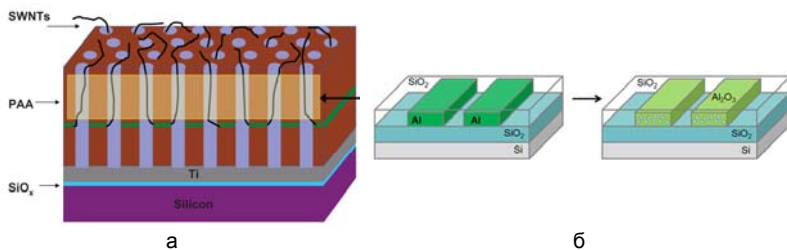


Рис. 4. Периодические нанопористые структуры из АОА на кремниевой подложке: а) для направленного роста углеродных нанотрубок, б) для построения различных сенсоров

2. Нанопористые молекулярные мембраны из АОА

3. Нанопористые матрицы из АОА как растворимые штампы для создания фотонных кристаллов

4. Модифицирование нанопористых матрицы из АОА как чувствительные элементы сенсоров

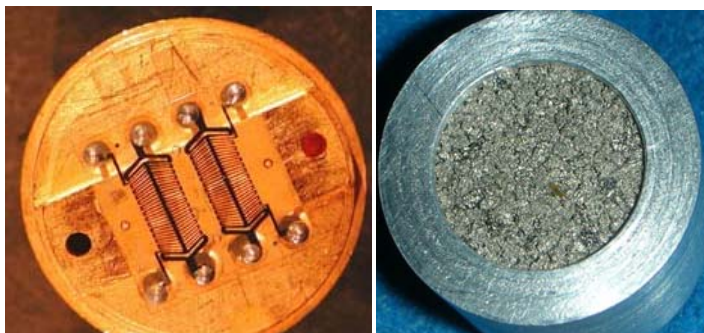


Рис. 5. Высокостабильный селективный микросенсор концентраций водорода в широком диапазоне

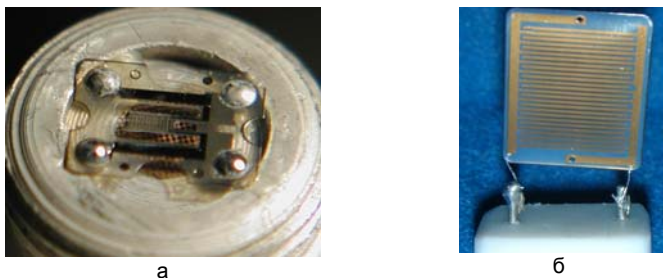


Рис. 6. Микросенсоры: (а) концентраций озона на основе тонкой полупроводниковой пленки NiO , (б) влажности на $\gamma-Al_2O_3$

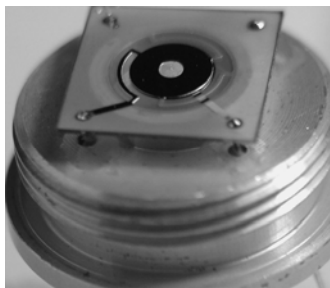


Рис. 7. Прототип сенсора вибрации

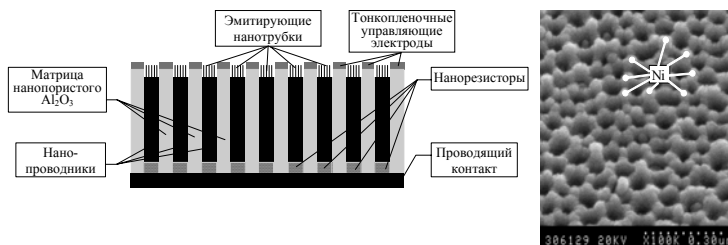


Рис. 8. Схематическое изображение перспективных полевых микросистем с автоэмиттерами на основе нанопористой матрицы из АОА (Пат. 8348 РБ)

5. Функциональные материалы на основе нанопористых матриц из АОА.

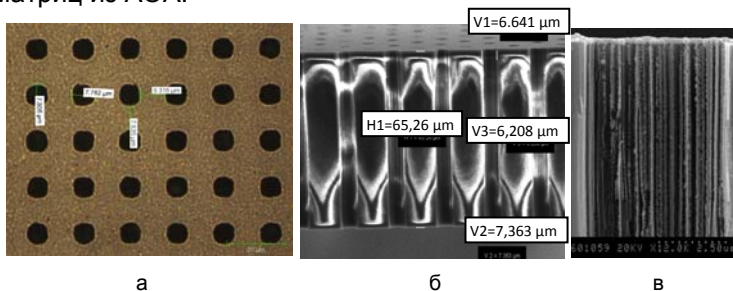


Рис. 9. Периодическая система прецизионных микропор в АОА (а,б), осажденные в порах никелевые наностержни, средний диаметр – 60 нм (в).

5. Фотоимпринтинг (запечатление) процесс на основе нанопористых матриц из АОА.

6. Биосенсоры на основе нанопористых матриц из АОА.

7. Интегральные миросхемы.

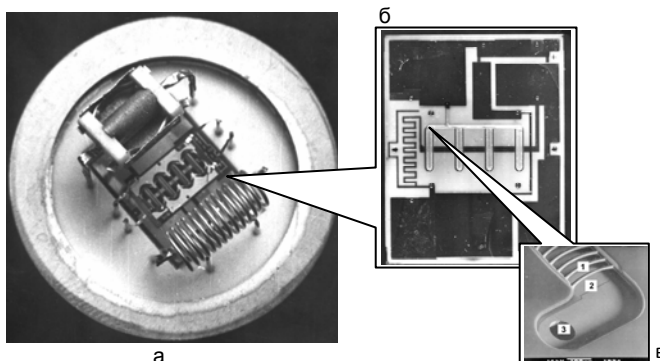


Рис. 10. Вакуумная интегральная микросхема с термоэмиттерами (а) на подложках из АОА (б) с объемным микрорельефом (в)

Модифицирование периодических нанопористых структур пленок и подложек из АОА проводится отжигом в окислительной и восстановительной средах в диапазоне температур 400-1000°C, введением в электролит в процессе анодирования различных добавок, заполнением пор проводящими, полупроводниковыми, диэлектрическими компонентами или смесями их, в том числе и с последующей термообработкой, организацией фотолитографическим методом локальных участков с отличными от других областей свойствами.

При сравнении с другими технология на основе самоорганизующегося роста оксида алюминия имеет безусловную перспективность для формирования матриц нанокапиллярных систем применительно к требованиям для высококачественных магнитных и магнитооптических материалов.

Литература:

1. Л.М. Лыньков, Н.И. Мухуров. Микроструктуры на основе анодной алюмооксидной технологии. - Мн.: УП "Бестпринт", 2002. - 216с.
2. Головань Л.А., Тимошенко В.Ю., Кашкаров П.К. УФН. 2007, 177, №6, 619.
3. Takayama O., Cada M. *Appl. Phys. Lett.* 2004, 85, 1311.
4. Мухуров Н.И. Алюмооксидные микро- наноструктуры для микроэлектромеханических систем. - Мн.: Бестпринт, 2004. - 166с.
5. Мухуров Н.И., Ефремов Г.И., Куданович О.Н., Устройства микромеханики и микросенсоры на нанопористом анодном оксиде алюминия. - Мн.: Бестпринт, 2005. - 118с.
6. Mei X., Kim D., Ruda H.E., Guo Q.X. *Appl. Phys. Lett.* 2002, 81, 361.
7. Юнг Д. Анодные окисные пленки. - Л.: Энергия, 1967. - 232с.
8. Томашов Н.Д., Тюкина М.Н., Заливалов Ф.П. Толстослойное анодирование алюминия и его сплавов. - М.: Машиностроение, 1968. - 156с.

МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ

НИСС В.С., ГОЛУБЦОВА Е.С.

*Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, тел.: (+375 17) 296-67-22, e-mail: niss@metolit.by*

Современное развитие технологии диктует необходимость создания материалов, способных работать в экстремальных условиях, зачастую сочетающих перепад высоких температур, механические нагрузки, наличие агрессивных сред. Наиболее перспективным для применения в такого рода условиях являются керамические композиционные материалы на основе нитрида кремния благодаря их способности к сохранению высокой механической прочности при температурах 1400-1600°C, стойкости к термоударам и агрессивным средам.

В ходе разработки новых керамических материалов важным инструментом исследований является микроструктурный анализ. При этом, вследствие хрупкости, пористости, химической стойкости материала, процесс изготовления шлифов из керамики имеет определенные трудности и особенности по сравнению с металлами. Он включает операции автоматической резки, шлифовки, полировки. В таблице представлены некоторые условия и режимы изготовления шлифов из нитрида кремния [1].

Для получения поликристаллических материалов на основе нитрида кремния используют процессы, в которых массоперенос активизируется прохождением физико-химических реакций с участием газовой или жидкой фазы. Эта фаза создается введением активирующих добавок, образованием твердых растворов этих добавок в Si_3N_4 , сложных оксинитридных фаз, а также давлением.

Условия формирования нитридкремниевых материалов на связках всецело зависят от фазового состава, причем связки могут вводиться в процессе азотирования кремния, одновременно являясь катализаторами спекания и в процессе спекания нитрида кремния, создавая непрерывный каркас.

Конструкционную керамику на основе нитрида кремния как правило, получают способами реакционного спекания, спеканием без приложения давления, спеканием под давлением, горячим прессованием и горячим изостатическим прессованием.

Таблица

Условия и режимы изготовления керамических шлифов

Процесс	Основа	Размер алмазного зерна, мкм	Жидкость	Скорость,	Давление, Н	Время, мин
Шлифование	Алмазный диск	65	Вода	300	~180	До получения гладкой поверхности
	Алмазный диск	20	Вода	300	~180	5-10
Тонкое шлифование	Композитный диск	6	Спиртосодержащая	300	~100	5-15
Полирование	Пеллон	6		150	~150	15-120
	Жесткая синтетика	3		150	~120	15-120
	Жесткий шелк	1		150	~90	5-10
Тонкое полирование	Волокнистое покрытие	Суспензия SiO ₂		150	~50	0,5-5

Реакционноспеченный нитрид кремния получают из порошковой шихты за счет прохождения в процессе спекания физико-химических реакций между кремнием и азотом с образованием нитрида кремния в интервале температур 1200-1400°C в атмосфере H_2/N_2 . Из-за использования железа в качестве катализатора в этом способе спекания образуются силициды железа, которые в оптическом световом микроскопе видны как металлические включения. Несмотря на то, что протекающая химическая реакция сопровождается объемным расширением, плотной керамики не удастся получить. Пористость может составлять от 5 до 15%. На рисунке 1 представлена нетравленная микроструктура керамики на основе нитрида кремния, полученной реакционным спеканием.

В качестве активирующих добавок используют MgO , Al_2O_3 , Y_2O_3 и Me_2O_3 (оксиды редкоземельных металлов) или смеси этих материалов. Полированная поверхность образца спеченного нитрида кремния с незначительной пористостью и включениями силицидов показана на рисунке 2.

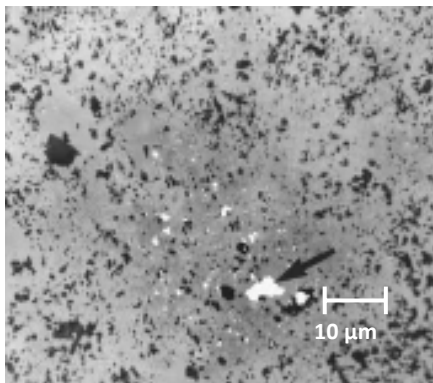


Рис. 1. Микроструктура реакционно-спеченного нитрида кремния. Нетравленная поверхность образца содержит силициды (показаны стрелкой) и поры (темные участки)

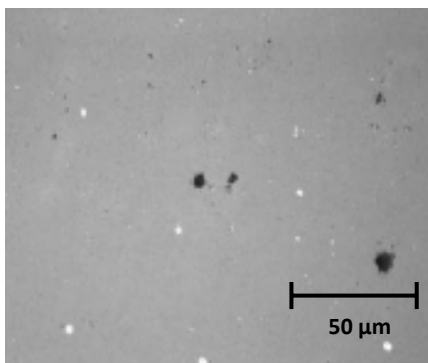


Рис. 2. Нетравленная поверхность образца нитрида кремния, полученного спеканием под давлением. Силициды железа белого, поры – черного цвета. Пористость намного меньше по сравнению с образцом, представленным на рисунке 1, полученным реакционным спеканием

Цель использования Si_3N_4 и выбор условий спекания определяются количеством и типом активирующих добавок. В процессе спекания они образуют межзеренные фазы, которые оказывают значительное влияние на свойства материала. Рисунки 3 и 4 иллюстрируют микроструктуры нитридкремниевой керамики, полученной спеканием без давления и горячим изостатическим прессованием, выявленные травлением поверхности образцов фосфорной кислотой (H_3PO_4 , 85%). Различное количество межзеренной фазы, образуемой активирующими добавками в структуре этих образцов, становится видимым при растворении границ зерен за счет химических реакций при травлении (большие темные участки между границами (рис. 3)).

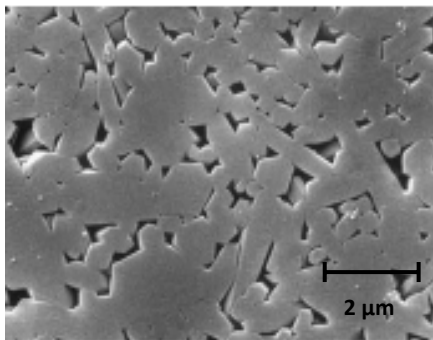


Рис. 3. Поверхность спеченного нитрида кремния, полученного спеканием без давления после травления фосфорной кислотой при 250 °С в течение 30 мин. Стеклофаза на границах зерен Si_3N_4 растворяется травителем (СЭМ)

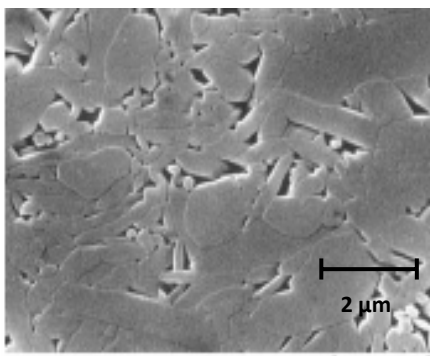


Рис. 4. Структура поверхности спеченного нитрида кремния, полученного горячим прессованием после травления фосфорной кислотой при 250 °С в течение 30 мин. Объемная фракция межзеренной фазы меньше по сравнению с нитридом кремния, полученного спеканием без давления (СЭМ)

На рисунках 5 и 6 представлены микроструктуры нитрида кремния, полученного спеканием под давлением (рис. 5) и горячим изостатическим прессованием (рис. 6), выявленные плазменным травлением, где вытраивается матричная фаза – Si_3N_4 , а не межзеренная фаза.

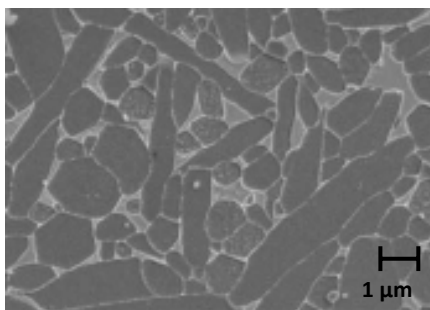


Рис. 5. Микроструктура нитрида кремния, полученного спеканием под давлением с типичными иглообразными кристаллитами Si_3N_4 , выявленных плазменным травлением. Серые участки – зерна матрицы Si_3N_4 , более светлые участки – межзеренная фаза

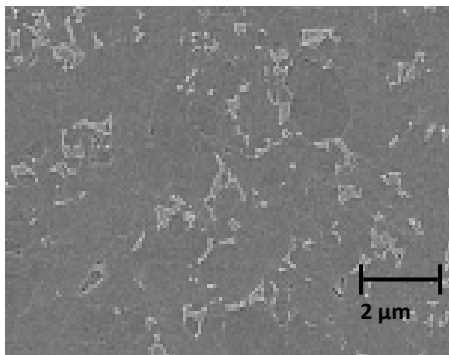


Рис. 6. Микроструктура нитрида кремния, полученного горячим изостатическим прессованием, выявленная плазменным травлением. Структура имеет более равноосные границы и меньше межзеренной фазы по сравнению со структурой нитрида кремния, полученного спеканием под давлением (СЭМ)

При больших увеличениях видно, что кристаллографические ориентации в микроструктуре нитрида кремния, полученного горячим изостатическим прессованием, избирательны к травлению (рис. 7). Некоторые зерна нитрида кремния вытравливаются сильнее других. В подтверждение этому аналогичный образец подвергался травлению в расплавленном NaOH при 320 °C в течение 2 мин (рис. 8).

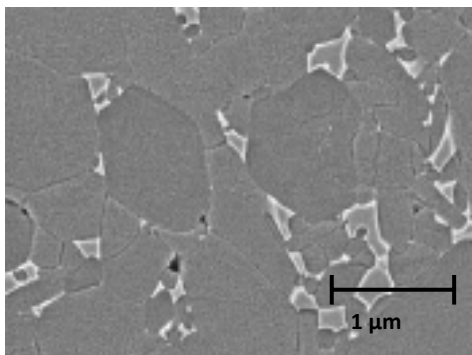


Рис. 7. Микроструктура нитрида кремния, полученного горячим изостатическим прессованием, выявленная плазменным травлением (показан участок с имеющимися микропорами) (СЭМ)

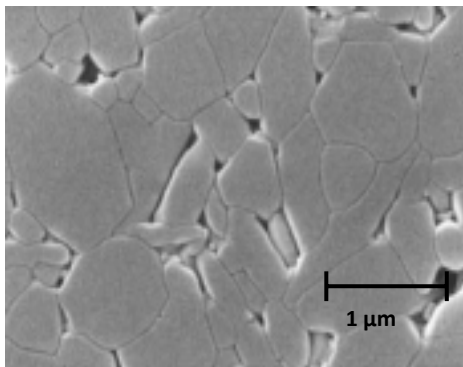


Рис. 8 - Микроструктура нитрида кремния, полученного горячим изостатическим прессованием, выявленная травлением в расплавленном NaOH при 320 °С в течение 2 мин. Стеклофаза между зернами Si_3N_4 выявлена данным реактивом. Однако межзеренную пористость невозможно выявить данным реактивом (СЭМ)

Таким образом, расплав NaOH выявляет границы зерен, а метод плазменного травления – матрицу. После плазменного травления границы зерен остаются нетронутыми, и остаточная пористость остается невыявленной [2].

Для подготовки керамического образца, в данном случае на основе нитрида кремния, необходимо иметь информацию о способе изготовления материала, поскольку она дает важную информацию об ожидаемой пористости, размерах зерен, примесях и т.п. Эти особенности микроструктуры оказывают существенное влияние на способ подготовки образца для изучения микроструктуры полученного материала.

Литература:

1. U.Täffner, V. Carle, U.Schäfer, F.Predel, and G.Petzow, Ceramography of High Performance Ceramics:Description of the Materials, Preparation, Etching Techniques, and Description of the Microstructure – Part V, Silicon Nitride, Pract. Metallogr., Vol.28, 1991, p.592-610.
2. U.Täffner, M.J. Hoffmann, and M. Krämer, A Comparison of Different Physical-Chemical Methods of Etching for Silicon Nitride Ceramics, Pract. Metallogr., Vol.27, 1990, p.385-390.

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМ МЕТАЛЛ – НАНОСТРУКТУРЫ УГЛЕРОДА В УЗЛАХ ТРЕНИЯ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ

ПАСОВЕЦ В.Н.¹, КОВТУН В.А.²

¹УО «Гомельский инженерный институт» МЧС РБ, г. Гомель,
Беларусь, тел.: (+375 232) 460995, e-mail: pasovets_v@mail.ru

²Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого
НАН Беларуси, г. Гомель, Беларусь, тел.: (+375 232) 774638,
e-mail: vadimkov@ya.ru

Введение. Перспективы развития различных отраслей промышленности напрямую зависят от уровня разработки и внедрения новых материалов с заданным комплексом свойств, которые могли бы обеспечить необходимую надежность различных деталей машин и механизмов. Достижение высоких служебных характеристик изделий является одной ключевой инженерно-технической задачей [1].

Традиционно применяемые металлические и неметаллические материалы в значительной мере достигли своего предела конструктивного применения. Вместе с тем развитие современной техники требует создания материалов, надежно работающих в сложной комбинации силовых и температурных полей, при воздействии агрессивных сред, излучений, глубокого вакуума и высоких давлений. Зачастую требования, предъявляемые к материалам, могут носить противоречивый характер. Решение этой задачи можно осуществить путем использования композиционных материалов [2].

Композиционные материалы на основе металлической матрицы, получаемые методами порошковой металлургии, широко используются в промышленности, в том числе в узлах трения сельскохозяйственной техники и оборудования стройиндустрии. Однако тяжелые условия эксплуатации требуют увеличения механических и триботехнических свойств таких материалов. Перспективным путем решения данной проблемы является разработка композитов, содержащих в своем составе наноразмерные компоненты в качестве антифрикционной и дисперсно-упрочняющей добавок. В частности применение наноструктур углерода в технологиях инженерии композитов обеспечит качественно новый уровень служебных характеристик материалов,

работающих в экстремальных условиях сухого трения, за счет повышения твердости, модуля упругости, снижения коэффициента трения, интенсивности изнашивания и шероховатости поверхности [3, 4].

Однако применение очищенных углеродных нанотрубок, луковичных наноструктур углерода и т.д. для узлов трения крупногабаритных машин и механизмов является необоснованным. Наиболее перспективным направлением применения наноструктур углерода является их использование без предварительного выделения в виде комбинированного углеродного наноструктурного наполнителя, который представляет собой двухкомпонентные композиции: 20 % УНТ + 80 % ЛНУ, полученные после пиролиза бензола в разных температурных зонах реакционного пространства, с содержанием УНТ и ЛНУ не менее 95 % .

Материалы опытно-промышленной апробации. В качестве объекта опытно-промышленной апробации выступали композиционные износостойкие покрытия на основе медной матрицы (ПМС-1 ГОСТ 4960-75) с содержанием 6 мас. % порошка никеля ПНЭ-1 ГОСТ 9722-79 и 0,07 мас. % углеродного наноструктурного наполнителя.

Приготовление порошковых композиций при создании покрытий осуществляли путем механоактивации составляющих компонентов в опытном устройстве для смешивания и активации порошковых материалов в течение 60 минут и предварительного подогрева перед началом процесса спекания [5, 6].

Покрытия из композиционного порошкового материала на основе систем металл – наноструктуры углерода получали методом электроконтактного спекания на установке, выполненной на базе машины контактной сварки МШ-3207 с роликовыми электродами [7]. В качестве металлической основы использовалась стальная лента из стали 45 ГОСТ 1050-88, а в качестве материала покрытия – порошковая система на основе металлической матрицы и комбинированного углеродного наноструктурного наполнителя (КУНН). Триботехнические и физикомеханические характеристики разработанных материалов приведены в таблице.

Композиционные материалы для самосмазывающихся подшипников скольжения получали согласно комплекту документов на технологический процесс получения стальной полосы с износостойким покрытием ТП 40008498.01171.000095 и техническим условиям ТУ ВУ 40008498.219-2009.

Таблица

Триботехнические и физико-механические характеристики применяемых порошковых покрытий [8]

Характеристика	Значение
Коэффициент трения	0,13 – 0,14
Интенсивность изнашивания, мкм/км	0,06 – 0,07
Предел прочности при сжатии, МПа	256 – 264
Микротвердость, МПа	1420 – 1515
Пористость, %	3 – 4

Результаты испытаний и их обсуждение. Разработанные композиционные материалы с наноструктурами углерода были испытаны на комбайнах ДОН-1500, эксплуатируемых в сельскохозяйственных предприятиях. Проведенные натурные испытания в полевых условиях показали, что после сезона эксплуатации комбайнов ДОН-1500 на уборке зерновых культур с использованием подшипников скольжения вместо подшипников качения коленчатых валов шнековых транспортеров и цапф мотопил жаток наблюдается лишь незначительный износ. При этом выработки на поверхностях вкладышей подшипников скольжения не обнаружено. Общий ресурс работы подшипников скольжения коленчатых валов шнековых транспортеров и цапф мотопил составляет не менее 2 сезонов.

Применение композиционных износостойких материалов в качестве самосмазывающихся подшипников скольжения цапф мотопил и коленчатого вала шнекового транспортера жатки в зерноуборочных комбайнах ДОН-1500 позволило получить экономический эффект в процессе эксплуатации данной сельскохозяйственной техники.

Производственные испытания изготовленных подшипников проводились также в узлах трения механизмов управления погрузчиков «Балканкар Рекорд ДВ 1792.33» и «Балканкар Рекорд ДВ 1661.33» болгарского производства. Результаты испытаний показали высокую надежность, работоспособность и эффективность применения изготовленных вкладышей из разработанного износостойкого материала. При этом срок службы превысил длительность работы стандартных подшипников качения в 1,4–1,5 раз.

Применение подшипников скольжения, изготовленных из износостойких материалов на основе смесей меди и наноструктур углерода в механизмах управления погрузчиков «Балканкар Рекорд» на предприятии, занимающемся ремонтом данной автопогрузочной техники, также позволило получить экономический эффект за счет увеличения ее технического ресурса.

На основании полученных результатов самосмазывающиеся подшипники скольжения из разработанного композиционного материала используются для замены импортных подшипников качения и рекомендованы для массового использования в узлах трения аналогичной автопогрузочной техники.

Для увеличения межремонтного интервала автобетоносмесителей АСБ–7ДА (Российская Федерация) было предложено заменить подшипники качения (базовый вариант) на самосмазывающиеся подшипники скольжения. В качестве материала вкладышей данных подшипников скольжения наиболее целесообразно использование разработанного композиционного износостойкого материала с комбинированным углеродным наноструктурным наполнителем. Вкладыши получали путем электроконтактного спекания активированной порошковой смеси из исходных порошковых компонентов по разработанной технологии.

Применение вкладышей подшипников скольжения с порошковым износостойким покрытием из разработанных материалов позволило увеличить технический ресурс автобетоносмесителей АБС–7ДА на 15–20 % по сравнению с базовым вариантом, что дало возможность получить экономический эффект при эксплуатации данного вида автостроительной техники.

Заключение. Проведена опытно-промышленная проверка разработанных износостойких композиционных материалов в самосмазывающихся узлах трения. Испытания изделий из разработанных композиционных материалов показали их высокую работоспособность.

Композиционные материалы на основе порошковых систем металл – наноструктуры углерода нашли применение в узлах трения сельскохозяйственных машин, механизмах управления автопогрузочной техники и приводных механизмах строительной спецтехники.

Разработана нормативно-техническая документация на производство стальной полосы с износостойким покрытием, которая является полуфабрикатом для производства подшипников скольжения.

Литература:

1. Витязь, П.А. Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П.А. Витязь, Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко. – Мн.: Беларуская навука, 1998. – 351 с.
2. Нанокomпозиционные машиностроительные материалы: опыт разработки и применения / С.В. Авдейчик [и др.]; под ред. проф. В.А. Струка. – Гродно, ГрГУ, 2006. – 403 с.

3. Михасенок, О.Я. Наноиндустрия – закладка фундамента / О.Я. Михасенок // Полимерные материалы. – 2009. – № 2. – С. 11–13.
4. Ковтун В.А. Наноструктуры углерода: свойства и перспективы применения в порошковых композиционных материалах триботехнического назначения / В.А. Ковтун, В.Н. Пасовец // Трение и износ. – 2006. – Т. 27, № 2. – С. 206–215.
5. Состав для получения композиционного спеченного порошкового материала: пат. 12920 Респ. Беларусь, МПК7 C22C 9/00 В.А. Ковтун, В.Н. Пасовец; заявитель ИММС НАНБ. – № а20081106 от 25.08.2008; опубл. 28.02.10 // Афіцыйны бюл. / Нац. центр інтэлектуал. уласнасці. – 2010. – № 1 – С.99–100.
6. Способ получения покрытий на основе порошковых материалов: пат. 2326184 Российской Федерации, МПК7 C23C 24/08, B22F 7/04 / В.А. Ковтун, В.Н. Пасовец; заявитель ИММС НАНБ. – № 2006114639; заявл. 28.04.06; опубл. 10.06.08 // Бюл. / Федеральн. служба по интеллектуал. собственности, патентам и товарн. знакам. – 2008. – № 16 – С. 126–127.
7. Устройство для смешивания и активирования порошковых материалов: пат. 5153 Респ. Беларусь, МПК7 B02C 17/16 / В.А. Ковтун, В.Н. Пасовец; заявитель ИММС НАНБ. – № u 20080532; заявл.27.06.08; опубл. 30.04.09 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2009. – № 2. – С. 153.
8. Электрод для нанесения порошковых покрытий: пат. на полезную модель 5397 Респ. Беларусь, МПК7 B23K 11/30 / В.А. Ковтун, В.Н. Пасовец; заявитель ГНУ «Институт механики металлополимерных систем» - № u 20080796; заявл.28.10.08; опубл. 30.04.09 // Афіцыйны бюл. / Нац. центр інтэлектуал. уласнасці. – 2009. - № 2. – с.163.
9. Kovtun, V. Powder composite materials based on copper and carbon nanostructures and estimate they properties / V. Kovtun, V. Pasovets, M. Mihovski // Machinery, technology, materials: scientific proceedings VI International congress, Sofia, Bulgaria, February 18 – 20, 2009. – Sofia, Bulgaria, 2009. – P. 55–59.
10. Highly wear resistant composites based on copper powder mixture with onion carbon nanostructures for self_lubricating friction units / V.A. Kovtun [et al.] // Journal of Friction and Wear – 2010. – Vol. 31, No. 2. – P. 128–132.

ТВЕРДЫЙ СПЛАВ WS-Co, ДОПИРОВАННЫЙ ОКСИДАМИ

ПОБЕРЕЖНЫЙ С. В., ШЕЛЕХИНА В.М.

*Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь,
e-mail: shelekhina@tut.by*

Физико-механические свойства твердых сплавов во многом определяются наличием легирующих элементов и различного рода добавок [1]. Целью работы является исследование процессов прессования и спекания, формирования структуры и свойств карбидовольфрамового твердого сплава с добавками оксидов алюминия и циркония.

Готовили смеси порошков твердого сплава ВК15 (средний размер частиц порядка 1,5 мкм) с оксидами, полученными химическим синтезом (Al_2O_3 (1) и ZrO_2 (средний размер частиц ~ 0,1 – 0,2 мкм) и электрокорундом Al_2O_3 (2) (средний размер частиц ~1мкм). Концентрация оксидов в смеси 0,5 - 15 мас. %.

Из смесей порошков при давлении 50-300 МПа прессовали образцы диаметром и высотой 10 мм, которые спекали в вакуумной печи в интервале температур 1200 – 1500 °С в течение 1 – 2 ч при скорости нагрева 4 град/мин. Микроструктуру и химический состав спеченных материалов изучали на сканирующем электронном микроскопе «CamScan» (Англия) и микроскопе высокого разрешения MIRA/TESCAN. Триботехнические испытания проведены на машине трения МТ-1 при трении по стальному диску.

Как видно из рисунков 1, 2, при всех давлениях прессования относительная плотность прессовок падает с увеличением концентрации оксидов.



Рис. 1. Влияние давления прессования на относительную плотность образцов с добавками Al_2O_3 : — 0 мас. %; 2 — 0,5 мас. % (1); 3 — 1 мас. % (1); 4 — 2 мас. % (1); 5 — 5 мас. % (1); 6 — 10 мас. % (1); 7 — 15 мас. % (1); 8 — 2 мас. % (2); 9 — 5 мас. % (2)

Твердые, дисперсные частицы оксидов препятствуют движению частиц уплотняемого порошка при прессовании, тормозя уплотнение. Введение порошка Al_2O_3 (2) несколько снижает плотность прессовок по сравнению с порошками, содержащими Al_2O_3 (1).

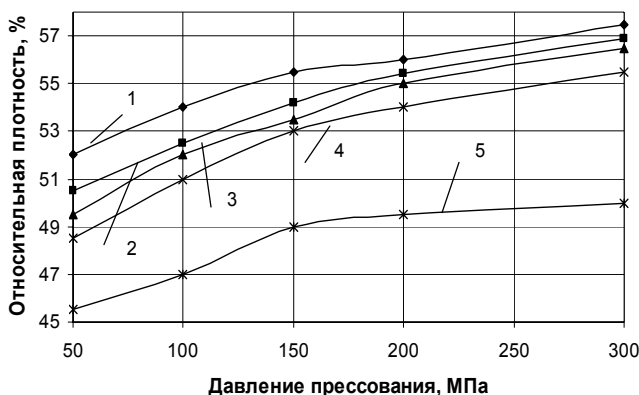


Рис. 2. Влияние давления прессования на относительную плотность образцов с добавками ZrO_2 ; 1 – 0,5 мас. %, 2 – 1,5 мас. %, 3 – 2,5 мас. %, 4 – 5 мас. % ZrO_2

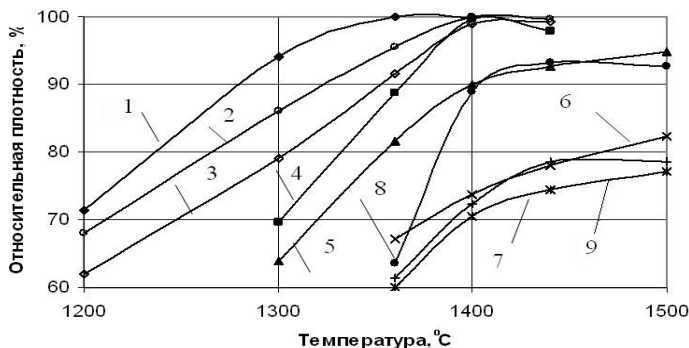


Рис. 3. Влияние температуры спекания на относительную плотность спеченных образцов с добавками Al_2O_3 : 1- 0 мас. %; 2 – 0,5 мас. % (1); 3 – 1 мас. % (1); 4 – 2 мас. % (1); 5 – 5 мас. % (1); 6 – 10 мас. % (1); 7 – 15 мас. % (1); 8 – 2 мас. % Al_2O_3 (2); 9 – 5 мас. % Al_2O_3 (2)

На рисунках 3 – 5 представлены результаты исследования процессов спекания. Введение оксидов алюминия и циркония в твердый сплав ведет к повышению температуры спекания, снижению пористости спеченных образцов. На спеченных сплавах пористости менее 1 % можно получить при содержании оксидов не более 0,5-1 мас. %. Электрокорунд, размер частиц которого существенно выше, чем у оксида, полученного

химическим путем, интенсивнее тормозит процессы уплотнения твердого сплава при спекании, происходящие за счет перекристаллизации через жидкую фазу, перемещения частиц карбида друг относительно друга. Добавки оксидов несколько снижают размер карбидного зерна (на 10-20 %)

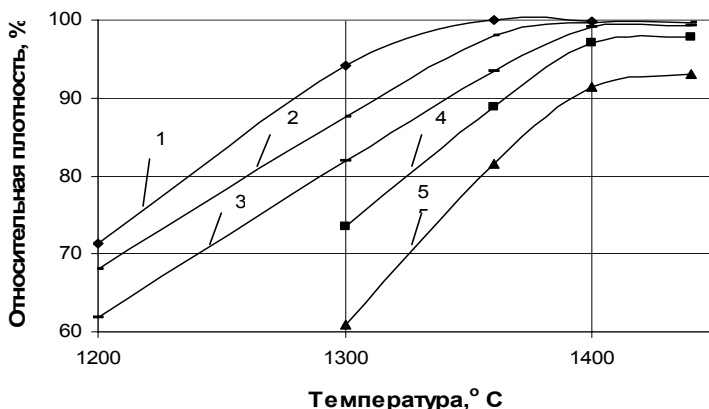


Рис. 4. Влияние температуры спекания на относительную плотность образцов с добавками ZrO_2 : 1 – 0 мас. %, 2 – 0,5 масс. %, 3 – 1,5 мас. %, 4 – 2,5 мас. %, 5 – 5 мас. %

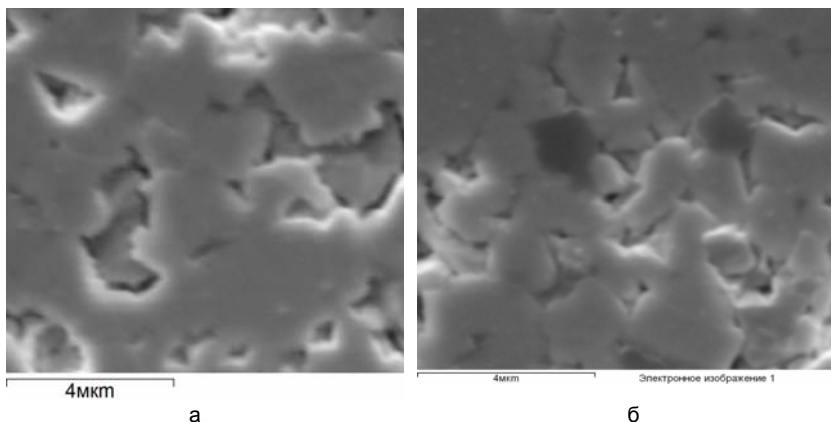


Рис. 5. Микроструктура твердых сплавов: а – 100 мас. % ВК15, б – 2 мас. % Al_2O_3

Введение в твердый сплав до 1 -1,5 мас. % оксидов на 25 - 30 % повышает износостойкость сплава (рис. 6), дальнейшее

увеличение концентрации добавки значительно снижает износостойкость, что, очевидно, связано с повышением пористости.



Рис. 6. Влияние добавки оксида алюминия (1) и оксида циркония (2) на износостойкость твердого сплава

Литература:

1. Панов В.С., Нарва В.К. Научные положения регулирования свойств спеченных твердых сплавов (аналитический обзор) // Цветная металлургия – 2004. - №6. - С. 28-35.

МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ ФРИКЦИОННЫЕ ДИСКИ В КОРОБКЕ ПЕРЕДАЧ ТРАКТОРОВ «КИРОВЕЦ»

СЫРОЕЖКО Г.С., ПАЩУК С.Е., ЛЕШОК А. В.

Молодечненский завод порошковой металлургии, г. Молодечно, Беларусь

В 1961 году для технического перевооружения сельского хозяйства советские конструкторы по заданию правительства в рекордно короткие сроки разработали проект первого отечественного колёсного трактора 5 тягового класса модели «Кировец» К-700.

При мощности двигателя в 220 л.с. он давал возможность использования широкозахватного орудия. Трактор К-700 в 2,5-3,0 раза увеличивал производительность сельскохозяйственных работ по сравнению с другими тракторами.

В 1975 году Кировский завод (г. С. Петербург) начал серийный выпуск тракторов «Кировец» К-700А с двигателем ЯМЗ-

238НДЗ (235 л.с.) и тракторов «Кировец» К-701 с двигателем ЯМЗ-240БМ2 (300 л.с.).

Сейчас Петербургский тракторный завод выпускает широкую гамму тракторов, в том числе энергонасыщенные трактора «Кировец» сельскохозяйственного назначения серии «Р» мощностью до 430 л.с.



На заводе активно ведутся работы по созданию тракторов серии «К-9000» мощностью 500-600 л.с. с применением продукции ПРУП «МолЗПМ».

Коробка передач тракторов «Кировец» механическая, с шестернями постоянного зацепления, четырёхрежимная. Имеет 16 скоростей вперед и 16 назад с возможностью переключения передач, в пределах режима, без разрыва потока мощности. Управление фрикционами передач - гидравлическое, переключение режимов - механически, при помощи зубчатых муфт. Четыре фрикционные муфты расположены на ведущем валу коробки передач. Во фрикцион первой передачи, как наиболее нагруженный, устанавливается шесть ведущих дисков (14 пар трения); фрикционы 2, 3 и 4 передач имеют по 12 пар трения, в них устанавливается по пять ведущих дисков. Диски работают в условиях масляной среды.

Конструктивно, ведущие и ведомые диски коробки передач тракторов «Кировец» имеют традиционную форму кольца с зубьями эвольвентного профиля по наружному или внутреннему диаметру (таблица).

Диски изготавливаются из стали 65 Г в которой, в качестве легирующего элемента, используется марганец улучшающий, противозадирные свойства, износостойкость, отпускную стойкость и механические свойства стали.

В тракторах «Кировец» использовались сульфоцианированные, стальные, термообработанные шлифованные диски. В реверсируемых коробках передач универсальных дорожных

машин (УДМ), колесных бульдозеров (БКУ) и погрузчиков (ПК-6) на ведущих дисках дополнительно выполнены 12 радиальных канавок для отвода масла, постоянно подаваемого во фрикционные пакеты для охлаждения дисков. Радиальные канавки способствуют уменьшению коробления дисков, возникающего в процессе циклической работы, но усложняют их изготовление и увеличивают стоимость.

Таблица

**Геометрические размеры дисков стальных
коробки передач трактора «Кировец»**

Обозначение Размер	700А.17.01.038-2 (ведущий)	700А.17.01.037 (ведомый)
Диаметр наружный, мм	280	293
Диаметр внутренний, мм	217	230
Модуль	5	5
Число зубьев	44	58
Толщина, мм	3,6	3
Площадь пары трения, см ²	200	200
Твёрдость HRC	20-27	20-27

Сульфоцианирование – комбинированный процесс химико-термической обработки, заключающийся в одновременном многокомпонентном диффузионном насыщении поверхности металла серой, углеродом и азотом.

Сульфоцианированный слой на дисках стабилизирует коэффициент трения, улучшает процесс приработки, препятствует схватыванию контактирующих поверхностей, увеличивает износостойкость. Сульфидная пленка улучшает адсорбцию масла и играет роль “твердой смазки”.

Для повышения износостойкости и сопротивления схватыванию контактирующих поверхностей в процессе трения диски подвергаются термической обработке включающей закалку и отпуск. С точки зрения повышения сопротивления схватыванию желательно получение более высокой твердости. Однако повышение твердости ведет к возникновению внутренних напряжений искажающих геометрию зубчатого венца. Экспериментально установлено, что оптимальной твердостью дисков из стали 65 Г является HRC 29 – 39 (HB 300 - 390).

На Молодечненском заводе порошковой металлургии совместно с Петербургским тракторным заводом в 2002 году начали проводиться опытные работы по использованию в коробке передач фрикционных дисков с металлокерамикой.

Металлокерамические материалы за последние годы получили широкое распространение, особенно в тяжелонагруженных узлах. Преимущества металлокерамических материалов очевидны [2-3]:

- 1) стабильное значение коэффициента трения;
- 2) высокая износостойкость;
- 3) более высокая теплопроводность;
- 4) более высокое допускаемое удельное давление и относительная скорость;
- 5) увеличение срока службы.

В качестве фрикционного материала использовался получивший наибольшее распространение материал МК-5 содержащий следующие компоненты (%): олово – 9; свинец – 9; железо – 4; графит – 7. Медь обладает высокой теплопроводностью, обеспечивая хороший отвод тепла в процессе трения. С целью повышения механических свойств меди, придания ей большей теплостойкости и улучшения характеристик трения к медному порошку добавляют порошки других металлов, в процессе спекания легирующих медную основу. Добавка олова к медному порошку повышает механическую прочность сырых прессовок и спеченных образцов, а также твердость. Износ двойных сплавов медь — олово несколько снижается по мере повышения содержания олова. В любом фрикционном материале присутствуют компоненты, которые уменьшают либо устраняют схватывание и заедание, способствуют плавности трения и уменьшению износа поверхностей. В материале МК-5 такими компонентами является графит и свинец. Для повышения коэффициента трения до требуемого значения используются фрикционные добавки, основной задачей которых является не износ сопрягаемой детали (контртела), а обеспечение оптимального уровня зацепления. Для этих целей приемлемым является использование как металлических так и не металлических добавок. Для фрикционных материалов на основе меди в качестве такой добавки наибольшее распространение получило железо или металлокерамические тугоплавкие материалы (оксиды, карбиды).

Металлокерамический фрикционный слой МК-5 напекается на ведомый диск 700А.17.01.037-3. Конструкция фрикционного диска представлена на рисунке 1.

Фрикционный диск изготовлен по технологии свободно насыпанного слоя, включающего операции: изготовления стальной несущей основы из стали 65Г, нанесение промежуточного

подслоя из компактной меди электролитическим методом, формирование и закрепление слоя фрикционного материала, нанесение системы маслоотводящих каналов и пазов [3]. Отличительной особенностью конструкции диска является нанесение на поверхность системы маслоотводящих канавок в виде квадратной решетки. Такая форма исполнения маслоотводящих канавок обеспечивает быстрое выдавливание масла и высокий передаваемый крутящий момент.

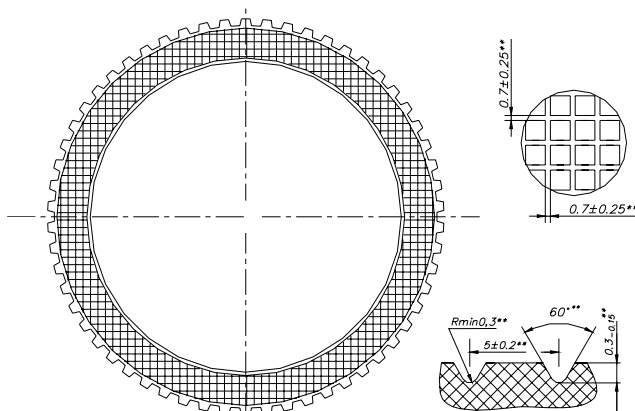


Рис.1. Конструкция ведомого фрикционного диска с металлокерамикой

Диски с маслоотводящими канавками в виде квадратной решётки способны выдерживать максимальную энергетическую нагрузку. Учитывая повышенные требования к прочности материала работающих в тяжёлых режимах трения, повышенной температуры (до 400 - 500°C и выше) и значительных контактных нагрузок ответный (ведущий) диск выполнен шлифованным из стали 65Г, HRC 27-34,5.

Собранные пакеты «металлокерамический фрикционный диск – диск стальной» представлены на рисунке 2.

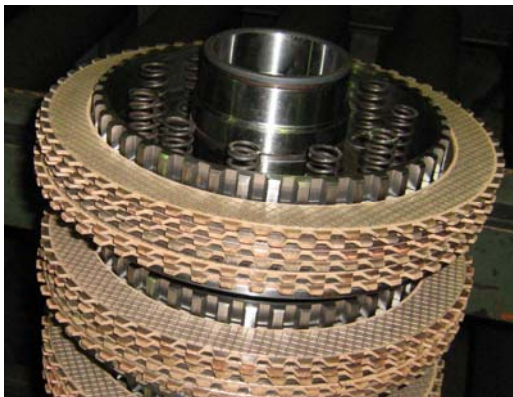


Рис. 2. Фрикцион КПП трактора «Кировец»

В настоящий момент осуществляется серийная комплектация коробов передач тракторов серии «Кировец» фрикционными дисками производства Молодечненского завода порошковой металлургии. Эксплуатационные испытания новой фрикционной пары «металлокерамический фрикционный диск – диск стальной» находятся на заключительном этапе. Замечаний нет. Ориентировочный ресурс работы фрикционных дисков, для трактора К-744РЗ (N=430лс), составляет более 20 тыс. включений [1].

Литература:

1. Металлокерамические фрикционные диски в коробке передач трактора «Кировец» всех модификаций. Хренов О.В., Лешок А.В., Антончик Д.И. Материалы 8-й международной научно-технической конференции «Наука-образованию, производству, экономике», Минск, 2010.
2. Сыроежко Г. С., Лешок А. В., Звонарёв Е. В. Технологии производства металлокерамических фрикционных дисков (обзор) // Порошковая металлургия: Республканский межведомственный сборник научных трудов. - Минск: Тонпик - 2002 г. - №25. С. – 54-56.
3. Концепция экологически чистого фрикционного диска для автотракторной техники. Лешок А. В., Леонов А. Н., Носко В.В., Дорофей С. И., Хоровец М.В. Сб. Докладов международной научно-практической конференции «Энергосберегающие технологии и технические средства в сельскохозяйственном производстве», 12-13 июня 2008 г; Минск, БГАТУ, 2008.-Ч.1. – С.189-195.

ПРИМЕНЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОРПУСОВ ДЛЯ МОЩНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРИБОРОВ

ТУРЦЕВИЧ А.С., ДУДКИН А.И., КЕРЕНЦЕВ А.Ф.

ОАО «ИНТЕГРАЛ», г.Минск, Беларусь,
e-mail: AKerentsev@transistor.com.by

Порошковые материалы широко применяются при изготовлении металлокерамических корпусов, в том числе для изоляции внешних выводов на основе керамики, для металлизации на основе металлических порошков, а также для получения термокомпенсирующих элементов. Герметичность таких корпусов в основном зависит от качества изготовления керамических изоляторов, выбора оптимальных условий формирования металлизации и технологических режимов вжигания. Наиболее перспективным является применение алюмооксидных керамических масс для изготовления вакуумно-плотных изоляторов методом горячего литья под давлением. Горячее литье под давлением производится из шликера, представляющего собой суспензию высокодисперсного керамического порошка в термопластичной связке (парафин, воск). Шликер, разогретый до температуры 75—80 °С, под давлением подается в металлическую форму и, затвердевая при охлаждении, сохраняет эту форму. Проведено сравнительное опробование литниковых и безлитниковых форм. В литниковой форме присутствуют каналы, по которым растекается нагретый шликер под давлением. Основным недостатком литниковых форм заключается в том, что повышенная длина литниковых каналов требует использования шликера с повышенной текучестью. Это достигается добавлением парафина в процессе разогрева шликера перед вакуумированием, а также повышением температуры шликера. Однако это способствует увеличению поверхностной и объемной пористости изготавливаемых изоляторов (рис.1).

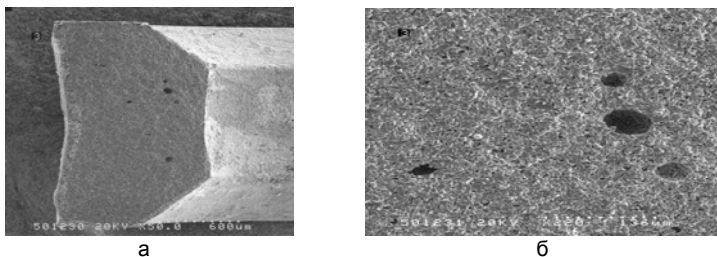


Рис.1 Внешний вид изолятора с внутренними дефектами

Для повышения литейных свойств шликера использованы различные пластификаторы, такие как: глицерин, олеиновая кислота, многоатомные спирты. Добавка полипропиленгликоля-2000 (ППГ-2000) способствует тому, что шликер приобретает необходимые литейные свойства за счет дезагрегации и рассеивания частиц наполнителя, улучшения гомогенности и стабильности шликерной массы [1]. ППГ-2000 приводит к снижению взаимодействия между частицами наполнителя в результате того, что в условиях горячего литья и деформирования расплава шликера избыточным внешним давлением происходит разворачивание макромолекулярных клубков и ориентация цепей, разделяющих частицы наполнителя. При этом вязкость расплава шликера снижается и частицы наполнителя в процессе горячего литья свободно перемещаются друг относительно друга, заполняя металлическую прессформу с заданной конфигурацией элементов. В результате этого повышается качество горячего литья, снижается поверхностная и объемная пористость получаемой керамики, так как процесс горячего литья керамических деталей в этом случае выполняется при пониженной температуре (60°C). Это позволяет длительное время использовать шликер для горячего литья деталей с равномерной плотностью, повышенной пластичностью, уменьшенной усадкой, что снижает дефектообразование в процессе снятия деталей из отливаемой прессформы. Исследованиями установлено, что избыточное содержание ППГ – 2000 при последующем высокотемпературном обжиге может приводить к коксованию и выделению сажи (рис. 2), а также к снижению сопротивления изоляции керамических изоляторов (рис. 3). Для повышения качества литейного прессования керамических изоляторов была разработана многопозиционная безлитниковая прессформа. Принцип действия безлитниковой формы заключается в том, что литниковое от-

верстие после заполнения форм шликером и его отвердевания перекрывается подвижным элементом формы, который отделяет отливки от литникового отверстия, выталкивая избыток шликера в питающую трубу. Конструкция такой безлитниковой формы наиболее перспективна и обладает значительным преимуществом перед литниковой формой, так как позволяет существенно повысить производительность процесса, качество и выход годных керамических изоляторов без использования дополнительных пластификаторов.

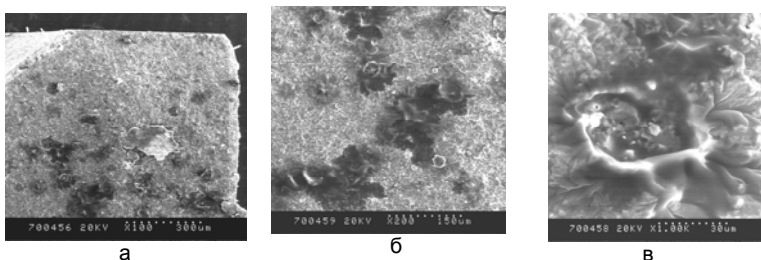


Рис.2 Внешний вид дефектов на изломе керамического изолятора:
а – $\times 100$; б – $\times 200$; в – $\times 1000$

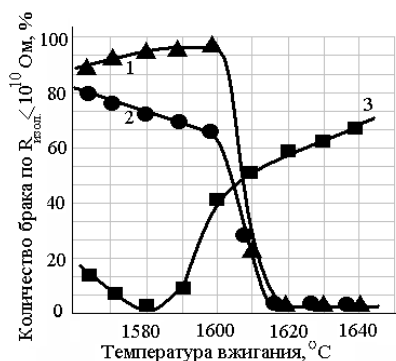


Рис.3 Влияние температуры обжига на сопротивление изоляции керамики с различными добавками: 1 - без добавок; 2 - олеиновая кислота; 3 - ППГ-2000

После литья проводят термическую обработку для упрочнения керамического каркаса и удаления связки из полуфабриката, помещенного в минеральную засыпку. В процессе нагревания связка расплавляется и переходит в окружающую его засыпку (магнезия, глинозем и другие). На изоляторах цилиндрической формы удаление засыпки является трудоемким про-

цессом. Поэтому в производстве применяют дополнительную обработку в растворе соляной кислоты $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}=1:1$. Установлено, что в случае неполного удаления связки такая «мокрая» обработка может приводить к снижению сопротивления изоляции деталей ниже допустимого уровня 10^{10} Ом. Подготовленные таким образом «сырые» керамические изоляторы поступают на операции формирования металлизации с использованием металлизационной пасты на основе металлических порошков [2]. Авторами разработан технологический процесс нанесения металлизационной пасты на «сырые» керамические изоляторы с последующим вжиганием, совмещенным с обжигом керамики. При вжигании металлизационных композиций в керамике происходят процессы спекания металлических зерен между собой, а также окисление активных компонентов металлизационной пасты и взаимодействие вновь образующихся центров оксидов с оксидами керамики с появлением переходного слоя. Дополнительная активация процесса увлажнением формирующего газа до заданной точки росы способствует повышению герметичности металлокерамического узла корпуса в результате образования безпористого переходного слоя.

Оптимизация процесса химического никелирования порошковых термокомпенсаторов позволила исключить локальное вспучивание покрытия и повысить воспроизводимость уровня переходного теплового сопротивления. Применение дополнительного теплозащитного слоя обеспечило повышение мощности рассеивания до 190 Вт, а предельные токи корпуса до 50 А (для выводов диаметром 1,0 мм) и 70 А (для выводов диаметром 1,5 мм). Испытаниями на воздействие термоударов в экстремальных условиях эксплуатации при температуре от -196 до $+200$ °С подтверждена высокая надежность изготовленных металлокерамических корпусов с использованием порошковых материалов.

Литература:

1. Шликер для горячего литья керамических деталей. Турцевич А.С., Глухманчук В.В., Солодуха В.А., Выговский С.В., Добриян Т.С., Керенцев А.Ф. // Патент №11692, Республика Беларусь, МПК С 04В 41/88, опубл.06.08.2009г.
2. Состав для получения металлизационной пасты для алюмооксидной керамики. Турцевич А.С., Глухманчук В.В. Выговский С.В., Добриян Т.С., Керенцев А.Ф., Козюк В.Г. //Патент РБ № 12549, С 04В 41/88., опубл. 30.10 2008г.

КОМБИНИРОВАННЫЙ ТВЕРДОСПЛАВНЫЙ ЗУБОК WC-Co + Ni

ШУМЕНКО В.Н., ШУМЕНКО В.В.¹

¹НИТУ «Московский институт стали и сплавов»,

г. Москва, Россия, тел.: (+7 495) 638-46-42, e-mail: shvnmisis@mail.ru

²ГУП МГСТК, г.Москва, Россия, тел.: (+7 495) 964-03-72,

e-mail: shumenko@mgstk.ru

При бурении вертикальных и наклонно-направленных скважин для устранения отклонения формы ствола скважины от цилиндрической и локальных искривлений в виде перегибов и уступов вдоль ствола, а также для стабилизации работы долота и забойного двигателя, широкое применение находят специальные компоновки низа бурильной колонны, одним из основных элементов которых является калибратор [1]. Методы получения комбинированных твердосплавных зубков известны. Один из них – это механотермическое формование (МТФ) [2].

На протяжении многих лет учебники по порошковой металлургии содержали ошибки [3], которые формировали не верные представления о процессе спекания с участием жидкой фазы.

Цель этой работы состоит в теоретическом обосновании и практической реализации процесса *одновременного твердофазного* спекания никелевой части и *жидкофазного* спекания твердосплавной, рабочей части комбинированного зубка.

Теоретической основой для создания комбинированного твердосплавного зубка послужили работы, выполненные в лаборатории имени Лоуренса, Калифорнийского университета г. Беркли (Lawrence Berkeley Laboratory University of California, Berkeley) под руководством профессора Ричарда М. Фулраса (Richard M. Fulrath) [4, 6, 7].

Профессор Р.М. Фулрас усовершенствовал блок нагрева (hot stage) сканирующего электронного микроскопа JSM-U3 [4, 5]. Он разместил между образцом и детектором вторичных электронов сетку с регулируемым отрицательным потенциалом. Это позволило отделить электроны термоэмиссии от вторичных e^- и, как результат, появилась возможность наблюдать за поведением образца при его нагреве до 1600°C, в том числе и твердых сплавов.

На этой установке Craig B. Shumaker провел изучение поведение частиц на поверхности никелевого и медного образцов [6].

Он изучил влияние различных факторов на уплотнение при твердофазном спекании.

Leonard Froschauer и Richard M. Fulrath исследовали поведение частиц при жидкофазном спекании в системе карбид вольфрама – кобальт [7]. Они изучили процесс спекания твердого сплава, с содержанием кобальта от 2,0 до 15,0 масс %. На фотографиях, сделанных ими, запечатлены интересные, неизвестные ранее, физические явления, проходящие в реальном процессе жидкофазного спекания.

Эти две работы позволили рассчитать сочетание необходимых исходных факторов и режимов спекания, обеспечивающих достижение одинаковой усадки при одновременном спекании никелевой и твердосплавной частей. На рисунке 1 изображены прессованные комбинированные зубки.



Рис. 1. Образцы после прессования:
нижняя часть – никель; верхняя часть – твердый сплав

На рисунке 2 спеченный твердосплавный комбинированный зубок, состоящий из никелевой (нижняя) и твердосплавной (верхняя) частей.

Разработанный метод и «Ноу-хау», позволяют получать и другие биметаллические изделия из порошковых материалов.

Авторы выражают свою благодарность Эдуарду Самуиловичу Гинзбургу, бывшему сотруднику Московского института нефти и газа имени И.М. Губкина (МИНГ) за многолетнее сотрудничество в данной области.



Рис. 2. Комбинированный зубок после спекания

Выводы.

1. На основании работ, выполненных под руководством профессора Ричарда М. Фулраса (Richard M. Fulrath) выбраны условия: характеристики исходных порошков, условия прессования и нагрева, - обеспечивающие одинаковое уплотнение.

2. Результаты эксперимента позволили получить комбинированный твердосплавный зубок.

Литература:

1. А.Н. Мизин. Повышение эффективности работы лопастных калибраторов путём совершенствования их конструкции и вооружения. Автореф. Дисс. канд. тех. наук / МИНИГ. Москва. 1989. 24с.
2. Долговечность шарошечных долот./Н.А. Жидовцев, В.Я. Кершенбаум, Э.С. Гинзбург и др. М.: Недра. 1992. 266с/
3. В.В. Шуменко. Порошковая металлургия. Ошибки в учебниках. Спекание с участием жидкой фазы, присутствующей до конца процесса. Владимир. 2008. Депонирована в ВИНТИ. 16.07.2008. № 623-В2008.
4. Richard M. Fulrath. Scanning electron microscopy to 1600°C. Preprint LBL- 804. 1972.
5. Авторское свидетельство СССР № 729692, Устройство для наблюдения процессов на поверхности образцов. 1979г.
6. Craig B. Shumaker. Initial stage sintering of copper and nickel. Preprint LBL- 1110. 1972.
7. Leonard Froschauer and Richard M. Fulrath. Direct observation of liquid-phase sintering in the system tungsten carbide – cobalt. Preprint LBL- 3189. 1974.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Sn – Bi

ЩЕРБАЧЕНКО Л.П., ШЕПЕЛЕВИЧ В.Г., ПИНЧУК А.И.

*Белорусский технический университет, г. Брест, Беларусь,
Белорусский государственный университет, г. Минск, Беларусь,
e-mail: shepelevich@bsu.by*

Замена в легкоплавких сплавах экологически вредных компонентов (свинец, кадмий и др.) на менее опасные вызвала резкое увеличение числа публикаций, посвященных разработке и исследованию новых припоев, а также получение их современными методами. К таким заменителям относятся олова, индий, висмут и др. [1-3]. В практике в качестве припоя находит применение эвтектический сплав Sn (42 масс. %) + Bi (58 масс. %). Высокая стоимость олова и висмута по сравнению со стоимостью свинца указывает на целесообразность применения ресурсосберегающих технологий получения припоев. К таким технологиям относится высокоскоростное затвердевание, позволяющее получить фольги толщиной несколько десятков микрон, которые удобны при пайке определенных объектов [4]. Но при высокоскоростной кристаллизации формируется структура, которую невозможно получить используя традиционные методы синтеза материалов и их термической обработки. При высокоскоростной кристаллизации происходит измельчение структурных составляющих, образование метастабильных фаз, формирование текстуры. В связи с этим целью исследования является установление закономерностей формирования структуры сплавов системы Sn – Bi, полученных охлаждением расплава со скоростью выше 10^5 K/с, изучение механических свойств, а также их стабильности при термической обработке.

Сплавы системы Sn – Bi, содержащие 30, 58 и 70 масс.% висмута, получены сплавлением компонентов, чистота которых не менее 99,99 %, в кварцевых ампулах. Затем из них изготовлены фольги путем кристаллизации капли расплава на внутренней полированной поверхности быстровращающегося полого медного цилиндра диаметром 20 см. Скорость охлаждения расплава, как показал расчет [5], находится в пределах $10^5 \dots 10^6$ K/с. Линейная скорость поверхности кристаллизатора 15 м/с. Кроме фольг, изготовлены массивные образцы эвтектического сплава при охлаждении расплава со скоростью $2 \cdot 10^{-2}$ и $5 \cdot 10^5$ K/с.

Охлаждение расплава со скоростью $2 \cdot 10^{-2}$ К/с проходило в электрической печи в процессе ее охлаждения. Охлаждение расплава со скоростью $5 \cdot 10^5$ К/с достигалось при охлаждении расплава в графитовой изложнице с толщиной канала 2 мм. Для определения фазового состава быстрозатвердевших фольг и их текстуры применялся рентгеноструктурный анализ. Исследования выполнялись на дифрактометре ДРОН – 3 в медном излучении. Текстура фольг изучалась методом обратных полюсных фигур. Полюсная плотность дифракционных линий рассчитывалась по методу Харисса [6]. Рентгеновское излучение при изучении текстуры падало на поверхность фольги А, контактирующую с поверхностью кристаллизатора, и на противоположную поверхность фольги В. Исследование фазового состава и микроструктуры фольг проведено с помощью растрового электронного микроскопа LEO 1455VP. Определение объемной доли фаз и удельной поверхности межфазных границ сплавов выполнено методом секущих [7]. Измерения микротвердости выполнены на приборе ПМТ – 3. Масса нагрузки 10 г, время выдержки нагрузки 60 с.

Изображение микроструктуры эвтектического сплава, полученного при скоростях охлаждения жидкой фазы $2 \cdot 10^{-2}$ и $5 \cdot 10^5$ К/с, приведено на рис. 1. Висмутовой фазе (твердой раствор олова в висмуте, в дальнейшем висмут) соответствует белый цвет, а оловянной фазе (твердой раствор висмута в олове, в дальнейшем олово) соответствует черная область. Наблюдаются скелетообразные выделения висмута, а в крупных частицах олова наблюдаются дисперсные частицы висмута.

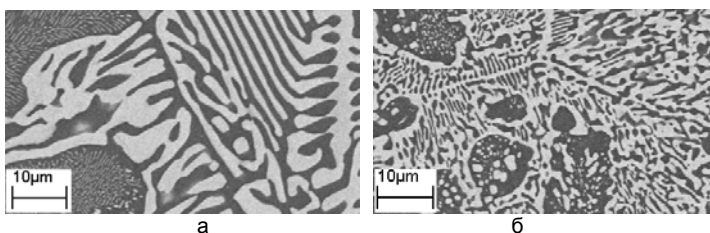


Рис.1. Микроструктура эвтектики Sn (42 масс. %) + Bi (58 масс. %), полученной при скоростях охлаждения $2 \cdot 10^{-2}$ (а) и $5 \cdot 10^5$ (б) К/с

На рис.2 представлены изображения микроструктуры поперечного сечения быстрозатвердевших фольг сплавов, содержащих 30, 58 и 70 масс.% висмута. Наблюдаемая микроструктура быстрозатвердевших фольг качественно одинакова для дозв-

тектического, эвтектического и заэвтектического сплавов; различие состоит в соотношении объемных долей олова и висмута. В быстрозатвердевших фольгах доэвтектического и заэвтектического сплавов выделения первичной фазы не наблюдаются. Также не обнаружено особенностей структуры, характерных для эвтектического превращения, которые наблюдались в этих сплавах, полученных при охлаждении $2 \cdot 10^{-2}$ и $5 \cdot 10^5$ К/с. Невозможно выделить в микроструктуре фольг колониальную структуру.

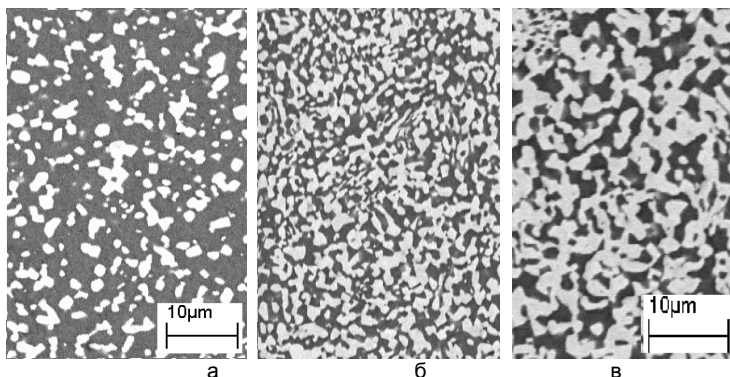


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения быстрозатвердевших фольг сплавов системы олово – висмут, содержащих 30 (а), 58 (б) и 70 масс. % Bi (в)

В таблице 1 приведены значения объемной доли висмута и удельной поверхности межфазных границ быстрозатвердевшей фольги сплава Sn + 58 масс. % Bi. Объемная доля фаз висмута и олова, определенная методом секущих, не зависит от скорости охлаждения расплава и в пределах погрешности соответствует составу эвтектики, выраженному в массовых процентах. Удельная поверхность межфазных границ с ростом скорости охлаждения расплава увеличивается от 0,95 до $1,6 \text{ мкм}^{-1}$. Ее изменение с ростом скорости охлаждения расплава обусловлено увеличением степени переохлаждения расплава и увеличением скорости зародышеобразования кристаллических фаз. Объемная доля фаз в фольге не зависит от расстояния до внешней ее поверхности, что объясняется отсутствием перераспределения компонентов вблизи фронта при его перемещении. Перераспределение компонентов в переохлажденном расплаве носит случайный характер, что приводит к множественному зарождению обеих фаз с последующим их ростом до небольших размеров, формируя тем самым двухфазную мелко-

зернистую смесь. Вследствие зависимости взаимной растворимости компонентов от температуры выделяемые фазы могут быть пересыщенными твердыми растворами.

Таблица 1

Объемная доля висмута и олова и удельной поверхности межфазной границы в сплаве Sn + 58 масс. % Bi, полученном при разных скоростях охлаждения жидкой фазы

Параметр структуры	Скорость охлаждения, К/с		
	$2 \cdot 10^{-2}$	$5 \cdot 10^2$	5·106
Объемная доля, висмут/олово	0,51/0,49	0,50/0,50	0,50/0,50
Удельная п-сть межфазной границы, мкм ⁻¹	0,95	1,4	1,6

В таблице 2 и 3 представлены значения полюсных плотностей дифракционных линий висмута и олова для быстрозатвердевших фольг бинарных сплавов, содержащих 30, 58 и 70 масс. % висмута. В приповерхностном слое, прилегающем к поверхности А фольги, максимальные значения полюсных плотностей имеют дифракционные линии висмута 1012 и олова 200. Таким образом, при высокоскоростном затвердевании рассматриваемых сплавов происходит формирование текстуры (1012) в висмуте и текстуры (100) в олове. Образование преимущественно таких ориентировок обусловлено значительным переохлаждением жидкой фазы, способствующему росту тех зерен, у которых кристаллографические плоскости совпадают с межфазной границей «кристалл-жидкость» и перпендикулярны направлению теплоотвода, т.е. параллельны поверхности фольги [8]. По мере перемещения фронта кристаллизации текстура фаз ослабевает из-за уменьшения степени переохлаждения жидкой фазы. Следует отметить, что высокоскоростной кристаллизации чистых висмута и олова наблюдались такие же текстуры [9-10].

Таблица 2

Полюсные плотности дифракционных линий висмута в быстрозатвердевших фольгах сплавов системы Sn - Bi

Состав сплава, масс. %	Поверхность	Дифракционные линии							
		1012	1014	1120	2020	2022	2130	1232	0009
Sn+30 % Bi	A	5,5	0,6	0,7	0,3	0,2	0,4	0,2	0,1
	B	3,5	0,8	1,5	0,3	0,5	0,5	0,5	0,4
Sn+58 % Bi	A	5,0	0,6	0,6	0,3	0,2	0,4	0,5	0,4
	B	2,7	1,7	1,2	0,6	0,6	0,6	0,6	0,5
Sn+70 % Bi	A	4,7	0,8	0,7	0,4	0,2	0,4	0,4	0,3
	B	2,0	1,7	1,5	0,7	0,6	0,2	0,6	0,6

Таблица 3

Полюсные плотности дифракционных линий олова в быстрозатвердевших фольгах сплавов системы Sn - Bi

Состав сплава, масс. %	Поверхность	Дифракционные линии					
		200	101	220	211	301	112
Sn+30 % Bi	A	5,0	0,3	0,0	0,0	0,1	0,0
	B	3,6	1,7	0,2	0,1	0,2	0,2
Sn+58 % Bi	A	5,3	0,2	0,0	0,1	0,2	0,3
	B	2,3	2,3	0,0	0,2	0,6	0,6
Sn+70 % Bi	A	4,7	0,4	0,1	0,2	0,3	0,3
	B	2,2	1,0	0,0	0,6	1,1	1,1

Быстрозатвердевшие фольги сплава Sn + 58 масс. % Bi подвергались отжигу до 130°C. Сравнение микроструктуры поперечных сечений исходных и отожженных фольг не выявило различий в распределении сечений фаз и их размере. Отжиг также не изменил текстуру висмута и олова в фольгах.

Микротвердость быстрозатвердевших фольг сплава Sn + 58 масс. % Bi изменяется при их термической обработке. Выдержка при комнатной температуре или при изотермическом отжиге при 60 и 100°C сначала вызывает увеличение микротвердости примерно в два раза, а затем ее незначительное уменьшение. Такое поведение микротвердости можно объяснить тем, что при высокоскоростной кристаллизации образующие фазы являются пересыщенными твердыми растворами. Их распад приводит к образованию дисперсных частиц, обуславливающих упрочнение сплава. Последующее укрупнение частиц и уменьшение их числа вызывает понижение микротвердости фольг.

Таким образом, в результате исследования сплавов системы олово – висмут установлено: 1) увеличение скорости охлаждения расплава Sn + 58 масс.% Bi вызывает увеличение удельной поверхности межфазной границы; 2) в быстрозатвердевших фольгах висмут имеет текстуру (1012), а олово (100); 3) отжиг фольг до 130°C не оказывает влияния на их микроструктуру, не изменяет текстуру и увеличивает микротвердость в 2 – 3 раза.

Литература:

1. Ochoa F., Williams J.J. and Chawla N. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical behavior of Sn – 3.5 Ag Solder // JOM. – 2003. - V.55, № 6. – P. 56 - 60.

2. Hui-Wei Miao, Jenq-Gong Duh. Thermal cycling test in Sn – Bi and Sn – Bi – Cu solder joints // J. of materials science: materials in electronics. – 2000. - V. 11. - P. 609 – 618.
3. Пивненко В. Актуальность перехода к сплавам, используемым в бессвинцовых припоях // Радио компоненты. – 2006. - № 3 (9). – С. 8 – 35.
4. Васильев В.А., Митин Б.С., Пашков И.И., и др. Высокоскоростное затвердевание расплавов (теория, технология и материалы) / Под ред. Б.С. Митина. - М.: «СП ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ», 1998. - 400 с.
5. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. – М.: Металлургия, 1982. – 168.
6. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. - М.: Металлургия, 1969. – 654.
7. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 272.
8. Li D.Y., Szpunar J.F. A possible role for surface packing density in the formation of (111) texture in solidified FCC metals // J. mater. sci. lett. – 1994. V. 13, № 21. – P. 1521 – 1523.
9. Шепелевич В.Г., Гречанников Э.Е. Взаимосвязь структуры и физических свойств сплавов висмут – сурьма. – Мозырь: УО МГПУ им. И.П. Шамякина, 2007. – 128 с.
10. Гусакова О.В., Шепелевич В.Г. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплавов Sn - Bi // Изв. РАН. Сер. физическая. – 2008. – Т. 72, № 11. – С. 1588 - 1590.

Научное издание

**Международный симпозиум
«ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ. НОВЫЕ
ПОРШКОВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ
МАТЕРИАЛЫ. СВАРКА»**

Минск, Беларусь

23-25 марта 2011 года

**Материалы докладов
Международного симпозиума, проводимого в рамках:
13-й международной выставки «Порошковая металлургия – 2011»
9-й международной специализированной выставки
«Сварка и резка – 2011»
Международного специализированного салона
«Защита от коррозии. Покрытия – 2011»**

**В 2 частях
Часть 1**

**Компьютерная верстка:
*Вашкевич С.К.***

**Подписано в печать 11.03.2011.
Формат 60х84 1/16. Бумага офсетная. Гарнитура «Ариал».
Усл. печ. л. 22,32. Уч.-изд. л. 17,63.
Тираж 150 экз. Заказ 2.**

**ГНУ «Институт порошковой металлургии»,
г. Минск, ул. Платонова, 41.**

**Печать цифровая.
Республиканское научно-производственное
унитарное предприятие «Диатех»,
г. Минск, ул. Академическая, 16.**