

13-Материаловедение и физические методы исследования материалов

Абакаров Магомед Асхабалиевич, 2 (аспирант)

Дагестанский Государственный Университет, химический

Исследования по кинетике химического травления теллура

Научный руководитель: Гираев Магомед Абдулаевич, к.ф.-м.н, преподаватель, Физический факультет ДГУ

Адрес: 367026, РД, г. Махачкала, пр. Шамиля, 16, общ. 1, к. 15.1

Телефон: (8722) 64-75-36

E-Mail: 7272000@mail.ru стр. 628

Алексеев Анисий Анисиевич, м.н.с.

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Отдел `Проблем надежности и ресурса`

Характер разрушения при ветвлении трещины в аморфных полимерах

Научный руководитель: Левин Алексей Иванович, доктор технических наук, зав. отделом, Институт физико-технических проблем Севера СО РАН

Адрес: 677891, Республика Саха(Якутия), г. Якутск, ул. Октябрьская, 1, ИФТПС СО РАН

Телефон: (4112) 44-67-69

E-Mail: a.a.alexeev@iptpn.ysn.ru стр. 629

Анисимова Любовь Леонидовна, 1 аспирант

Томский Государственный Университет, физический

Влияние плотности потока мышьяка на строение фронта кристаллизации при низкотемпературной молекулярно-лучевой эпитаксии GaAs.

Научный руководитель: Ивонин Иван Варфоломеевич, доктор физ.-мат. наук, зав. кафедрой, Томский госуниверситет

Адрес: 634049, Томск, Иркутский тракт, дом 51, кв. 243

Телефон: (3822)76-76-40

E-Mail: anisimova@phys.tsu.ru стр. 630

Булина Наталья Васильевна, аспирант

Красноярский Государственный Технический Университет, физико-технический

Синтез и исследование фуллереновых производных

Научный руководитель: Чурилов Григорий Николаевич, д.т.н., зав.лаб., Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН

Адрес: 660074, г. Красноярск, ул. Киренского 26

Телефон: (3912)49-44-76

E-Mail: churilov@iph.krasn.ru стр. 632

Ванданов Александр Григорьевич,

Бурятский Научный Центр СО РАН,

Электронно-лучевое борирование железоуглеродистых сплавов в вакууме

Научный руководитель: Семенов А.П., Смирнягина Н.Н., д.т.н., к.х.н., зам. председателя БНЦ СО РАН, в.н.с. ОФП БНЦ СО РАН, БНЦ СО РАН

Адрес: 670047, г. Улан-Удэ, ул. Сахьяновой, 8

Телефон: (3012) 43-38-45

E-Mail: ionbeam@ofpsrv.bsc.buryatia.ru стр. 634

Васильева Мария Ильинична, ведущий инженер

ИФТПС СО РАН, ИФТПС

Исследование структуры и свойств алмазометаллических композитов, полученных методом взрывного прессования

Научный руководитель: Яковлева Софья Петровна, кандидат технических наук, заведующий отделом технологических процессов и мат, ИФТПС СО РАН

Адрес: 677007 г. Якутск, ул. Октябрьская 1, каб. 316

Телефон: (4112) 44-63-07

E-Mail: g.g.vinokurov@iptpn.yzn.ru

стр. 636

Векессер Наталья Александровна, аспирант

Челябинский Государственный Педагогический Университет, физический

Дисперсия пи-электронов в карбиноидах

Научный руководитель: Байтингер Евгений Михайлович, д.ф.-м.н., профессор кафедры общей и теоретической физики, Челябинский государственный педагогический университет

Адрес: 454080 г.Челябинск, ул. Энтузиастов 13/2-613

Телефон: (3512) 65-09-24

E-Mail: wekesser@cspi.urf.ac.ru

стр. 638

Висиковский Антон Витальевич, 5 курс

Дальневосточный Государственный Университет, физико-технический

Ab initio расчет взаимодействия атома N с активными примесями В и Р в Si.

Научный руководитель: Заводинский Виктор Григорьевич, д.ф.-м.н., профессор, Институт материаловедения, 680042 г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская 152

Адрес: 690048, Владивосток, ул. Постышева 23, кв. 51

E-Mail: antonv@mail.primorye.ru

стр. 639

Воинкова Ирина Владимировна, ассистент

Челябинский Государственный Педагогический Университет, физический

Модификация РФЭС остовных электронов углерода в поливинилиденфториде в процессе измерения

Научный руководитель: Песин Леонид Абрамович, д.ф.-м.н., заведующий кафедрой общей и теоретической физики, Челябинский государственный педагогический университет

Адрес: 454139 г.Челябинск, ул. Василевского, д.2, кв.31

Телефон: (3512) 65-09-24

E-Mail: mary@cspi.urf.ac.ru

стр. 641

Воскресенский Антон Владимирович, инженер

Томский Политехнический Университет, ЭЛТИ

Влияние ионной имплантации и низкотемпературного термического отжига на проводимость литий-титановых ферритов

Научный руководитель: Суржигов А.П., Доктор физ.-мат. наук, Директор, ЭЛТИ ТПУ

Адрес: 634050 г.Томск, ул.Беленца-17,34

Телефон: (3822) 41-55-31

E-Mail: voskres@tpu.ru

стр. 643

Глушков Александр Николаевич, научный сотрудник

Тамбовский Государственный Университет им. Г.Р. Державина, институт физики информатики и математики при ТГУ

Деформация и разрушение щелочно-галлоидных кристаллов при микроиндентировании

Научный руководитель: Федоров Виктор Александрович, проф., д. ф-м. н., зав. кафедрой общей физики, Институт физики информатики и математики при ТГУ им. Г.Р. Державина

Адрес: 392622, Тамбов, ул. Интернациональная 33, кафедра общей физики.

Телефон: (0752) 35-26-14

E-Mail: feodorov@tsu.tmb.ru

стр. 645

Глущенко Гарий Анатольевич, инженер

Институт Физики им. Л.В. Киренского СО РАН, лаб. аналитических методов исследования вещества

Синтез и исследование терморасширенного графита

Научный руководитель: Чурилов Г.Н., д.т.н., зав. лаб., Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН

Адрес: 660036, Красноярск, Академгородок, Институт физики

Телефон: (3912)49-44-49

E-Mail: churilov@iph.krasn.ru

стр. 647

Демченко Олеся Александровна, 5 курс
Ростовский Государственный Университет, физический
Пьезоэлектрические свойства антисегнетоэлектрического ниобата натрия и высокоэффективных материалов на его основе
Научный руководитель: Резниченко Лариса Андреевна, кандидат физ.-мат. наук, зав. отделом активных материалов НИИ физики РГУ, НИИ физики РГУ
Адрес: 344090 г.Ростов-на-Дону, пр. Коммунистический 11/2, кв. 1
E-Mail: olesia_demch@mail.ru стр. 649

Дмитриев Владислав Леонидович, аспирант
Стерлитамакский Государственный Педагогический Институт, механика жидкости, газа и плазмы
Исследование распространения линейных волн в насыщенных газом пористых средах
Научный руководитель: Шагапов Владик Шайхулазамович, Доктор физ.-мат. наук, Член-корр. АН РБ, профессор, Стерлитамакский Государственный Педагогический Институт
Адрес: 453103, Башкортостан, г. Стерлитамак, пр. Ленина, 37
E-Mail: admwell@aport.ru стр. 651

Жуганов Евгений Валерьевич, 3 курс
Алтайский Государственный Университет, физико-технический
Стабилизация влагопереноса в конструкционных стеклопластиках авиационного назначения при повторном увлажнении
Научный руководитель: Старцев Олег Владимирович, Доктор технических наук, Профессор, Алтайский государственный университет
Адрес: 656099, Барнаул, Ленина 61 Алтайский государственный университет, физико-технический факультет
Телефон: (3852) 38-18-37
E-Mail: voice7@rambler.ru стр. 652

Жуланов Владимир Викторович, аспирант 2-го года
Новосибирский Государственный Университет, физический
Координатно-чувствительный газовый детектор со 100-наносекундным разрешением для изучения взрывных процессов
Научный руководитель: Аульченко Владимир Михайлович, доктор физико-технических наук, заведующий лабораторией, Институт Ядерной Физики СО РАН, г. Новосибирск
Адрес: 630090 ул. Пирогова, д. 14, к. 502
Телефон: (3832)39-47-32
E-Mail: V.V.Zhulanov@inp.nsk.su стр. 653

Залетных Кира Борисовна, 6 курс
Воронежский Государственный Университет, физический
Атомная структура микротройника CdP7
Научный руководитель: Алейникова Ксения Борисовна, кандидат физико-математических наук, доцент, Воронежский государственный университет
Адрес: 394022 Воронеж, ул. Володарского д.40 кв.42
Телефон: (0732)55-29-71
E-Mail: zal@icmail.ru стр. 654

Залетных Кира Борисовна, 6 курс
Воронежский Государственный Университет, физический
Прецизионное исследование атомной структуры фосфида CdP4
Научный руководитель: Алейникова Ксения Борисовна, канд. физ.-мат.наук, доцент, Воронежский государственный университет
Адрес: 394022 г.Воронеж ул.Володарского 40, кв.42
Телефон: (0732)55-29-71
E-Mail: zal@icmail.ru стр. 656

Кобраль Иван Владимирович, аспирант 2 года обучения
Томский Государственный Университет, физико-технический

Исследование процессов ударного уплотнения реагирующих систем типа Ti - C

Научный руководитель: Лейцин Владимир Нояхович, кандидат физико-математических наук, доцент,
Томский Государственный Университет
Адрес: Томск, 634045, ул. Лыткина 14-926
Телефон: (3822)41-57-45
E-Mail: vik@ff.tsu.ru стр. 659

Колмакова Татьяна Витальевна, аспирант 3 года обучения
Томский Государственный Университет, физико-технический

Исследование зависимости излучения тыльной поверхности ударно нагруженного образца термитной смеси от ее структуры

Научный руководитель: Лейцин Владимир Нояхович, кандидат физико-математических наук, доцент,
Томский Государственный Университет
Адрес: Томск, 634045, ул. Лыткина 14-917
Телефон: (3822) 41-57-45
E-Mail: tanyusha@mail2000.ru стр. 661

Копытин Михаил Николаевич, 6 курс
Воронежский Государственный Технический Университет, физико-технический

Особенности электропроводности тонкопленочных композитов CoFeB-SiO в сильных электрических полях

Научный руководитель: Стогней Олег Владимирович, кандидат физ.-мат. наук, доцент, Воронежский
Государственный Технический Университет
Адрес: 394026, Московский проспект, 14
Телефон: (0732) 16-66-47
E-Mail: kalinin@ns1.vstu.ac.ru стр. 663

Красильников Алексей Геннадьевич, аспирант 2-го года
Сыктывкарский Государственный Университет, физический

Обратная задача высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии

Научный руководитель: Пуногов Василий Ильич, д.ф.-м.н., профессор университета, зав.кафедрой,
СыктГУ
Адрес: 167023, Сыктывкар, ул. Коммунистическая 80-114
E-Mail: 4alexei@mail.ru стр. 664

Ксенофонтов Александр Мисаилович, 5 курс
Физико-технический институт ЯГУ, физический

О реальной структуре алмаза

Научный руководитель: Бескрованов Виктор Васильевич, д.г.-м.н., профессор, Директор-организатор
НТЦ-алмаза, Научно технологический центр алмаза
Адрес: 677891 г. Якутск ул. Октябрьская 1
Телефон: (4112)44-65-22
E-Mail: bescrovanov@iptpn.ysn.ru стр. 665

Курамшина Вера Михайловна, инженер
Государственное Научное Учреждение ``Научно-исследовательский физико-технический институт
Красноярского Государственного Университета Министерства образования России`, Отдел
`Прикладного материаловедения`

Исследования по получению керамических материалов на основе сырьевых ресурсов Красноярского края

Научный руководитель: Колосова Мария Михайловна, Кандидат технических наук, Научно-
исследовательский физико-технический институт Красноярского Государственного Университета
Министерства образования России`
Адрес: 660036, г. Красноярск, Академгородок, 13 А, а/я 8678
Телефон: (3912) 49-56-14
E-Mail: material@nifti.krasnoyarsk.ru стр. 666

Лопатин Юрий Геннадьевич, 1 курс аспирантуры
Нижегородский Государственный Университет им. Н. И. Лобачевского, физический
Исследование закономерностей распада твердого раствора в медных и алюминиевых микрокристаллических сплавах, полученных методами интенсивного пластического деформирования

Научный руководитель: Чувильдеев Владимир Николаевич, д.ф.-м.н., проф., Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского
Адрес: 603950, Н.Новгород, пр.Гагарина, 23, корп.3, НИФТИ ННГУ им.Н.И.Лобачевского
E-Mail: nokhrin@nifti.unn.ru стр. 668

Лукин Евгений Саввич, научный сотрудник
Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Отдел хладостойкости
Исследование кинетики деформирования сталей по тепловому излучению в условиях концентрации напряжений.

Научный руководитель: Иванов Афанасий Михайлович, к.т.н., Зав. лабораторией, ИФТПС СО РАН, лаб. 1.3
Адрес: 677891, г.Якутск, ул. Октябрьская д. 1, ИФТПС
E-Mail: lukinmail@iptpn.ysn.ru стр. 669

Ляпунов Дмитрий Юрьевич, 6 курс
Красноярский Государственный Технический Университет, радиотехнический
Синтез порошков нанокристаллического сплава (Fex Ni1-x)P (x=0-100%) методом химического осаждения.

Научный руководитель: Чеканова. Л. А, к.ф.-м.н., научный сотрудник, Институт Физики Сибирское Отделение Российская Академия Наук.
Адрес: 660028,г.Красноярск,ул Киренского 122-375
Телефон: (3912) 49-45-56
E-Mail: rauf@iph.krasn.ru стр. 671

Макаров Александр Викторович, инженер
Государственное Научное Учреждение ` Научно-исследовательский физико-технический институт Красноярского Государственного Университета Министерства образования России`,
Содание опытно-промышленной технологии производства керамического спёка ВК-94-1 из пыли электрофильтров печей кальцинации глинозёма

Научный руководитель: Кирко Владимир Игоревич, д.ф.-м.н., директор, Государственное Научное Учреждение ` Научно-исследовательский физико-технический институт Красноярского Государственного Университета Министерства образования России`
Адрес: 660036, г.Красноярск, Академгородок, 13А, а/я 8678
Телефон: (3912) 49-56-14
E-Mail: material@nifti.krasnoyarsk.ru стр. 673

Малых Роман Александрович, аспирант 1-го года обучения
Санкт-Петербургский Государственный Морской Технический университет, естественно-научный
Задача определения влажности цельной сырой древесины в процессах ее уплотнения и сушки
Научный руководитель: Пугачев С. И., д. т. н., преподаватель, Санкт-Петербургский Государственный Морской Технический университет
Адрес: 198096 Санкт-Петербург пр. Стачек 88-2-458
Телефон: (812) 157-10-55
E-Mail: rmalyh@vandex.ru стр. 674

Маркова Анна Евгеньевна, 6 курс
Воронежский Государственный Технический Университет, физико-технический
Получение и структура нанотрубного депозита, содержащего связки многослойных углеродных нанотрубок

Научный руководитель: Золотухин И.В., доктор технических наук, профессор, Воронежский Государственный Технический Университет
Адрес: 394026, г.Воронеж, Московский пр-т, 14
Телефон: (0732) 16-66-47

E-Mail: ann_me@mail.ru стр. 675

Мищенко Дмитрий Алексеевич, 2 курс
Новосибирский Государственный Университет, физический
Исследование лазерного пробоя вблизи металлической и деревянной мишеней, облучаемых импульсным лазером

Научный руководитель: Князев Борис Александрович, профессор д. ф.-м. н., г.н.с., Институт Ядерной Физики СО РАН

Адрес: 630128 г. Новосибирск ,ул. Полевая 8/1, кв 45.

Телефон: (3832) 36-21-94

E-Mail: dima@issc.nsu.ru стр. 676

Никифоров Михаил Анатольевич, ведущий инженер
Институт физико-технических проблем Севера СО РАН НТЦ-алмаза,
Исследование механических свойств порошковых сплавов Al-Ni полученных методом жидкофазного спекания

Научный руководитель: Тарасов Петр Петрович, , Зав. лаб. Кафедры физики твердого тела ЯГУ,

Якутский Государственный Университет

Адрес: 677891 г.Якутск ул Октябрьская 1

Телефон: (4112) 44-65-22

E-Mail: bescrovanov@iptpn.ysn.ru стр. 678

Нохрин Алексей Владимирович, 3 курс аспирантуры
Нижегородский Государственный Университет им. Н. И. Лобачевского, физический
Исследование термической стабильности структуры и свойств нано- и микрокристаллических металлов и сплавов, полученных методами интенсивного пластического деформирования

Научный руководитель: Чувильдеев Владимир Николаевич, д.ф.-м.н., проф., Нижегородский государственный университет им.Н.И.Лобачевского

Адрес: 603950, Нижний Новгород, ГСП-20, пр.Гагарина, 23. корп.3, НИФТИ ННГУ им.Н.И.Лобачевского

E-Mail: nokhrin@nifti.unn.ru стр. 679

Нохрин Алексей Владимирович, 3 курс аспирантуры
Нижегородский Государственный Университет им. Н. И. Лобачевского, физический
Высокоскоростная сверхпластичность микрокристаллических сплавов системы Al-Mg-Sc-Zr

Научный руководитель: Чувильдеев Владимир Николаевич, д.ф.-м.н., проф., Нижегородский государственный университет им.Н.И.Лобачевского

Адрес: 603950, Нижний Новгород, ГСП-20, пр.Гагарина, 23, корп.3

E-Mail: nokhrin@nifti.unn.ru стр. 680

Осипов Константин Юрьевич, аспирант 1-го года обучения
Томский Политехнический Университет, ЭЛТИ
Механоэлектрические преобразования в композиционных диэлектрических материалах на основе цементного вяжущего при комплексном термомеханическом возбуждении

Научный руководитель: Фурса Татьяна Викторовна, Кандидат Технических Наук, Старший Научный Сотрудник, ТПУ, ЭЛТИ, Лаб. ЭДиП

Адрес: 634050, г.Томск, пр.Ленина 30, ТПУ, ЭЛТИ

Телефон: (3822)41-58-34

E-Mail: osipov@tpu.ru стр. 681

Пермякова Инга Евгеньевна, аспирант 2 года обучения
Тамбовский Государственный Университет им. Г.Р. Державина, институт физики информатики и математики при ТГУ
Исследование разрушения и пластичности при микроиндентировании металлического стекла отожженного в высокотемпературной области

Научный руководитель: Федоров Виктор Александрович, проф., д. ф.-м. н., зав. кафедрой общей физики, Институт физики информатики и математики при ТГУ им. Г.Р. Державина

Адрес: 392622, Тамбов, ул. Интернациональная 33, кафедра общей физики.

Телефон: (0752) 35-26-14
E-Mail: ushakoviv@mail.ru

стр. 683

Поляк Наталья Ипполитовна, аспирант
Белорусский Государственный Университет, физический

Воздействие ионов высоких энергий на структуру и свойства бериллиевой бронзы

Научный руководитель: Анищик Виктор Михайлович / Жукова Светлана Ивановна, доктор физ-мат. наук / кандидат физ-мат. наук, проф., зав. каф. физики твердого тела, декан/доцент, БГУ
Адрес: 220050, Пр. Ф. Скорины, 4, г. Минск, БЕЛАРУСЬ

Телефон: (017) 226-57-00

E-Mail: poliak@bsu.by стр. 684

Пронота Наталия Валерьевна, аспирант
Томский Политехнический Университет, Электротехнический институт

Влияние ионно-плазменной обработки на электрофизические свойства поликристаллических ферритов

Научный руководитель: Суржиков Анатолий Петрович, д.ф.-м.н., директор ЭЛТИ, ТПУ
Адрес: 634050 г.Томск пр.Ленина, 30, ТПУ

Телефон: (3822)41-55-31

E-Mail: Pronota@tpu.ru стр. 686

Раевская Светлана Игоревна, 1 курс
Ростовский Государственный Университет, физический

Диэлектрические свойства монокристаллов ниобатов натрия и калия

Научный руководитель: Резниченко Лариса Андреевна, кандидат физ-мат наук, зав. отделом, НИИ физики РГУ

Адрес: 344007 Ростов-на-Дону, Ульяновская, д.7/11, к.10

Телефон: (8632)62-45-02

E-Mail: i110@ip.rsu.ru стр. 688

Резинкина Оксана Анатольевна, м.н.с.

Государственное Научное Учреждение `Научно-исследовательский физико-технический институт Красноярского Государственного Университета Министерства образования России`, Отдел `Прикладного материаловедения`

Эффективный теплоизоляционный материал - пеношламситалл

Научный руководитель: Колосова Мария Михайловна, кандидат технических наук, зав. лаборатории `технологии стекла и керамики`, Государственное Научное Учреждение `Научно-исследовательский физико-технический институт Красноярского Государственного Университета Министерства образования России`

Адрес: 660036, г. Красноярск, Академгородок, 13 А, а/я 8678

Телефон: (3912) 49-56-14

E-Mail: material@nifti.krasnoyarsk.ru стр. 690

Савельев Андрей Викторович, аспирант 1-го года обучения
Томский Политехнический Университет, ЭЛТИ

Влияние характеристик заполнителя на параметры механоэлектрических преобразований в композиционных диэлектрических материалах

Научный руководитель: Фурса Татьяна Викторовна, Кандидат Технические Наук, Старший Научный Сотрудник, ТПУ, ЭЛТИ, Лаб. ЭДиП

Адрес: 634050, г.Томск, пр.Ленина 30, ТПУ, ЭЛТИ

Телефон: (3822)41-58-34

E-Mail: osipov@tpu.ru стр. 692

Сайфуллина Ирина Рустамовна, аспирант
Красноярский Государственный Технический Университет, инженерно-физический

К вопросу о стабильности ультрадисперсных алмазов.

Научный руководитель: Чиганова Галина Александровна, кандидат физико-математических наук, доцент кафедры ВЭПОМ, КГТУ

Адрес: Россия, Красноярск, ул. ак. Киренского 26, 660074
Телефон: (3912)49-74-22
E-Mail: vepom@kgtu.runnet.ru стр. 695

Саланов Андрей Александрович, аспирант 2-го года обучения
Ульяновский Государственный Университет, физико-технический
Электростимулированный транспорт жидкой фазы в системе GaSb-Sn
Научный руководитель: Орлов Анатолий Михайлович, д.т.н., профессор, Ульяновский Государственный Университет
Адрес: 432032 г. Ульяновск, ул. Аблукова, 97-197
E-Mail: Salanov@mail.ru стр. 696

Сачков Виктор Иванович, аспирант
Томский Политехнический Университет, химико-технологический
Особенности кристаллической структуры индийоловооксидных материалов, полученных золь-гель методом.
Научный руководитель: Колпакова Н.А./Малиновская Т.Д., д.х.н., профессор, /к.х.н., с.н.с., профессор/с.н.с., 1Томский политехнический университет/Сибирский физико-технический университет
Адрес: 634034, г. Томск, ул. Вершинина 48, к. 611
Телефон: (902) 989-17-29
E-Mail: malin@elefot.tsu.ru стр. 698

Семенова Ольга Владимировна, заведующий лаборатории
Нижегородский Государственный Университет им. Н.И. Лобачевского, физический
Построение карты векторов смещений на поверхности деформируемых материалов с субпиксельным разрешением
Адрес: 603950, Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23, корп. 3, НИФТИ ННГУ
Телефон: (8312) 65-66-15
E-Mail: sov@nifti.unn.ru стр. 700

Ситник Иннеса Владимировна, аспирант
Ростовский Государственный Университет, физический
Использование рентгеновской флуоресценции при исследовании состава тонких пленок.
Научный руководитель: "Дуймакаев Шамиль Исхакович; Краснолуцкий Вадим Павлович", "кандидат физ.-мат. наук; кандидат физ.-мат. наук", "доцент КФТТ; снс ИОФ РАН", "РГУ; РГУ"
Адрес: 344090 Ростов-на-Дону, ул. Зорге 28/2, общ. 5А, к. 204
E-Mail: isitnik@pisem.net стр. 702

Солдатов Константин Васильевич, ведущий инженер
Институт физико-технических проблем Севера СО РАН НТЦ-алмаза,
Особенности ИК-поглощения округлых алмазов
Научный руководитель: Бескрованов Виктор Васильевич, доктор геолого-минералогических наук, профессор, директор -организатор НТЦ-алмаза, Научно-технологический центр-алмаза
Адрес: 677891 г.Якутск ул Октябрьская 1
Телефон: (4112) 44-65-22
E-Mail: bescrovanov@iptpn.ysn.ru стр. 703

Стручков Никита Александрович, ведущий инженер
Институт физико-технических проблем Севера СО РАН НТЦ-алмаза,
Исследование прочностных свойств зерен алмаза на раздавливание
Научный руководитель: Бескрованов Виктор Васильевич, доктор геолого-минералогических наук, Директор- организатор НТЦ - алмаза, Научно-технологический центр алмаза
Адрес: 677891 г.Якутск ул Октябрьская 1
Телефон: (4112) 44-65-22
E-Mail: bescrovanov@iptpn.ysn.ru стр. 705

Суздалов Илья Петрович, аспирант
ИФТПС СО РАН, ИФТПС

Обзор и анализ моделей, описывающих структуру порошковых материалов

Научный руководитель: Винокуров Геннадий Георгиевич, кандидат технических наук, заведующий лабораторией высокоэнергетических техн, ИФТПС СО РАН

Адрес: 677007 г. Якутск, ул. Октябрьская 1, каб. 316

E-Mail: g.g.vinokurov@iptpn.ysn.ru стр. 707

Титов Виктор Валерьевич, аспирант

Ростовский Государственный Университет, НИИ Физики

Мультифрактальное исследование процессов рекристаллизации в сегнетоэлектрических материалах на основе ниобатов щелочных металлов.

Научный руководитель: Резниченко Лариса Андреевна, доктор физико-математических наук, зав. отделом активных материалов, НИИ Физики Ростовского государственного университета

Адрес: 344090 г.Ростов на Дону пр. Стачки 194

E-Mail: titovs@bast.ru стр. 709

Усманов Рафаэль Усманович, аспирант

Томский политехнический университет / Электро-технический институт, автоматики и электромеханики

Спекание ферритовой керамики облучением компактированных порошков мощными потоками ускоренных электронов

Научный руководитель: Суржиков Анатолий Петрович, д.ф.-м.н., Зав.Лаб. ПНИЛ ЭДИП, Томский политехнический университет

Адрес: 634034, г.Томск-34, ул.Ленина,30, Томский политехнический университет

Телефон: (3822)41-55-31

E-Mail: rafu77@mail.ru стр. 711

Фёдоров Дмитрий Георгиевич, 5 курс

Кемеровский Государственный Университет, физический

Влияние давления на электронную структуру азида серебра

Научный руководитель: Журавлёв Юрий Николаевич, к.ф.-м.н., доцент кафедры теоретической физики, кафедра теоретической физики

Адрес: 650055 г.Кемерово, ул. Мичурина 55а-54

Телефон: (3842) 21-07-57

E-Mail: Mitya00@rambler.ru стр. 713

Хохрин Константин Владимирович, 3 курс

Санкт Петербургский Государственный Университет, физический

Оптимизация формы плечевой части кристаллов LiNbO₃ при выращивании их методом Чохральского.

Научный руководитель: Грунский Олег Сергеевич, , ,

Адрес: 197349, Санкт-Петербург ул. Щербакова 3-209

E-Mail: xoxerix@mail.ru стр. 714

Шабардин Руслан Сергеевич, м.н.с.

Томский Политехнический Университет, ФАЭМ

Однородность ферритовой керамики, спеченной в условиях электронного облучения.

Научный руководитель: Суржиков А.П., Д.ф.-м. н., Зав.Лаб. ПНИЛ ЭДиП, ТПУ

Адрес: 634034, Томск, ул. Ленина, 30

Телефон: (3822)41-55-31

E-Mail: ru40823@mail.ru стр. 716

Шуба Ян Владимирович, 5 курс

Томский Государственный Университет, физический

Электронномикроскопическое исследование полос локализации деформации в сплавах Mo-Re и V-Ti-Cr.

Научный руководитель: Тюменцев А. Н., профессор, д.ф.-м.н., заведующий лабораторией, ИФПМ СО РАН, Томск

Адрес: Россия, г.Томск, пр. Ленина 49 ком. 221

E-Mail: YanS@mail2000.ru стр. 718

Исследования по кинетике химического травления теллура

Абакаров Магомед Асхабалиевич

Сулейманова Гуля Сулеймановна

Дагестанский Государственный Университет

Гираев Магомед Абдулаевич, к. ф-м.н

7272000@mail.ru

В режиме непрерывного травления изучена кинетика химического травления теллура. Постановка задачи связана с импедансной спектроскопией зарядовых процессов в двойном электрическом слое межфазной границы теллур/водный раствор электролита, где состояние реальной поверхности исследуемого электрода играет весьма существенную роль.

В качестве материала для травления были использованы беспримесные монокристаллы теллура, полученные методом Чохральского и подвергнутые многократной зонной очистке. Травлению подвергали образцы теллура, доведенные до цилиндрической формы механической обработкой.

Состав для химического травления теллура заимствован из работы [1].

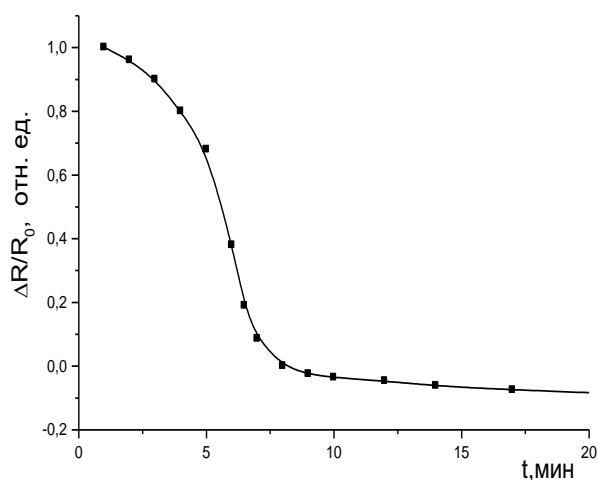
Режим травления контролировали по непрерывному измерению изменения сопротивления образца по методике предложенной в [2].

Типичная кинетическая кривая, получаемая в результате химического травления теллура, приведена на рисунке.

Как правило, она состояла из двух участков: вначале - участок быстрого травления (соответствует травлению механически нарушенного слоя на поверхности), а за ним – участок медленного травления чистой поверхности теллура. В зависимости от степени шероховатости поверхности образца, длительность первого участка колебалась в пределах 5 – 10 минут.

Рассмотрен возможный механизм химического травления теллура.

Вычислены соответствующие скорости травления.



Список публикаций:

- [1]. Ahmad S. and Weinstroub S., *J. Crystal Growth.*, **8**, 299-303 (1971).
[2]. Репинский С. М., *Вестник ЛГУ*, № 10, 103 (1962); № 22 (1962).

Характер разрушения при ветвлении трещины в аморфных полимерах.

Алексеев Анисий Анисиевич

Сыромятникова Айталипа Степановна, к.ф.-м.н.

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН

Левин Алексей Иванович, д.т.н.

a.a.alexeev@iptpn.usn.ru

Для изучения перехода от прямолинейного распространения трещины к режиму ветвления были проведены механические испытания по динамическому распространению трещины в полиметилметакрилата (ПММА) с режимом ветвления при различных температурно-временных условиях и фрактографический анализ динамического распространения трещины в ПММА при ее прямолинейном распространении и в режиме ветвления.

Эксперименты были проведены на универсальной разрывной машине INSTRON серии IX модели 4483. Проводились испытания на растяжение плоских образцов из ПММА с размерами 120x120x4 мм и 150x150x4 мм при температурах 20⁰ С, -50⁰ С. На образцы наносились инициаторы трещин шириной 1 мм, глубиной 3 мм с радиусом закругления в вершине трещины 0,1 мм. Охлаждение проводилось в температурной камере «INSTRON»-а до температуры -50⁰ С. При достижении заданной температуры производилось нагружение образца со скоростью $v=1$ мм/мин до разрушения. В ходе эксперимента получено ветвление трещины.

Проведен фрактографический анализ изломов образцов на растровом электронном микроскопе XL-20 Philips. Получена картина продвижения трещины по всей длине образца, которая позволяет проанализировать различные этапы продвижения трещины. На изломах образцов обнаружены четыре области – зеркальная, перьевая, шероховатая и ступенчатая.

На изломах образцов обнаружены четыре зоны – зеркальная, матовая, перьевая и ступенчатая. Установлено, что при высоких скоростях распространения трещины область, предшествующая её ветвлению, характеризуется зеркальным рельефом, переходящим в ступенчатый (*Рис. 1*). При этом переход осуществляется плавно с определенной последовательностью: зона перемежаемости – ступенчатая область – зеркальная область – ступенчатая область – зона перемежаемости. Резкое замедление распространения основной трещины в результате ветвления, при котором часть упругой энергии системы расходуется на формирование области предразрушения вторичной трещины, приводит к появлению зеркальной зоны в области ветвления трещины.

Все ступеньки имеют один вид, периодичны. Средние размеры ступенек порядка 30 мкм. Ступеньки расположены перпендикулярно фронту распространения трещины. Ступенчатая область периодична: сначала появляются мелкие бороздки, которые сливаются в линии, а линии – в ступеньки со средними размерами в десятки микрон.

Ступенчатый рельеф поверхности разрушения образуется в результате взаимодействия фронтов магистральной и вторичной трещины, и соответственно, расстояние между бороздками определяется соотношением скоростей магистральной и вторичной трещины.

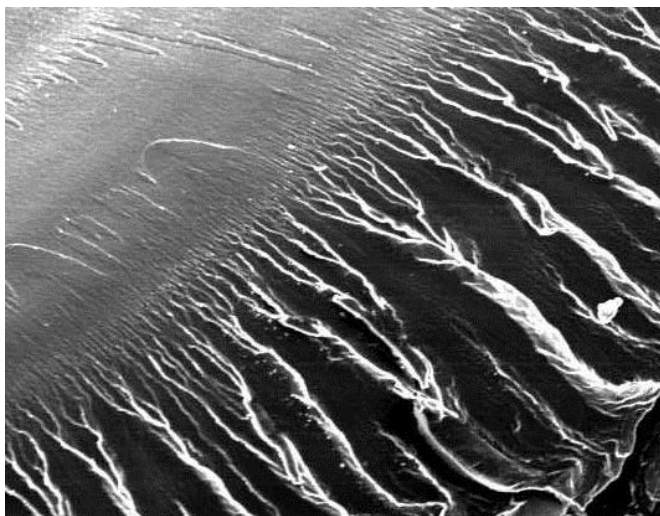


Рис. 1. Ступенчатый рельеф поверхности разрушения. Увеличение 250х.

Влияние плотности потока мышьяка на строение фронта кристаллизации (001)GaAs при низкотемпературной молекулярно-лучевой эпитаксии

Анисимова Любовь Леонидовна

Семягин Борис Рэмович, Пулято Михаил Альбертович

Томский Государственный Университет

Ивонин Иван Варфоломеевич, д.ф-м.н.

anisimova@phys.tsu.ru

В работе исследуется влияние плотности потока мышьяка на строение фронта кристаллизации (001) GaAs при низкотемпературной молекулярно-лучевой эпитаксии (НТ МЛЭ).

Эпитаксиальные слои арсенида галлия выращивались методом МЛЭ в установке “Катунь” (ИФП СО РАН, г. Новосибирск). Варьировалось давление потока мышьяка, при этом отношение потоков As/Ga менялось от 1,3 до 5,2. Использовались молекулярные потоки мышьяка в форме As₂ и As₄: J_{As₂}, J_{As₄}. Поток Ga поддерживался постоянным, что обеспечивало постоянную скорость роста слоя ~ 1 мкм/час. Температура роста составляла 150⁰С и 200⁰С.

Исследования поверхности GaAs выполнены на атомно-силовом микроскопе Solver P4-SPM-MDT в полуконтактном режиме.

В результате проведения работы установлено, что при всех исследованных режимах роста основным элементом рельефа поверхности являются холмики роста овальной формы (рис. 1), размеры которых меняются при изменении условий осаждения.

Температура роста 200⁰С: при использовании J_{As_4} с увеличением плотности потока высота холмиков практически постоянна и составляет $\sim 8\text{Å}$, в то время как их размеры в латеральном направлении (ширина) уменьшаются от 70 до 55 нм.

В случае J_{As_2} с увеличением плотности потока уменьшается как высота (от 2 до 1 нм) так и ширина холмиков (от 80 до 50 нм).

Температура роста 150⁰С: в случае подачи мышьяка в форме As_4 происходит увеличение высоты (от 6 до 13 Å) и ширины (от 64 до 80 нм) холмиков.

Когда поток мышьяка представлен молекулами As_2 ситуация иная: при увеличении J_{As_2} высота холмиков по прежнему увеличивается (от 6 до 12 Å), а ширина уменьшается (с 54 до 47 нм).

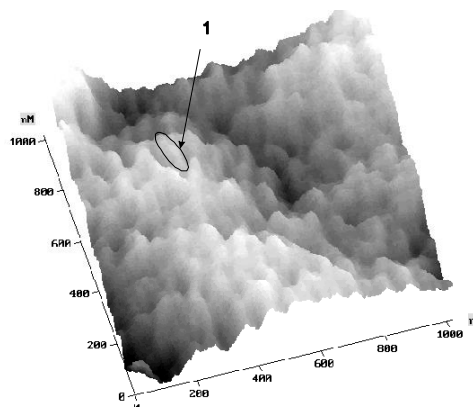


Рис. 1. АСМ изображение рельефа поверхности (001)GaAs: $T_p=200^0\text{C}$, $J_{As}/J_{Ga^*}=2,6$; 1- отдельный холмик.

Кроме холмиков на ростовых поверхностях эпитаксиальных слоев (001)GaAs наблюдаются дефекты роста двух видов. При температуре роста 200⁰С и использовании в качестве источника мышьяка молекул As_2 дефекты имеют формы “кратеров” (рис. 2а). Аналогичные дефекты наблюдались на ростовой поверхности эпитаксиальных слоев InGaAs [1]. При исследовании внутренней структуры этих пленок оказалось, что кратеры существуют в местах выхода на поверхность дефектов упаковки. Поэтому, мы предполагаем, что и в нашем случае дефекты имеют ту же природу происхождения.

При подаче на поверхность молекул As_4 наблюдаются дефекты другого сорта - ямки (рис. 2б). Размеры и плотность дефектов изменяются при изменении условий роста. В отличие от “кратеров” ямки имеют существенно меньшую глубину и меньшие углы наклона боковой поверхности.

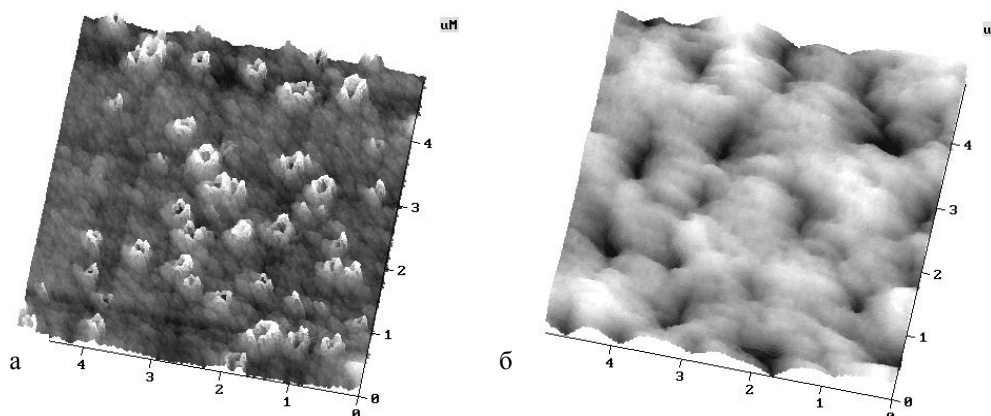


Рис. 2. АСМ изображение дефектов роста на поверхности (001) GaAs: а – кратеры, б – ямки.

Ранее [2] при проведении рентгеноструктурных исследований, было показано, что степень совершенства структуры эпитаксиальных слоев НТ GaAs зависит от условий роста. При сопоставлении этих данных с данными по морфологии поверхности нами обнаружены качественные корреляции между микрорельефом ростовой

поверхности и степенью совершенства структуры в объеме пленки. Оказалось, что если шероховатость поверхности увеличивается, т. е. рельеф поверхности становится более неоднородным, или же плотность дефектов на поверхности увеличивается, то степень совершенства структуры ухудшается.

Таким образом, в результате проведенных исследований показано, что:

1. Основным элементом ростовых поверхностей эпитаксиальных слоев (001)GaAs, выращенных при низких температурах являются холмики роста.
2. Также на поверхностях эпитаксиальных пленок присутствуют дефекты роста, вид и размеры которых зависят от условий роста.
3. Установлены качественные корреляции между микрорельефом ростовой поверхности и степенью совершенства внутренней структуры пленок.

Список публикаций

[1] Субач С. В. Кандидатская диссертация, Томск, 185с. (2001).

[2] Вилисова М.Д., Ивонин И.В., Лаврентьева Л.Г., Преображенский В.В., Пулято М.А., Семягин Б.Р., Торопов С.Е. Изв. Вузов. Материалы электронной техники, №4, (2002).

Синтез и исследование фуллереновых производных

Булина Наталья Васильевна

Глушченко Г.А., Внукова Н.Г., Алиханян А.С., М.И.Никитин, Новиков П. В., Емелина А.Л.

Красноярский государственный технический университет

Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН

Чурилов Григорий Николаевич, д.т.н.

churilov@iph.krasn.ru

Последнее время большое внимание исследователей уделяется синтезу фуллереновых производных. Считается, что наиболее перспективными являются эндо- и гетерофуллерены. Основным отличием фуллереновых производных является несимметричное распределение электронной плотности внутри молекулы, которое позволяет ожидать от них возможностей широкого применения. Широкое применение эндо- и гетерофуллеренов сдерживается тем, что установок, производящих большие количества этих уникальных веществ нет.

Обычно синтез фуллереновых производных осуществляется в плазменных установках. Вводимые вещества помещают в осевом отверстии электрода, или пропитывают электрод соответствующими солями. Это позволяет вводить вещество в камеру без нарушения вакуума. Таким образом можно вводить тугоплавкие металлы, например, вольфрам и иридий. Легкоплавкие и легколетучие вещества таким путем ввести не удастся из-за их быстрого испарения.

На сегодняшний день нами установлено, что на синтез фуллеренов и их производных, кроме температуры, сильное влияние оказывает концентрация электронов в плазме, а также ее колебания [1-2]. На основе полученных представлений об образовании фуллеренов нами разработана установка, позволяющая проводить синтез при атмосферном давлении. Одно из главных преимуществ разработанной нами установки для синтеза фуллеренов [3] – это возможность проведения в ней синтеза фуллереновых производных практически с любыми веществами в любом агрегатном

состоянии. Вещество просто смешивается с потоком инертного газа гелия и подается в область осуществления разряда. Непрерывное и дозированное поступление вещества не зависит от таких его свойств, как легкоплавкость или легколетучесть, тем самым обеспечивается стабильность синтеза.

Был проведен синтез фуллереновых производных с кислородом, водородом, азотом, бором, скандием, иридием, платиной и никелем. Анализ молекулярного состава синтезируемых веществ проводился на времяпролетном масс-спектрометре с лазерной ионизацией Bruker BIFLEX III.

Масс-спектральным методом установлено, что при синтезе фуллеренов (без введения каких-либо добавок) в нашей установке образуется 1,5-2,5 % оксидов фуллеренов C_{60} и C_{70} .

При синтезе фуллереновых производных с водородом в плазменную зону вводился газообразный водород в смеси с буферным газом гелием. В электронных спектрах поглощения фуллеренового экстракта из сажа, полученных в синтезе с введением водорода, были зарегистрированы отличия от чистой фуллереновой смеси: появилась полоса поглощения на 434 нм и произошло смещение полосы 334 нм на 17 нм в УФ область. Данное изменение в литературе приписывается комплексам фуллеренов с водородом типа $C_{60}H_2$ [4, 5]. Масс-спектр этого экстракта отличается от масс-спектра обычной фуллереновой смеси тем, что присутствует большое количество «осколочных» масс. Массы, соответствующие высшим фуллеренам отсутствуют.

При синтезе фуллереновых производных с бором в нашу установку подавался порошок B_2O_3 . Методом масс-спектрометрии исследовались фуллеренсодержащая сажа и фуллереновый экстракт. В масс-спектрах зарегистрированы ионы с $m/e=718$ и 719 а.е.м., характерное для изотопного состава бора отношение интенсивностей указывает на присутствие молекул $C_{59}B$. Содержание $C_{59}B$ в фуллереновой смеси составило более 11 %. Были определены давление насыщенного пара и параметры сублимации $C_{59}B$, в предположении его единичной активности.

Проведен синтез фуллереновых производных с азотом. Азот вводился в установку в газообразном состоянии. Установлено, что бензольный экстракт кроме обычных фуллеренов содержит гетерофуллерен $C_{69}N$: в масс-спектре зарегистрированы ионы с $m/e=842$, 843 и 844 а.е.м. Методом высокоэффективной жидкостной хроматографии удалось выделить фракцию C_{70} , содержащую гетерофуллерен $C_{69}N$.

При исследовании фуллеренового экстракта, полученного при введении Sc в плазменную зону, методом эмиссионной спектроскопии установлено присутствие Sc в количестве 10^{-3} %.

Исследование продуктов, полученных при введении металлических порошков Pt, Ir и Ni в углеродно-гелиевый поток плазмы, показало, что фуллереновые производные с этими металлами не образуются. Введение Pt катализирует образование оксидов фуллеренов, а введение Ir катализирует синтез нанотруб.

Работа выполнена при финансовой поддержке фонда INTAS (грант 01-2399).

Список публикаций:

- [1] Churilov G.N., Fedorov A.S., Novikov P.V., *Carbon*, 41(1), 173-178 (2003).
- [2] Чурилов Г.Н., Федоров А.С., Новиков П.В., *Письма в ЖЭТФ*, 76(8) 604-608 (2002).
- [3] Чурилов Г.Н., *Приборы и техника эксперимента*, 1, 5 (2000).

[4] Mandrus D., Kele M., Hettich R.L., Guiochon G., Sales B.C., Boatner L.A., *J.Phys. Chem. B.*, 101, 123-128 (1997).

[5] Henderson C.C and Cahill P.A., *Science*, 259, 1885-1886 (1993).

Электронно-лучевое борирование железоуглеродистых сплавов в вакууме

Ванданов Александр Григорьевич

Отдел физических проблем при Президиуме БНЦ СО РАН.

Смирнягина Наталья Назаровна, к.х.н., Семенов Александр Петрович, д.т.н.

ionbeam@ofpsrv.bsc.buryatia.ru

В последнее время в инженерии поверхности все больше используют технологии обработки поверхности концентрированными потоками энергии, создаваемыми лазерным излучением, высокотемпературной плазмой, электронным и ионным пучками. Это позволяет целенаправленно изменять состояние поверхностного слоя деталей машин, инструмента и т.д. и, как следствие, улучшать их эксплуатационные свойства.

Одним из способов электронно-лучевой обработки (ЭЛО) является электронно-лучевая химико-термическая обработка (ЭЛХТО), заключающаяся в нагреве электронным пучком поверхности металла с нанесенной на нее насыщающей обмазкой. Изменяя состав насыщающей обмазки и параметры электронного пучка, можно получать различные свойства поверхности (коррозионную стойкость, износостойкость и др.).

В настоящей работе исследованы структура и свойства слоев, полученных на поверхности углеродистой стали в результате электронно-лучевого борирования (ЭЛБ).

Исследования проводили на образцах, изготовленных из углеродистых сталей 20, 45, У8А. В состав насыщающих обмазок входили бор аморфный или карбид бора и органическое связующее-раствор 1:10 клея БФ-6 в ацетоне. Электронный нагрев осуществляли с помощью вакуумной установки, содержащей мощную аксиальную электронную пушку ЭПА-60-04.2 с блоком управления электронным пучком и высоковольтный выпрямитель. Обработку образцов проводили в течение 2-5 минут при мощности электронного пучка 150-300 Вт.

Рентгенофазовый анализ (РФА) осуществляли на дифрактометре ДРОН-2 на Co K_α -излучении. Микротвердость сформированных слоев определяли на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой на алмазную пирамиду 50 и 100 г. Микроструктуру образцов исследовали на микроскопе "Neophot-21".

Толщина боридного слоя, сформированного из бора аморфного на стали 45 в течение 3 минут составляет 350-360 мкм. Бориды имеют различную форму: ромбическую, призматическую, дендритную. На поверхности располагается сплошная светлая пленка с иглами, направленными внутрь образца. Микротвердость ее составляет 1220 HV. Внутри находятся редкие (1-2) включения овальной формы с микротвердостью 1820 HV. Под пленкой располагаются первичные кристаллы и эвтектика с микротвердостью 860 HV и 520 HV, соответственно.

Боридный слой, сформированный из карбида бора на стали 45, имеет толщину 100-110 мкм. Он состоит из округлых боридных включений с микротвердостью 830 HV и эвтектики с микротвердостью 530 HV.

Для сравнения проводили традиционное борирование при температуре 950°C, в течение 4 часов в порошковой смеси, содержащей 97% В₄С и 3% КВF₄, в герметичном контейнере.

Толщина слоя составляет: после традиционного борирования 70-90 мкм, после ЭЛБ 220 мкм. Исследование температурной зависимости микротвердости выявило особенности строения боридных слоев. Если в исходном состоянии слои, полученные в результате традиционного борирования, обладают более высокой твердостью по сравнению со слоями, полученными при ЭЛБ, то при нагреве до температуры 800-900°C микротвердость становится практически сопоставимой.

Исследованием микроструктуры установлено, что, начиная с температуры 700°C в слоях, полученных в результате традиционного борирования, начинают образовываться трещины. Зарождение трещины начинается с поверхности. Увеличение температуры нагрева приводит к росту трещины вглубь слоя и к её раскрытию. В слоях, полученных при ЭЛБ, трещины не обнаружены.

Известно [1], что наряду с высокой твердостью и износостойкостью, боридные слои обладают и существенным недостатком – повышенной хрупкостью. Для оценки хрупкости боридных слоёв определяли балл хрупкости. Установлено, что после ЭЛБ слои более пластичны в сравнении с традиционным борированием. Кроме того, эти слои имеют гетерогенную структуру, сочетающую твердые (хрупкие) и более пластичные структурные составляющие. Такое сочетание отчасти объясняет отсутствие термических трещин при нагреве боридных слоёв до высоких температур.

Выравнивание микротвердости боридных слоёв после традиционного и ЭЛБ при высоких температурах (900°C) позволяет сделать вывод об использовании ЭЛБ для упрочнения режущих инструментов и др., испытывающих разогрев в процессе работы до столь высоких температур без существенного снижения эксплуатационных свойств.

Список публикаций:

- [1]. *Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Справочник. /Под ред. Л.С. Ляховича, М: Металлургия, 1981, с.424.*
- [2] *Смирнягина Н.Н., Сизов И.Г., Семенов А.П., Ванданов А.Г. Термодинамический анализ синтеза боридов ванадия на поверхности углеродистых сталей в вакууме. //ФиХОМ, 2001, №2, с.63-67.*
- [3] *Повышение стойкости резцов из быстрорежущей стали электронно-лучевым борированием. /Сизов И.Г., Семенов А.П., Смирнягина Н.Н., Ванданов А.Г., Коробков Н.В., Целовальников Б.И. //СТИН, 2001, №3, с.28-29.*
- [4] *Смирнягина Н.Н., Семенов А.П., Сизов И.Г., Ванданов А.Г. Синтез боридов тугоплавких металлов под воздействием электронного пучка в вакууме. //Вестник ВСГТУ, 2001, №3, с.18-24*
- [5] *Смирнягина Н.Н., Сизов И.Г., Семенов А.П., Ванданов А.Г. Термодинамический анализ синтеза в вакууме боридов титана на поверхности углеродистых сталей. //МиТОМ, 2002, №1, с.32-36*
- [6] *Патент на изобретение №2186872. С2 7 С23 С8/68, 8/70 Способ электроннолучевого борирования стали и чугуна. Семенов А.П., Сизов И.Г., Смирнягина Н.Н., Коробков Н.В., Целовальников Б.И., Ванданов А.Г. Оpubл. 10.08.2002. Бюл. №22.*
- [7] *Smirnyagina N.N., Sizov I.G., Semenov A.P., Vandarov A.G. Synthesis of refractory metal borides and carbides in vacuum under irradiation by power electron beam // Proceedings 1th International congress on radiation physics, high current electronics and modification of materials. 11 Conference on radiation physics and chemistry of condensed matter. Tomsk: 2000. Vol.1. P.39-43.*
- [8] *Semyonov A.P., Sizov I.G., Smirnyagina N.N., Vandarov A.G., Korobkov N.V., Tseloval'nikov B.I. On the increase of plasticity of boron layers using electron beam boron plating // Proceedings 1th International congress*

Исследование структуры и свойств алмазометаллических композитов, полученных методом взрывного прессования

Васильева Мария Ильинична

Яковлева Софья Петровна, Махарова Сусанна Николаевна, Винокуров Геннадий Георгиевич

Якутский институт физико-технических проблем Севера СО РАН

Яковлева Софья Петровна, к.т.н.

g.g. vinokurov @ iptpn.ysn. ru

В настоящее время алмазные инструменты получили широкое применение во всех отраслях промышленности. Использование их обеспечивает качественную высокопроизводительную механическую обработку деталей машин и механизмов. Наиболее важными характеристиками, определяющими не только эффективность, но и возможность самого применения алмазно-абразивного инструмента, являются характеристики связки. Алмазные инструменты изготавливаются на металлических, органических и керамических связках. По сравнению с инструментом на органических и керамических связках инструмент на металлических связках обладает более высокой износостойкостью, алмазодержанием и теплопроводностью, эффективно применяется при повышенных рабочих режимах. Однако в существующих технологиях изготовления используются дорогие цветные металлы на основе сплавов меди, кобальта, вольфрама и т.д. Поэтому актуальной проблемой является разработка технологий изготовления алмазных инструментов, содержащих в качестве связки дешевые и прочные железоуглеродистые сплавы; кроме того существует необходимость переработки в Республике Саха (Якутия) местного алмазного сырья (технических алмазов, отходов гранильного производства).

Принципиально новые перспективы для создания алмазометаллических композитов представляет использование энергии взрыва. Возможности взрывного прессования связаны с экстремальностью процессов, протекающих при высоких давлениях, скоростях, температурах, когда в результате практически мгновенного высокоинтенсивного воздействия на порошки происходят их уплотнение, нагрев и деформирование, сопровождающиеся контактообразованием между частицами.

Для обоснования перспективности применения метода взрывного прессования по получения износостойких алмазометаллических композитов проведены исследования:

структуры и свойств алмазометаллических композитов, полученных методом взрывного прессования, а также дополнительно термообработанных;

гранулометрического состава и статической прочности алмазных частиц после воздействия взрыва;

процессов деструкции алмазометаллического композита при абразивном износе.

В работе использованы порошки сплавов на основе железа, которые обладают широким диапазоном прочностных свойств и дают возможность получения изделий с повышенным уровнем механических характеристик. Железные порошки имеют

высокую уплотняемость и сравнительно высокую адгезионную активность по отношению к алмазу.

Алмазные порошки АСВ 160/125 (связующий материал ПЖ-6) и А7К80 500/400 (связующий материал ПХ18Н9Т и ПР-М6Ф3) вводили из расчета получения 100% их содержания в беспористом компакте. В экспериментах по взрывному прессованию была использована осесимметричная схема, в соответствии с которой металлические ампулы с шихтой помещались в цилиндрические контейнеры и засыпались взрывчатым веществом. Взрывное прессование проводили при различных технологических параметрах, затем дополнительно термообработывали. Для анализа структуры и поверхностей износа применяли методы оптической и растровой электронной микроскопии. Замеры микротвердости проведены на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,5 Н.

Испытания на износостойкость проводились при трении о закрепленные абразивные частицы. Линейный износ измерялся по разнице в высоте образца до и после испытаний.

Гранулометрический анализ и исследование статической прочности алмазных частиц в исходном состоянии и после рекуперации проводили по стандартным методикам в соответствии с ГОСТ 9206-80.

В результате взрывного прессования подготовленных порошковых смесей во всех случаях были получены более или менее монолитные прессовки. Из сравнения значений микротвердости получено, что преимущественно происходит упрочнение материала связки.

О степени алмазоудержания в алмазometаллическом композите можно судить по характеристикам износа, так как износостойкость определяется наличием алмазных частиц, а их удаление с поверхности трения приводит к быстрому изнашиванию матрицы.

Результаты испытаний алмазometаллического композита на износостойкость показывают, что термическая обработка явилась эффективным средством повышения алмазоудержания алмазometаллического материала с матрицей из сплава ПЖ-6 и его износостойкости (линейный износ Δh уменьшается приблизительно в 4 раза).

Проведен анализ микромеханизмов разрушения композита после термообработки. Удаление зерен алмаза в исходном состоянии прессовок (сразу после взрывного прессования) происходит преимущественно вырывом. После термообработки происходит транскристаллитное разрушение алмазных зерен, что создает благоприятные условия для процесса шлифования вследствие образования большого числа режущих микровыступов.

Использование связок с повышенной твердостью позволило при существующих условиях экспериментов сохранить к близким к исходным показатели среднего размера зерна, доли основной фракции и статической прочности алмазных зерен, которые уменьшились на 4%, 1% и 10% соответственно. При традиционных способах спекания эти показатели значительно хуже.

Таким образом, подтверждена перспективность метода взрывного прессования для создания алмазometаллического композита с матрицей из сплавов на основе железа.

Дисперсия π -электронов в карбиноидах

Векессер Наталья Александровна

Байтингер Евгений Михайлович

Челябинский государственный педагогический университет

Байтингер Евгений Михайлович, д.ф.-м.н.

Песин Леонид Абрамович, д.ф.-м.н.

Wekesser@cspi.urc.ac.ru

Дисперсия π -электронов в карбиноидах определяет их оптические свойства в широком спектральном интервале от инфракрасного до ультрафиолетового излучения. Причем для одномерных систем, к которым относятся и изучаемые объекты, зоны, как правило, зеркальны [1]. Последнее утверждение означает, что электронные состояния зоны проводимости симметрично повторяют состояния валентной зоны относительно отражения от середины энергетической щели. Этот эффект позволяет использовать простые методы расчета (сильной связи) для восстановления энергетического спектра в широком энергетическом интервале

В расчетах применялся метод квазимолекулярной расширенной элементарной ячейки (КРЭЯ) [2]. Расширенной ЭЯ соответствует суженная зона Бриллюэна (ЗБ). Вследствие этого существует проблема отображения зонных состояний, определенных в суженной ЗБ, состояниям в традиционной ЗБ. Проще всего определить энергетическое положение зон и волновые функции в точке Γ (нулевое значение волнового вектора) суженной (a , следовательно, и исходной) ЗБ, т.к. матрица собственных векторов здесь действительна. Этот факт и определил способ изучения закона дисперсии на основе КРЭЯ. В используемой модели реализован более общий случай, соответствующий точке в ЗБ низкой симметрии. Вычисления произведены кроме точки Γ , также в точках 0.25, 0.5, 0.75, 1 от $k_{zB} = \pi/a$ (нм^{-1}). Волновые функции определяются линейной комбинацией атомных орбиталей φ_μ , выбранной КРЭЯ, и периодическими условиями Борна-Кармана. Решение уравнения Хартри-Фока-Рутана для выбранного базиса с учетом свойств трансляционной симметрии позволяет получить волновые функции и собственные значения энергии, соответствующие зонным состояниям электронов в используемой модели [3].

Карбиноиды – квазилинейные образования из углеродных цепочек с прикрепленными гетероатомами. Исходным материалом при синтезе карбина является поливинилиденфторид. По мере протекания реакции дегидрогалогенирования все большая часть цепи становится свободной от фтора и водорода и приобретает свойства собственно карбина. Энергетический спектр карбина был вычислен ранее несколькими авторами [4], в том числе и методом сильной связи [5]. Модель описывает поведение двух почти независимых π -электронных систем, ориентированных перпендикулярно друг другу [5]. В качестве моделей были выбраны: креслообразная и зигзагообразная деформации цепи. Межатомные расстояния, $a=0.128$ нм во всех расчетах были одинаковыми, соответствующими экспериментальными данными для β -карбина [4]. Периоды трансляции a_z и a'_z различны и составляют: $a_z=0.423$ нм, $a'_z=0.501$ нм, $a''_z=0.533$ нм. Углы между углерод-углеродными связями следующие. В случае креслообразной конформации 112° , в случае зигзагообразной конформации 109° и 120° . К исходной углеродной цепочке были присоединены атомы водорода.

Величина $k_{zB} = \pi/a$ - различна для различных моделируемых структур. Вырождение двух π -зон снимается и необходимо анализировать структуру двух π -подзон отдельно, хотя общее поведение дисперсионных кривых идентично. Оно заключается в том, что дно валентной полосы локализовано в центре ЗБ (E_c), а потолка – на ее внешней границе (E_v). Разрыв дисперсионной кривой обнаружен для креслообразной конформации. Он, на наш взгляд, обусловлен выбором периода трансляции. Поскольку для креслообразной цепочки он больше, приведенная ЗБ для нее меньше. Таким образом, расчет показал фактически дисперсию во второй ЗБ. Для зигзагообразной конформации в центре приведенной ЗБ ($k_z/k_{zB} = 0.5$) обнаружен перегиб, который может обуславливать немонотонности в оптическом спектре поглощения. Присоединение атомов водорода дает «проседание» всей дисперсионной картины. В креслообразной конформации с добавлением атомов водорода ширина щели увеличилась. Различное присоединение атомов водорода (симметричное и несимметричное) дает различные формы дисперсионных кривых. Несимметричное присоединение атомов водорода дает большее, чем симметричное присоединение, «проседание» кривой дисперсии ($\sim 1,5$ эВ).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 01-02-96475) и ЧГПУ (грант № ГРГ-16/01/А).

Список публикаций:

- [1] Бассани Ф., Пастори-Паравичини Дж. *Электронные состояния и оптические переходы в твердых телах*. – М.: Наука, 1982. – 391 с.
- [2] Эварестов Р.А. *Квантовохимические методы в теории твердого тела*. – Л.: Изд-во Ленингр. ун-та, 1982. – 280 с.
- [3] Байтингер Е.М., Шулепов С.В., Тетерин Ю.А., Кугеев Ф.Ф. – В кн.: *Вопросы физики тв. тела/Физические св-ва углеродных материалов*. - Челябинск: ЧГПИ, 1988, с. 3-10.
- [4] Yu.P. Kudryavtsev, in: R.V. Heimann, S.E. Evsykov, L. Kavcen (Eds.), *Carbyne and Garbynoid Structures*, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1999.
- [5] Байтингер Е.М. *Электронная структура конденсированного углерода*. – Свердловск: Изд-во Уральского университета, 1988. – 152 с.

Ab initio расчет взаимодействия атома N с активными примесями B и P в Si.

Висиковский Антон Витальевич

Дальневосточный Государственный Университет

Заводинский Виктор Григорьевич, д.ф.-м.н.

antonv@mail.primorye.ru

В настоящее время кремний является основным материалом для создания полупроводниковых приборов интегральных схем. При этом огромное влияние на физико-химические свойства его оказывают различного рода примеси. Бор и фосфор являются электрически активными примесями и вводятся в кремний для создания дырочной и электронной проводимости соответственно. Азот – глубокий донор и потому на электропроводность кремния влияет не столь сильно, но в то же время обладает рядом других полезных качеств. В частности, экспериментально показано, что примесь азота влияет на размеры и подвижность различных структурных дефектов в кремнии. Атомы азота способны также образовывать комплексы с другими

примесями, такими как С, О, Al, В, Р. Несмотря на то, что азот в кремнии исследуется достаточно давно, свойства многих конкретных структур остаются неизученными. В данной работе мы попытались с помощью компьютерного моделирования и квантово-механических расчетов теоретически исследовать свойства комплексов, которые образует азот с наиболее распространенными активными примесями бора и фосфора в кремнии.

Для расчетов использовался программный пакет FHI96MD [1], реализующий метод функционала электронной плотности в приближении локальной плотности, с использованием псевдопотенциалов. Этот метод позволяет использовать свойство периодичности кристаллического твердого тела. Волновые функции раскладываются по базису из плоских волн, количество которых определяется энергией обрезания. В наших расчетах мы использовали ячейку кремния в 64 атома и энергии обрезания 10, 14, 24, 30 Ry.

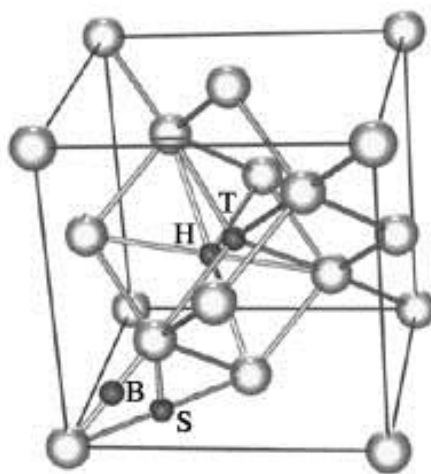


Рис. 1.

Сначала исследовались структуры, образуемые в объемном кремнии одиночными атомами примеси азота, бора и фосфора. Экспериментально показано, что атом азота может находиться как в позиции замещения, так и в позиции внедрения. Поэтому мы также исследовали оба этих случая. При этом было показано, что в замещающей позиции азот смещается из узла идеальной решетки кремния в направлении $\langle 111 \rangle$ на расстояние 3,2 ангстрема. Для междоузельного азота наиболее выгодной является так называемая S-позиция в решетке кремния (см. рис. 1). Причем случай междоузельного азота энергетически более выгодный на величину порядка 0,5 эВ, чем случай, когда азот является примесью замещения. Эти факты хорошо согласуются с имеющимися экспериментальными данными [2, 3].

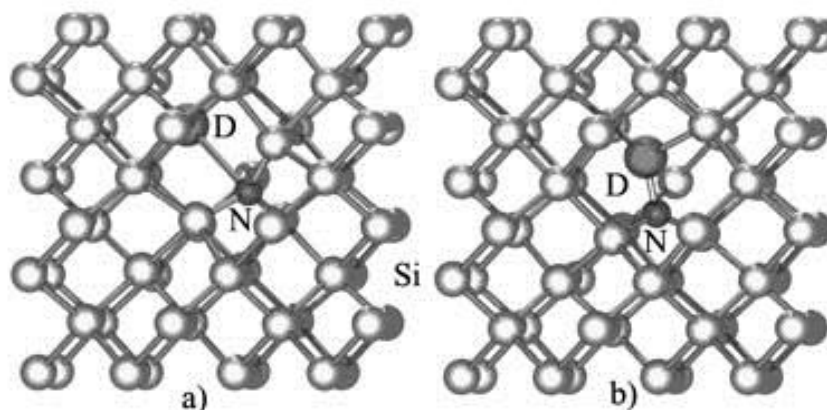


Рис. 2.

Расчеты комплексов азота и активных примесей бора и фосфора дали следующие результаты. Оказалось, что образование данных комплексов энергетически выгодно как для междоузельного азота (рис. 2b), так и для замещающего (рис. 2a). Величина энергии связи для случая замещения составила 0,85 и 0,05 эВ для комплексов N+P и N+B соответственно. В случае, когда в состав комплекса входил междоузельный атом азота, выгода в энергии составила 0,3 для N+P и 2,5 эВ для N+B.

Для анализа влияния азота на электрические свойства бора и фосфора в кремнии была просчитана электронная структура комплексов. Построенная зависимость плотности электронных состояний от энергии показала, что влияние азота значительно снижают электрическую активность данных примесей.

Список публикаций:

- [1] M. Beckstedte, A. Kley, J. Neugebauer, M. Scheffler, *Comp. Phys. Commun.* 107(1997)187
- [2] R. Jones, S. Öberg, *Phys. Rev. Lett.* 72(1994)1882
- [3] H. Sawada, K. Kawakami, *Phys. Rev. B* 62(2000)1851

Модификация РФЭС остовных электронов углерода в поливинилиденфториде в процессе измерения

Воинкова Ирина Владимировна

Евсюков Сергей Евгеньевич

Челябинский Государственный Педагогический Университет

Песин Леонид Абрамович, д.ф.-м.н.

mary@cspi.urch.ac.ru

Одномерная аллотропная форма углерода – карбин, открытый еще в прошлом веке, однако не до конца изучен и в наши дни. Существенным аспектом является знание электронного строения карбина. Одним из способов получения информации об электронном строении является рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФЭС). При синтезе карбиноидных структур методом химической карбонизации в качестве исходного материала используется поливинилиденфторид (ПВДФ) [1]. В процессе измерения происходит модификация поверхности ПВДФ [2]. Целью работы было исследование изменений в спектрах остовных электронов углерода и фтора и скорости убывания фтора в процессе съемки спектров.

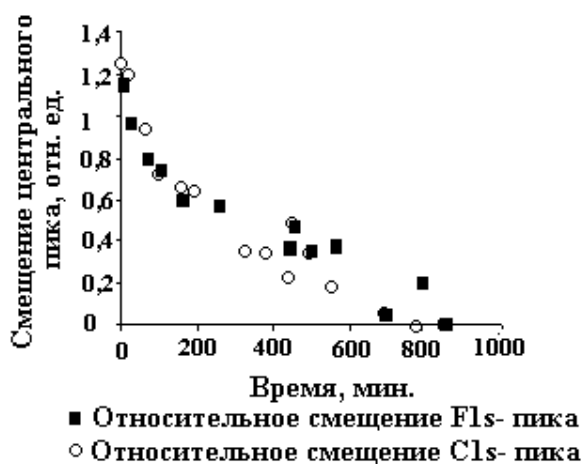


Рис. 1. Смещение центрального пика фтора и углерода в зависимости от времени опыта

зарядки образца, которая уменьшается по мере дефторирования [2]. На рис. 1 показано смещение C1s- и F1s- линий относительно такового в конце измерения (соответственно 286.0 и 688.1 эВ).

Для нахождения интегральных интенсивностей остовных линий углерода и фтора из спектра выделялся участок, содержащий соответственно C1s- или F1s-пик. Затем из него методом Ширли [4] вычитался фон неупругих потерь, и вычислялась площадь спектра S с поправкой на функцию пропускания спектрометра [3]. Затем находили отношение площадей фотоэлектронных пиков $F1s/C1s$. Строили график зависимости отношений площадей пиков $F1s/C1s$ от времени экспозиции (рис. 2). Последнее находится как среднее арифметическое между началом и концом времени сканирования каждого спектра. За начало отсчета принимаем среднее время измерения первого спектра. Данное отношение монотонно убывает в течение всего времени эксперимента. Это значит, что количество атомов фтора уменьшается. Полученное значение скорости дефторирования существенно превышает результат, известный из [2].

Поэтому проводились дополнительные измерения скорости убывания фтора в зависимости от условий эксперимента. Электростатическая зарядка образцов в зависимости от положения образца в камере спектрометра может происходить однородно или неоднородно в пределах исследуемой поверхности. Спектры снимали следующим образом. В первом случае поочередно снимали C1s- и F1s- линии, после чего образец оставляли в камере при включенном рентгеновском источнике и повторно снимали те же линии спустя четыре часа (в этом опыте образец был заземлен и заряжался однородно). Во втором случае также сканировали остовные

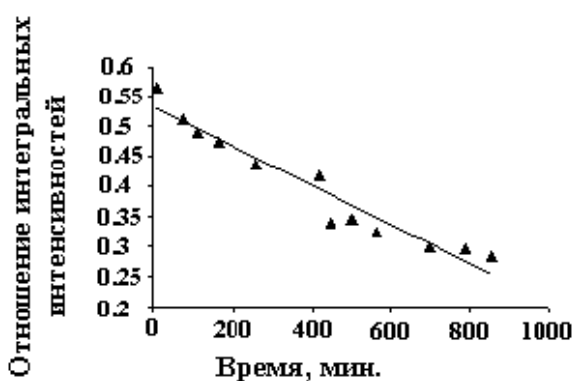


Рис. 2. Зависимость отношений интегральных интенсивностей от времени снятия спектра

линии, но при этом на образец подавалось отрицательное напряжение -40 В, а положение образца в камере обеспечивало неоднородную зарядку вторичными электронами. В следующем опыте (основной эксперимент, описанный выше) проводилось поочередное измерение C1s- и F1s- линий непрерывно в течение 856 минут (образец заряжался однородно, ускоряющее напряжение было ~ 880 эВ и ~ 580 эВ при снятии соответственно линий углерода и фтора). В четвертом [4] опыте помимо основных линий углерода и фтора снимали валентную полосу. При этом ускоряющее напряжение достигало ~ 1.5 кэВ. В последнем, пятом случае повторялись условия предыдущего опыта, но на образец попадало большее количество вторичных электронов, что приводило к неоднородной зарядке поверхности. Скорость убывания фтора в первых четырех опытах составляет $0.04 - 0.05$ ат.% в мин. и 0.10 ат.% в мин. для последнего эксперимента. Особенность системы торможения нашего спектрометра состоит в подаче положительного потенциала на образец при заземленном анализаторе. Это вызывает дополнительное дефторирование поверхности пленки за счет бомбардировки вторичными электронами. Это объясняет значительное увеличение скорости убывания концентрации фтора в последнем опыте. Полученные нами данные являются основой для разработки новой методики синтеза карбина.

Авторы благодарят французскую фирму Atofina за предоставленные образцы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (региональный грант № 01-02-96475) и ЧГПУ (грант № 50-02Ц)

Список публикаций:

- [1] *Carbyne and Carbynoid Structures Edited by R. B. Heimann, S. E. Evsyukov and L. Kavan. Dordrecht. Kluwer Academic Publishers. (1999).*
- [2] *Duca M.D., Plosceanu C.L., Pop T. Effect of X-rays on Poly(vinylidene fluoride) in X-ray Photoelectron Spectroscopy // Applied Polymer Science, 67, 2125-2129 (1998).*
- [3] *Соколов О.Б., Кузнецов В.Л. Развитие экспериментальных возможностей метода электронной спектроскопии с использованием магнитного энергоанализатора. // Челябинск. ЧПИ, (1990).*
- [4] *Песин Л.А., Грибов И.В., Курбанова А.В., Евсюков С.Е. Особенности дефторирования поверхности поливинилиденфторида при рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии // Материалы III Республиканской конференции по физической электронике. Ташкент. 29, (2002).*
- [5] *Анализ поверхности методами оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии / Под ред. Д.Бригса, М.Сиха. М.: Мир, (1987).*

Влияние ионной имплантации и низкотемпературного термического отжига на проводимость литий-титановых ферритов

Воскресенский Антон Владимирович

Франгульян Тамара Семеновна, Гынгазов Сергей Анатольевич, Лысенко Елена Николаевна

Томский Политехнический Университет

Суржиков Анатолий Петрович, д.ф.-м.н.

Ghyngazov@tpu.ru

В настоящее время для модифицирования поверхностных свойств кислородосодержащих диэлектриков широко используются ионные пучки. В литературе дискутируются возможные механизмы и модели протекания процессов, обуславливающих изменение поверхностных свойств обрабатываемых материалов. В качестве одного из вероятных процессов рассматривается уход ионов кислорода из решетки. Однако прямых доказательств такого предположения нет. В этой связи

представляет интерес проведения опытов по обработке ионным пучком материала, проводящие свойства которого сильно зависят от стехиометрии по кислороду. К числу таких материалов относятся поликристаллические ферриты. Проводимость таких ферритов, в частности, литий-титановых, коррелирует с содержанием в них кислорода. Образцы, обладающие дефицитом по кислороду, обладают заметной проводимостью, характерной для полупроводниковых материалов и, наоборот, полностью стехиометричные по кислороду образцы обладают низкой проводимостью, характерной для диэлектриков.

Предварительные опыты по обработке ионами аргона с энергией 100 кэВ с дозой 10^{16} ион/см² поверхности литий-титановых ферритов, состав которых по кислороду близок к стехиометрическому, показали, что после такой обработки проводимость поверхностного слоя образцов возрастает на несколько порядков подобно тому, как это имеет место при обработке диэлектрических материалов. Энергия активации электрической проводимости E_a сразу после обработки достигала величины порядка 0.2-0.25 эВ. Однако после выдержки при комнатной температуре в атмосферных условиях в течение более 1000 часов образцы вернули свое высокоомное состояние, которое было до обработки ионным пучком с характерным значением $E_a=0.7-0.75$ эВ. . Характер изменения проводимости образцов после ионной обработки и последующей выдержки во времени при атмосферных условиях, дает основания считать, что изменение проводимости в результате ионной обработки вызвано, видимо, уходом кислорода из решетки материала образца. Для изучения эффекта воздействия ионной обработки необходимо было более детально изучить диффузионные свойства кислорода в литий-титановых ферритах при невысоких температурах нагрева. Это необходимо было сделать для того, чтобы можно было корректно разделить два возможных механизма ухода ионов кислорода из материала в условиях пониженного парциального давления кислорода в откачиваемом объеме. Первый – термодиффузия из образца и второй десорбция кислорода с поверхности в результате ее ионной бомбардировки.

Эксперименты проводились на образцах литий - титанового феррита марки ЗСЧ-18, которые были приготовлены по керамической технологии. Ферритовые заготовки формировались односторонним прессованием в виде таблеток диаметром 18 мм и толщиной 3 мм. Термическое спекание прессовок проводилось при температуре 1373 К в течение 4 часов. Средний размер зерен спеченной керамики равнялся 40 мкм. После спекания образцы имели однородное по глубине значение $E_a=0.7$. Максимальная температура термического отжига образцов была 573 К. Отжиги проводились в вакууме при остаточном давлении не хуже 2×10^{-4} мм.рт.ст. и при атмосферных условиях. В качестве контрольного параметра, по изменению которого судили о характере и направленности окислительно-восстановительного процесса, использовали величину E_a . Данная величина определялась по результатам измерений двухзондовым методом температурных зависимостей проводимости образцов в их приповерхностных слоях.

Получены следующие результаты. Изотермическая выдержка образца феррита в вакууме при температуре 573 К в течение 40 минут приводит к снижению E_a на поверхности от значения $E_a=0.7$ до отжига до $E_a=0.32$ после его завершения. Отжиг при тех же температуре и времени при атмосферных условиях восстанавливает величину энергии активации до начального значения $E_a=0.7$. Проведение последовательных циклических нагревов в вакууме с постепенным повышением максимальной

температуры образца показало, что восстановление проводящих свойств приповерхностных слоев феррита наблюдается при превышении температуры над комнатной. Интенсивность процесса восстановления возрастает с ростом температуры. Анализ характера поведения проводимости при разных давлениях и температурах отжига показывает, что оно, скорее всего, обусловлено протеканием диффузионно-контролируемых процессов восстановления и окисления феррита. Принимая во внимание тот факт, что во время ионной обработки температура ферритовых образцов не превышает (330-360)К, можно предположить, что существенное изменение проводимости в результате ионной обработки не является результатом термической обработки образца в вакууме. Восстановление проводимости во время длительного хранения при атмосферных условиях, видимо, объясняется окислением тонких приповерхностных слоев, восстановленных во время ионной обработки.

В докладе приводятся результаты исследований влияния ионной обработки и термообработки при различных условиях на проводимость литий-титановых ферритов, проводится обсуждение возможных механизмов изменения их проводимости.

Деформация и разрушение щелочно-галлоидных кристаллов при микроиндентировании

Глушков Александр Николаевич

Кириллов Роман Александрович

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина

Федоров Виктор Александрович д. ф-м. н.

feodorov@tsu.tmb.ru

Цель работы 1) исследовать зависимость трещиностойкости монокристаллов от ориентации индентора и влияние на нее: концентрации примесей и собственных точечных дефектов в кристалле; дислокационной структуры зоны индентирования; температуры образца; 2) разработать метод, позволяющий количественно оценить величину упругого прогиба индентируемого участка поверхности ионных кристаллов при различных нагрузках на индентор.

В экспериментах использовали монокристаллы LiF, NaCl и KCl с концентрацией примесей $10^{-5} \div 10^{-2}$ вес.%. Образцы с размерами $4 \times 8 \times 20$ мм подвергались локальной деформации с помощью прибора ПМТ-3. Индентирование производили различными алмазными инденторами (угол между гранями (ϕ) 136° и 80°) на плоскости спайности (001). Минимальная нагрузка на индентор (P) составляла 0,1 Н, а максимальная – 2 Н. Дислокационную структуру на поверхности кристаллов выявляли по стандартной методике. Для количественной оценки трещиностойкости K_{IC} (коэффициент интенсивности напряжения I-ого рода) использовалась полуэмпирическая зависимость Ниихара [1].

В первой части работы отмечено, что при ориентации диагонали отпечатка параллельной $\langle 110 \rangle$ происходит стабильное образование микротрещин в монокристаллах LiF. Трещиностойкость быстро возрастает по мере разориентации индентора: при отклонении от указанной ориентации на $\sim 12^\circ$ образование микротрещин практически не наблюдается. При этом значения микротвердости возрастает менее значительно, чем трещиностойкость. Именно эта ориентация

индентора была использована во всех остальных опытах по определению растрескивания кристаллов в соответствии с целями работы.

Установлено, что трещиностойкость чувствительна к степени чистоты самого кристалла (см. рис. 1). Анализ экспериментальных зависимостей показал, что легированные кристаллы более трещиностойки при нагрузках на индентор $P < 1$ Н. При больших нагрузках значения трещиностойкости практически совпадают. Отмечено, что для индентора $\varphi = 136^\circ$ наблюдается рост значений K_{IC} с увеличением нагрузки на индентор, а для $\varphi = 80^\circ$ – уменьшение.

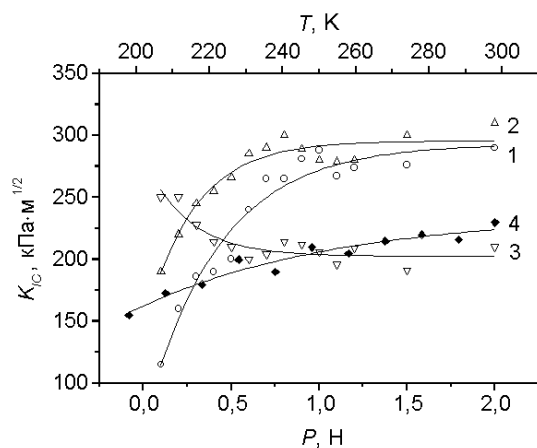


Рис. 1. Зависимость трещиностойкости K_{IC} от нагрузки на индентор ($T = 293$ К): 1 – LiF (10^{-3} вес.%), $\varphi = 136^\circ$; 2 – LiF (10^{-5} вес.%), $\varphi = 136^\circ$; 3 – LiF (10^{-3} вес.%), $\varphi = 80^\circ$; и от температуры T : 4 – LiF (10^{-3} вес.%), $\varphi = 136^\circ$.

ее середина.

Основой решения второй задачи являлось индентирование поверхностей (001) кристалла в непосредственной близости от берегов искусственно введенной в кристалл по (010) трещины. При этом поверхность (001) вблизи берега трещины, подвергнутая воздействию индентора, испытывала упругий прогиб под нагрузкой. Противоположный берег трещины не испытывал прогиба, в результате чего на нем оставалась небольшая метка от ребра индентора (рис. 2).

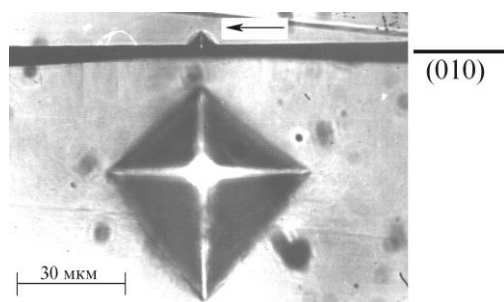


Рис. 2. Результаты индентирования вблизи трещины скола с образованием на противоположном берегу трещины "метки" (указана стрелкой): NaCl (10^{-2} вес.%), $P = 0,3$ Н.

индентор, а для $\varphi = 80^\circ$ – уменьшение.

Зависимость $K_{IC}(T)$ для монокристаллов LiF показана на рис. 1. Для всех исследованных монокристаллов NaCl и KCl во всем интервале температур образование микротрещин не наблюдается, независимо от нагрузки.

Для кристаллов LiF (10^{-3} вес.%) и для LiF (10^{-5} вес.%) трещиностойкость в исходных полосах скольжения по $\langle 110 \rangle$ оказалась в 5÷7 раз выше трещиностойкости свободных от дислокаций участков. Различие было тем значительнее, чем больше нагрузка на индентор, плотность дислокаций в полосе и концентрация примесей в кристалле. Трещиностойкость в полосах искусственно введенных в кристалл и затем состаренных также выше, чем свободных от дислокаций участков. Отмечено, что в большинстве случаев край полосы более трещиностоек, чем ее середина.

После индентирования между отпечатком и меткой наблюдали участок поверхности кристалла не попавший в отпечаток. Результаты опытов объяснены упругим перемещением индентируемого участка поверхности кристалла с формирующимся отпечатком в направлении действия нагрузки.

Таким образом, показано, что на значения механических характеристик поверхности щелочно-галогидных кристаллов, определяемых методом микроиндентирования, оказывает влияние

ориентация индентора. В работах, связанных с непрерывной регистрацией глубины внедрения индентора при микроиндентировании необходимо учитывать величину перемещения индентора, обусловленное упругой деформацией поверхности кристалла. При индентировании кристалла отпечаток формируется в упругодеформированной области образца, что, по-видимому, влияет на численные оценки значений не только микротвердости, но и активационных характеристик процессов пластичности под индентором.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №02-01-01173).

Список публикаций:

[1] Нишара А. //Сб. тр. 21-й конф. по результатам фундаментальных исследований в области керамики. – Фукуда, 1983. С.59-66.

Синтез и исследование терморасширенного графита

Глуценко Гарий Анатольевич

Внукова Наталья Григорьевна, Лопатин Владислав Александрович,

Новиков Павел Вадимович, Ощепкова Екатерина Михайловна, Павлова Ильяна Александровна

Институт физики им. Л. В. Киренского СО РАН

Красноярский государственный технический университет

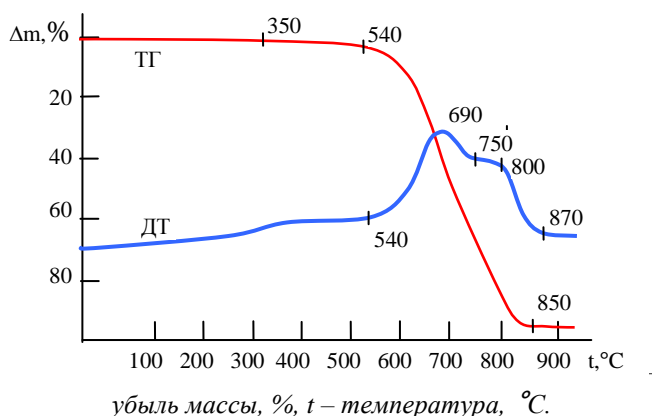
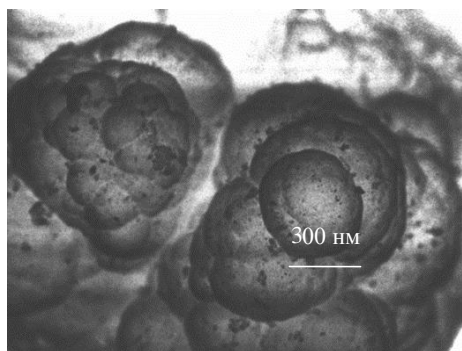
Чурилов Григорий Николаевич, д. т. н.

churilov@ihh.krasn.ru

В настоящее время большой интерес для практического применения представляют низкоплотные углеродные материалы, к которым относится терморасширенный графит. В нем сохранены все свойства присущие графиту, и добавлены новые – упругость, эластичность и т.д., что может послужить основой создания новых конструкционных материалов [1].

В данной работе приведены результаты исследований и возможные применения графита прошедшего плазменную переработку. В процессе плазменной переработки графита в плазмо–химическом реакторе на внешнем кольцевом электроде формируется графитовый конденсат названный авторами [2] термолизным остатком (ТО). ТО образуется в результате переноса вещества более горячего электрода на более холодный. По данным рентгеноструктурного анализа межплоскостное расстояние ТО составляет 3,42 Å, в отличие от исходного графита 3,35 Å. Поверхность ТО была исследована на приборе РЭММА 202 (см. рис. 1). Электронно-микроскопические исследования показывают, что ТО состоит из спеченных между собой шарообразных объектов размером 1÷10 мкм.

Дифференциальный термический анализ ТО позволил обнаружить две фазы (см.рис.2). Температура максимальной скорости горения одной из фаз совпадает с соответствующей температурой для исходного графита и составляет 800 °С, а для другой 690 °С.



Квантово-химическим методом псевдопотенциала были рассчитаны энергии связи структуры для TiO₂ и графита. Расчет показал, что на один атом в TiO₂ приходится на 0,06 эВ (1,33 ккал/моль) больше, чем в графите, поэтому TiO₂-энергонасыщенный материал. Вступая в различные химические реакции, данная энергия может высвобождаться в виде дополнительного тепла или увеличивать скорость реакции. В качестве одной из таких реакций была выбрана реакция самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) карбида титана. В ходе эксперимента по СВС карбида титана измерялась скорость распространения волны горения вдоль образца. В качестве углеродной компоненты применялись TiO₂, графит с межплоскостным расстоянием 3,35 Å и рентгеноаморфная сажа с размером частиц 1 нм. Из стехиометрической смеси титана и углерода прессовались таблетки, которые помещались в вакуумную камеру, где создавалось разрежение 10⁻⁵ Торр. Реакция СВС инициировалась нагреванием торца таблетки раскаленным графитовым стержнем. Были получены следующие данные: титан+графит – 8 мм/с, титан+сажа – 10 мм/с, титан+TiO₂ – 18 мм/с, из которых следует, что в случае синтеза карбида титана с использованием сажи и графита, мы получили скорость распространения волны горения соответствующую ранее полученным данным. Использование TiO₂ привело к возрастанию скорости распространения волны в 2 раза.

Проведенное исследование величины удельной поверхности методом БЭТ (Брунауэр, Эммет, Теллер) показало, удельная поверхность TiO₂ составила 23,2 м²/г.

TiO₂ был применен в качестве нового сорбента для жидкостной градиентной колоночной хроматографии. Для хроматографии использовался насыщенный раствор смеси фуллеренов в толуоле. Проба состояла из смеси фуллеренов: C₆₀ – 80%, C₇₀ – 15%, высшие фуллерены – 5%. Колонку заполняли молотым TiO₂ с размером зерна 70÷150 мкм. Выход фракций регистрировался по изменению интенсивности поглощения. Были получены три фракции. Первой была получена фракция сиреневого цвета, элюэнтном служила смесь растворителей толуол+гексан в соотношении 50:50 по объему. Второй была получена фракция оранжевого цвета, для ускорения процесса вымывания фуллеренов из колонны использовался растворитель с более высокой элюирующей силой – толуол. Последней была фракция коричневого цвета с применением о-ксилола, еще более сильного элюента.

Масс-спектральным методом установлено, что фракция 1 содержит: C₆₀ – 94%, C₇₀ – 4%, фракция 2: C₆₀ – 37%, C₇₀ – 40%, фракция 3: C₆₀ – 22%, C₇₀ – 25%, а также 15% высших фуллеренов. Таким образом, использование TiO₂ в качестве сорбента для

колоночной хроматографии, позволило за один цикл выделять C_{60} с содержанием, достигающим 94%. При этом суммарный выход фуллеренов очень высок – порядка 96%.

Работа выполнена при финансовой поддержке фонда INTAS (грант 01-2399), 2002-2005 г. Авторы работы выражают благодарность д.х.н. Ефремову А.А. за помощь в проведении пораметрических исследований, к.ф.-м.н. Бондаренко Г.В. за проведенный дифференциально-термический анализ, а также инженеру Чернову А.Г. за проведенные исследования поверхности ТО на микроскопе РЭММА -202.

Список публикаций:

[1] Сборник тезисов докладов. 1-я Международная конференция « Углерод: фундаментальные проблемы науки, материаловедение. Технология».

[2] Churilov G.N., Soloviev L.A., Churilova Ya.N., Chupina O.V., Maltseva S.S. Fullerenes and other structures of carbon plasma jet under helium flow. Carbon, 1999. V. 37. Pp. 427-431.

Пьезоэлектрические свойства антисегнетоэлектрического ниобата натрия и высокоэффективных материалов на его основе

Демченко Олеся Александровна

Шилкина Лидия Александровна, Разумовская Ольга Николаевна.

Ростовский государственный университет

Турик Анатолий Васильевич, д.ф.-м.н., Резниченко Лариса Андреевна, к.ф.-м.н.

Olesia_demch@mail.ru

В центросимметричной ромбической (Pbma) фазе ниобата натрия обнаружено возникающее после воздействия поляризующего электрического поля долгоживущее фазовое состояние, характеризующееся наличием устойчивого пьезоэффекта, для которого установлено:

- пьезорезонансная дисперсия диэлектрической проницаемости ($\epsilon_{33}^{\xi} / \epsilon_{33}^{\sigma} = 0,90 \div 0,95$);
- огромная (практически бесконечная) пьезоэлектрическая анизотропия ($K_t / K_p \rightarrow \infty, d_{33} / |d_{31}| \rightarrow \infty$);
- неравенство прямого статического, квазистатического и динамического пьезомодулей ($d_{33_d} > d_{33}^{st} > d_{33}$).

Показано, что бесконечная пьезоэлектрическая анизотропия обусловлена, в частности, композитоподобным строением ниобата натрия, возникающим за счет присутствия упорядоченных дефектов – незаполненных каналов в местах сочленения блоков ненарушенной структуры. Под действием возникающих в местах их зарождения механических напряжений возможно изменение доменной структуры и возникновение анизотропного распределения поляризованных кластеров сегнетоэлектрической фазы.

В твердых растворах на основе ниобата натрия ($Na_{1-x}Li_xNbO_3$ (1), $Na_{1-x}Pb_xNb_{1-x}O_3$ (2)) по мере возрастания x , т. е. по мере заполнения межблочных каналов катионами Li^+ и Ti^{4+} , пьезоанизотропия резко убывает, достигая обычных для сегнетоэлектрических материалов значений (2.5÷3).

Установлена сложная морфология области концентрационного фазового перехода в системе (2) при $0.18 < x < 0.23$: морфотропная область содержит промежуточную псевдокубическую фазу (ПФ ПСК), подобную наблюдаемой в системах типа ЦТС (рис. 2) [1,4]. В отличие от последних, в которых ПФ играет решающую роль в формировании максимумов пьезоэлектрических параметров, в системе на основе ниобата натрия ПФ – пьезопассивна: она характеризуется минимумами коэффициентов электромеханической связи и пьезомодулей (рис. 1).

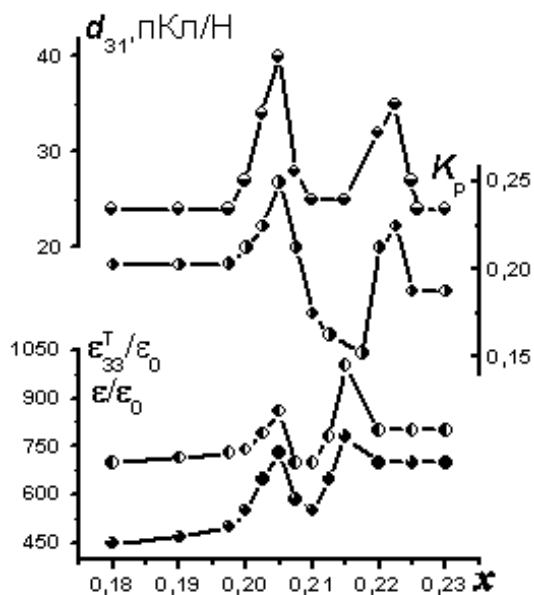


Рис.1

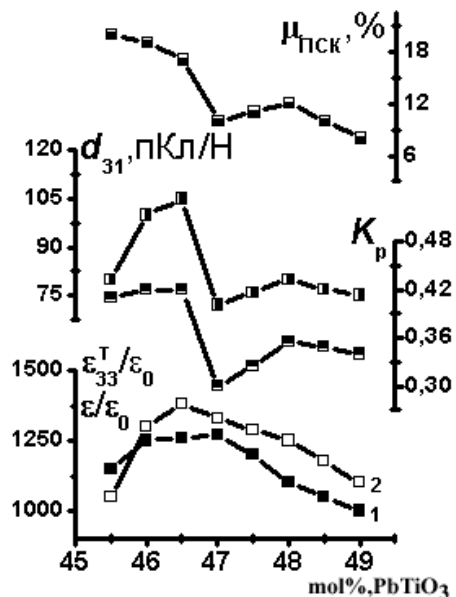


Рис.2

Рис.1. Концентрационные зависимости электрофизических характеристик ТР системы $(Na_{1-x}Pb_x)(Nb_{1-x}Ti_x)O_3$ (диэлектрическая проницаемость неполяризованных ϵ/ϵ_0 (1) и поляризованных $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$ (2) образцов, измеренная при постоянном механическом напряжении, коэффициент электромеханической связи K_p (3), пьезомодуль d_{31} (4)).

Рис.2. Концентрационные зависимости электрофизических и структурных характеристик ТР системы $0.98Pb(Ti_xZr_{1-x})O_3-0.02SrW_{1/3}Bi_{2/3}O_3$: ϵ/ϵ_0 (1), $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$ (2), K_p (3), d_{31} (4) и процентное содержание ПСК-фазы $\mu_{ПСК}$ (5).

На основе полученных экспериментальных данных выбраны ТР с достаточно высокой пьезоанизотропией, позволяющей их использовать в качестве основы высокоэффективных материалов пьезоэлементов в устройствах дефектоскопического контроля промышленного оборудования различного назначения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 02-02-17781)

Список публикаций:

- [1] Noheda B., Cox D.E., Shirane G., Gonzalo J.A. et. al. // *Appl. Phys. Lett.* 1999. V. 74. P. 2059.
- [2] Noheda B., Gonzalo J.A., Guo R. et. al. // *Phys. Rev.* 2000. V. 61. №13. P. 8687.
- [3] Тополов В.Ю., Турик А.В. // *ФТТ.* 2001. Т. 43. №8. С. 1525-1527.
- [4] Тополов В. Ю., Турик А.В. // *ФТТ.* 2002 Т. 44. №7. С. 1295-1301.

Исследование распространения линейных волн в насыщенных газом пористых средах

Дмитриев Владислав Леонидович

Хусаинов Исмагилян Гарифьянович

Стерлитамакский Государственный Педагогический Институт

Шагапов Владик Шайхулагамович, член корр. АН РБ, д.ф.-м.н

admwell@aport.ru

Представлена математическая модель распространения одномерных линейных волн в насыщенных газом пористых средах, учитывающая нестационарные силы межфазного взаимодействия и теплообмен между твердой (скелетом) и газовой фазами.

Рассмотрим пористую среду, насыщенную газом, на левой границе которой находится источник акустических волн. Пусть длина волн, излучаемых источником, намного больше размеров пор.

Известно [1], что процессы переноса в двухфазной среде определяются распределением микропараметров вокруг неоднородностей. В этих случаях часто прибегают к схематизации структуры среды. В данной модели используем ячеистую схему [1]. При этом пористую среду, насыщенную газом, рассмотрим как систему сферических газовых пузырьков, окруженных слоем материала скелета и соединенных между собой с помощью тонких каналов. Характерными размерами среды считаем средний радиус пор - a_0 и среднюю полутолщину стенок пор - b_0 .

Известно, что в таких средах возникают два типа продольных волн – "быстрая" (в скелете) и "медленная" (в газе), что, в свою очередь, обусловлено двумя различными механизмами передачи импульса в пористой среде – по газу и твердой фазе.

Для описания процессов, происходящих в пористой среде при распространении акустических волн, записана соответствующая система уравнений, учитывающая также распределения температур в пористой среде. Решение этой системы уравнений ищем в виде затухающих бегущих волн, распространяющихся в положительном направлении оси x :

$$\rho_j^0, v_j, p_j \cong \exp[i \cdot (Kx - \omega \cdot t)], T_j' = A_{T_j}(r) \exp[i \cdot (Kx - \omega \cdot t)], K = k + i\delta, \quad (1)$$

где ρ_j и v_j – плотность и скорость j -й фазы, ω – круговая частота, K – комплексное волновое число, δ – коэффициент затухания, T_j – температура. Нижний индекс $j = s, g$ относим к параметрам скелета и газа в порах, дополнительный нижний индекс 0 – к начальному состоянию, верхний индекс 0 соответствует истинному значению параметра, верхний штрих означает, что параметр относится только к поре.

В процессе решения системы уравнений получено дисперсионное соотношение:

$$\frac{K}{\omega} = \pm \frac{1}{\tilde{C}\sqrt{2}} \sqrt{B_1 + B_2 \cdot \tilde{C}^2 \pm \sqrt{(B_1 + B_2 \cdot \tilde{C}^2)^2 - 4B_3 \cdot \tilde{C}^2}}, \quad (2)$$

где $B_1 = (1 + \chi_T)(1 + i \cdot \chi_V \alpha_{s0})$, $B_2 = (1 + i\beta \cdot \chi_V)$, $B_3 = (1 + \chi_T)(i \cdot \chi_V (\alpha_{s0} + \beta \cdot \alpha_{g0}) + 1)$, $\beta = \frac{\rho_{g0}^0}{\rho_{s0}^0}$,

$\tilde{C} = \frac{C_g}{C_s}$, $C_g = \sqrt{\frac{\gamma P_0}{\rho_{g0}^0}}$; C_g, C_s – фазовые скорости волны в газе и в скелете, α_j – объемные содержания фаз.

Коэффициенты χ_V и χ_T учитывают влияние, соответственно, нестационарных сил межфазного взаимодействия и теплообмена между скелетом и газом на динамику "быстрой" и "медленной" волн.

По дисперсионному соотношению (2) были рассчитаны средняя фазовая скорость и коэффициент затухания для обеих волн. Расчеты были проведены для систем: резина – воздух (пористая среда типа губки) и резина - водород.

При проведении расчетов контролировалось выполнение условия сплошности, т.е. длина волны должна быть больше характерного размера неоднородности среды.

Установлено влияние теплообменных процессов между газом и скелетом на динамику "медленной" волны. Указаны области частот, когда затухание волн в насыщенной газом пористой среде определяется в основном теплообменными процессами.

Список публикаций:

- [1] Нигматулин Р.И. Динамика многофазных сред. Ч. 1. М.: Наука, 1987. С. 464.
 [2] Губайдуллин А.А., Кучугурина О.Ю. Распространение слабых возмущений в трещиновато-пористых средах// ПММ. 1999. Т. 63, вып.5. С. 816-825.
 [3] Егоров А.Г., Костерин А.В., Скворцов Э.В. Консолидация и акустические волны в насыщенных пористых средах. Казань: Изд-во Казанского университета, 1990. С. 102.

Стабилизация влагопереноса в конструкционных стеклопластиках авиационного назначения при повторном увлажнении

Жуганов Евгений Валерьевич

Кузнецов Андрей Алесандрович

Алтайский государственный университет

Старцев Олег Владимирович, д.т.н.

voice7@rambler.ru

В данной работе исследовался стеклопластик КМКС-1.80. Т-60(33), армированный стеклянными высокомодульными волокнами, сорбционно-диффузионным методом. Сорбированная влага является чувствительным критерием оценки изменения структуры и состояния композиционного материала. Изучение изменения сорбционных свойств под действием сорбированной влаги в образцы полимерного композиционного материала (ПКМ) в агрессивных термовлажностных условиях было целью данной работы.

Для исследования влияния на ПКМ агрессивных термовлажностных условий образцы КМКС-1.80. Т-60(33) выдерживались в термостате в среде эмитирующей тропический климат (60 ± 1 °С и 98 ± 2 %). В ходе выдержки образцов стеклопластика в

термовлажностной среде контролировались толщина с точностью 0,002 мм и масса с точностью 10^{-4} г.

Проведенный эксперимент показал, что на стадии 1-й сорбции наблюдается аномальная диффузия, вызванная протеканием неравновесных процессов (релаксационные процессы в объеме ПКМ и гидролиз связующего на поверхности ПКМ). Было отмечено, что увеличение массы за счет абсорбции влаги с одной стороны и гидролиз эпоксидного связующего с последующей экстракцией с поверхности ПКМ с другой стороны приводят к экстремальной форме сорбционной кривой. Для математического моделирования процесса первого цикла увлажнения была выбрана единая релаксационная модель диффузии с дополнительным слагаемым, ответственным за гидролиз. Последующая стадия десорбции влаги подтвердила Фиковский характер влагопереноса на стадии сушки.

Повторный цикл «увлажнение–сушка» показал, что кинетическая кривая сорбции влаги на 2-ом цикле приближается к фиковской зависимости. Данный факт говорит о том, что под действием влаги, пластифицирующей матрицу ПКМ, активизируются релаксационные процессы на первом цикле сорбции, которые приводят структуру ПКМ в более стабильное состояние. Таким образом, значительная часть неравновесности, заложенная в структуру ПКМ на стадии формования, релаксирует в процессе сорбции влаги в объем ПКМ на 1-ом цикле «увлажнение–сушка». Отмечено, что на 2-ом цикле «увлажнение–сушка» происходит увеличение предельного влагонасыщения (с 2,5% до 3,5%) и скорости влагонасыщения.

Очевидно, что определение сорбционных свойств материала на первом цикле «увлажнение–сушка» недостаточно для характеристики ПКМ и учета его сорбционных свойств в авиационных конструкциях удовлетворяющих определенным эксплуатационным условиям. Для получения характеристик сорбционного процесса, которые бы позволяли удовлетворительно описывать сорбционные свойства ПКМ в эксплуатационных условиях необходимо провести как минимум 2-а цикла «увлажнение–сушка».

Координатно-чувствительный газовый детектор со 100-наносекундным разрешением для изучения взрывных процессов

Жуланов Владимир Викторович

Аульченко Владимир Михайлович

Шехтман Лев Исааевич

Новосибирский Государственный Университет

Аульченко Владимир Михайлович, д.ф.-м.н

V.V.Zhulanov@inp.nsk.su

В работе описывается быстродействующий однокоординатный детектор DIMEX (Dynamic IMaging of EXplosions) рентгеновского излучения для исследований ударно-волновых процессов с использованием Синхротронного Излучения (СИ). Детектор позволит накапливать информацию о распределении плотности потока квантов за время, меньшее, чем интервал между последовательными сгустками квантов из вигглера накопителя (~250 нс для ВЭПП-3). При этом детектор формирует «кино» из 32-х кадров, полученных в таком быстром режиме. Детектор имеет пространственное

разрешение ~100 мкм при эффективности регистрации >50% для фотонов с энергией ~30 кэВ и обеспечивает возможность съемки распределения плотности материи за фронтом детонации.

Детектор представляет собой плоскую ионизационную камеру, заполненную газовой смесью Хе и СО₂ при давлении 5-10 атм. Для обеспечения временного разрешения считывающая микрополосковая структура детектора отделена от основного промежутка, где происходит поглощение пучка СИ, Газовым Электронным Умножителем (ГЭУ). ГЭУ представляет собой полимерную пленку (каптон) с двухсторонним покрытием из меди толщиной 5мкм. В пленке имеется регулярная структура из сквозных отверстий диаметром 80 мкм и шагом 140 мкм. Такая структура при подаче напряжения между обкладками обеспечивает прохождение электронной компоненты первичной ионизации из области ионизации в область наведения заряда и экранирует медленную ионную компоненту. Количество электронов, проходящих через ГЭУ и наводящих сигнал на считывающую структуру, может регулироваться напряжением на ГЭУ, обеспечивая тем самым возможность регулировки динамического диапазона детектора.

Считывающая микрополосковая структура представляет собой параллельно расположенные полоски с шагом 100 мкм. Сигнал, наведенный на полосках, поступает на вход специализированной интегральной схемы АРС128, являющейся ключевым элементом электроники детектора. Кристалл АРС128 содержит 128 регистрирующих каналов, каждый из которых содержит активный малошумящий интегратор и аналоговую память из 32-х емкостей, которые могут поочередно подключаться к выходу интегратора, формируя, таким образом, кадры «кино». Во время ожидания прохождения детонационной волны через область облучения пучком СИ, ячейки аналоговой памяти кристалла перезаписываются в цикле, что обеспечивает полезную возможность работы детектора как по схеме с «ОБЩИМ СТАРТОМ», так и по схеме с «ОБЩИМ СТОПОМ» – сигнал синхронизации детонационной волны формируется после полезного события.

В настоящий момент такой детектор разрабатывается в ИЯФ СО РАН. В работе представлены основные характеристики детектора, измеренные на прототипе с 256 каналами. Изготовление полноразмерного детектора на 1024 канала планируется в 2003-м году.

Атомная структура микротройника Cd₆P₇

Залетных Кира Борисовна

Воронежский государственный университет

Алейникова Ксения Борисовна, к.ф.-м.н

zal@icmail.ru

Фосфид кадмия Cd₆P₇ был получен в конце шестидесятых годов. Однако его структура до сих пор не определена. Псевдогранецентрированная кубическая решетка с параметром $a=10.5201\text{\AA}$ и пространственной группой F-43m не является истинной, так как определить структуру в этой пространственной группе не удалось.

Cd_6P_7 представляет собой ретикулярно-мероздрический микротройник, тетрагональные домены ($a=7.4388 \text{ \AA}$, $c=10.5201 \text{ \AA}$) которого срастаются по оси 3 порядка куба так, что их оси 4 порядка являются осями 4 порядка куба. В результате наложения дифракционных картин от трех тетрагональных компонентов и возникает "кубическая" симметрия.

Эксперимент был выполнен на автоматическом рентгеновском дифрактометре SMART в Центре структурных исследований. Поскольку изначально массив отражений был проиндексирован в кубической установке, то возникла необходимость перевести его к трем тетрагональным ячейкам (условно назовем их А,В и С). Это было сделано с

помощью матриц перехода $A = \begin{pmatrix} 0,5 & 0,5 & 0 \\ -0,5 & 0,5 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$, $B = \begin{pmatrix} 0,5 & 0 & -0,5 \\ 0,5 & 0 & 0,5 \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix}$, $C = \begin{pmatrix} 0 & 0,5 & -0,5 \\ 0 & 0,5 & 0,5 \\ 1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$.

Таким образом, были получены наборы индексов hkl для каждого домена тройника. Однако экспериментальные структурные факторы F_{obs}^2 по-прежнему представляли собой суммарные, неразделенные величины. Далее была предпринята попытка определить структурный мотив тетрагонального домена в нескольких пространственных группах. При этом предпочтение отдавалось пространственным группам с меньшей симметрией, так как в них кратность позиций ниже, в результате чего атомы менее жестко связаны размножением. Наилучший результат был достигнут в пространственной группе $P4_2$: по полному массиву отражений R-фактор составил 30%, по неперекрывающимся - 11,6%. Из полученной структуры за основу были взяты 5 атомов (два атома Cd в 4-кратных позициях, два атома P в 4-кратных позициях и один P в 2-кратной позиции).

Проблема заключается в том, что мы не знаем вклада каждого тетрагонального кристалла в общую интенсивность. Имея фрагмент структуры (координаты атомов), мы теперь можем рассчитать теоретические значения структурных факторов для каждого компонента ($F_{calc}^2(A)$, $F_{calc}^2(B)$, $F_{calc}^2(C)$) по известной формуле:

$$F_{calc}^2 = \left[\sum_{i=1}^{N_{Cd}} f_{Cd_i} \cos 2\pi(hx_i + ky_i + lz_i) + \sum_{j=1}^{N_P} f_{P_j} \cos 2\pi(hx_j + ky_j + lz_j) \right]^2 + \left[\sum_{i=1}^{N_{Cd}} f_{Cd_i} \sin 2\pi(hx_i + ky_i + lz_i) + \sum_{j=1}^{N_P} f_{P_j} \sin 2\pi(hx_j + ky_j + lz_j) \right]^2$$

Вклад одного компонента $\alpha = \frac{F_{calc}^2(A)}{\sum F^2}$. Затем экспериментальные значения F_{obs}^2

были умножены на α . Таким образом, мы получили разделенный массив отражений с индексами и структурными факторами, относящимися только к одному тетрагональному кристаллу.

Далее работа велась по методу последовательных приближений: имеющийся структурный мотив уточняется по "новому" массиву, из пиков электронной плотности к структуре добавляются недостающие атомы; по координатам атомов полученной структуры вновь вычисляются структурные факторы и разделяется массив.

Данная процедура была проведена несколько раз. В результате получена структура с $R=24,28\%$ (см. рис.1).

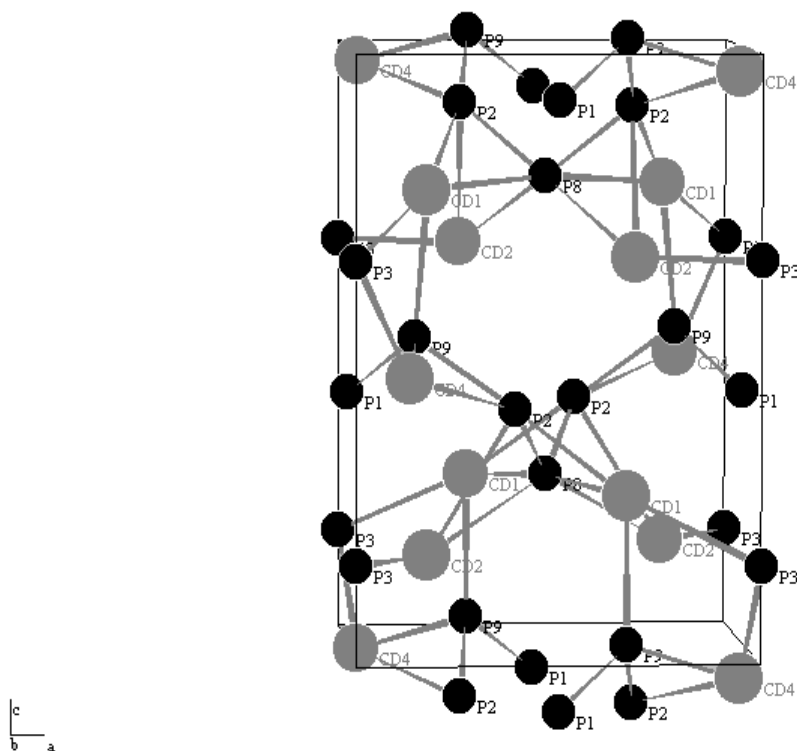


Рис.1

Прецизионное исследование атомной структуры фосфида CdP_4

Залетных Кира Борисовна

Воронежский государственный университет

Алейникова Ксения Борисовна, к.ф.-м.н

zal@icmail.ru

Структура CdP_4 была определена Krebs H, Mueller K H, Zuern G. в 1956 году и в дальнейшем не уточнялась. Кристаллу была приписана моноклинная ячейка с параметрами $a=5.270 \text{ \AA}$, $b=5.190 \text{ \AA}$, $c=7.660 \text{ \AA}$, $\beta=80.5^\circ$ и пространственная группа $P2_1/c$. Атом кадмия занимает частную $2a$ позицию, а два атома фосфора занимают эквивалентные $4e$ позиции данной пространственной группы.

Монокристаллы CdP_4 были получены осаждением из газовой фазы. Дифракционное исследование образца было проведено на дифрактометре Siemens P3

(Mo-K α излучение, графитовый монохроматор). Новый экспериментальный массив содержит 1466 ненулевых отражений.

Расшифровку структуры проводили с использованием комплекса программ SHELXTL прямыми методами и методом функции Паттерсона. Полученные этими двумя способами структуры совпадают с точностью до выбора начала координат. Каждый атом кадмия связан с шестью атомами фосфора, которые выстраивают вокруг кадмия искаженный октаэдр. В свою очередь атомы фосфора между собой образуют цепи ("колодцы"). Элементарная ячейка приведена на рис.1.

Были уточнены величины параметров ячейки $a=5.2473$, $b=5.1437$, $c=7.6093$, $\beta=99.037$.

При уточнении структуры по полному массиву отражений без учета поглощения, без поправки на экстинкцию R-фактор составил 8.35%.

Ниже приведены длины связей и валентные углы по старым и по новым, уточненным, данным соответственно.

Для структуры по старым данным:

Cd1 -	Длины связей		Углы		
P2_\$3	2.4858				
P2_\$4	2.4858	180.00			
P2_\$6	2.8817	89.15	90.85		
P2_\$7	2.8817	90.85	89.15	180.00	
P3_\$7	2.9834	82.44	97.56	84.50	95.50
P3_\$6	2.9834	97.56	82.44	95.50	84.50 180.00
Cd1 -	P2_\$3	P2_\$4	P2_\$6	P2_\$7	P3_\$7

P2 -	Длины связей		Углы	
P3_\$10	2.4288			
P3_\$5	2.0713	103.63		
Cd1_\$1	2.4858	100.47	125.82	
Cd1_\$2	2.8817	99.93	103.70	118.88
P2 -	P3_\$10	P3_\$5	Cd1_\$1	

P3 -	Длины связей		Углы	
P2_\$8	2.4288			
P2_\$5	2.0713	106.86		
P3_\$9	2.1636	100.00	95.89	
Cd1_\$2	2.9834	113.22	114.36	123.96
P3 -	P2_\$8	P2_\$5	P3_\$9	

Для уточненной структуры:

Cd1 -	Длины связей		Углы		
P2	2.6384				
P2_\$3	2.6384	180.00			
P2_\$6	2.7173	91.16	88.84		
P2_\$4	2.7173	88.84	91.16	180.00	
P3_\$8	2.9288	93.56	86.44	87.71	92.29
P3_\$7	2.9288	86.44	93.56	92.29	87.71 180.00
Cd1 -	P2	P2_\$3	P2_\$6	P2_\$4	P3_\$8

P2 -	Длины связей		Углы	
P3_\$10	2.1812			
P3	2.1868	106.70		
Cd1	2.6384	114.88	101.66	
Cd1_\$2	2.7173	106.24	108.59	118.06
P2 -	P3_\$10	P3	Cd1	

P3 -	Длины связей		Углы	
P2_\$5	2.1812			
P2	2.1868	111.06		
P3_\$9	2.2516	96.45	103.82	
Cd1_\$1	2.9288	108.89	111.84	123.63
P3 -	P2_\$5	P2	P3_\$9	

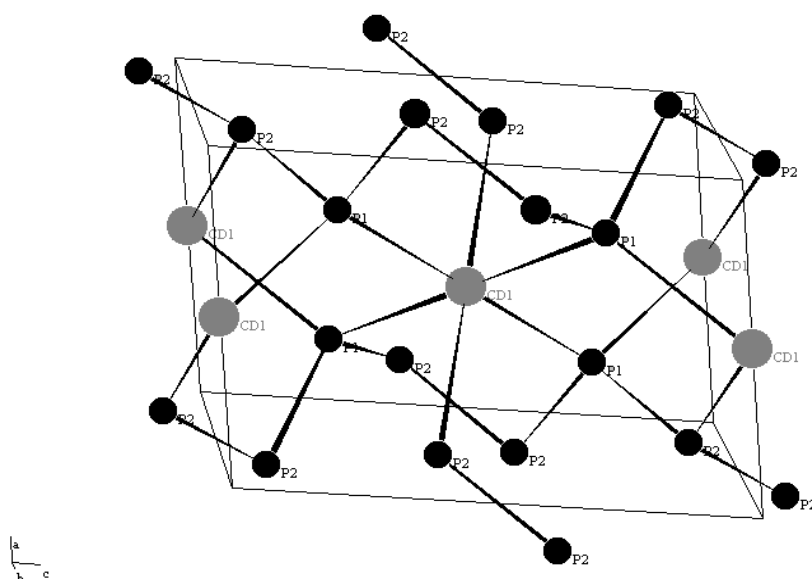


Рис.1

Исследование процессов ударного уплотнения реагирующих систем типа Ti - C

Кобраль Иван Владимирович

Дмитриева Мария Александровна

Томский государственный университет

Лейцин Владимир Нояхович, к.ф.-м.н

vik@ftf.tsu.ru

Химическое взаимодействие в порошковых смесях типа TiC относятся к классу безгазовых экзотермических превращений, характеризующихся многостадийностью и чередованием различных физико-химических процессов. Использована многоуровневая модель механохимического поведения реагирующей порошковой среды, включающая в себя моделирование тепловых процессов в реагирующем порошковом слое, процессов ударной модификации порошкового тела, фазовых переходов, фильтрации расплава легкоплавкого компонента смеси и химических превращений. Учитывается наличие макроскопической структуры концентрационной неоднородности и возможность повышения реакционной способности реагирующих компонентов. Учитывается увеличение реакционной способности порошковой смеси (механическая активация) под действием ударного импульса. В настоящий момент в серии экспериментов обнаружена не монотонная зависимость роста реакционной способности от интенсивности ударного нагружения. Существует интервал значений амплитуды ударного нагружения, где с ростом амплитуды наблюдается спад выхода продукта реакции вплоть до нуля. Для исследования возможных причин такого механохимического поведения порошковой смеси рассмотрена гипотеза физического поведения порошковой смеси, учитывающая специфику поведения экзотермически реагирующего порошкового материала.

При действии ударного импульса первоначально прогреваются и деформируются наружные слои порошковых частиц. Это вызывает термическую и механическую активацию поверхностных контактирующих слоев частиц реагирующих компонентов. Если в результате этого запускаются экзотермические химические превращения в локальных зонах контакта частиц, то на поверхности частиц может появиться жидкий слой легкоплавкого компонента, который не оказывает сопротивления локальным сдвиговым нагрузкам. В этом случае весь порошковый материал будет вести себя как пористая суспензия твердых частиц в расплаве. В этом случае процесс ударного уплотнения определится значением эффективной вязкости суспензии, которая на несколько порядков меньше эффективной вязкости исходной порошковой среды.

Под действием ударного импульса, при этом происходит уплотнение порошкового компакта за счет взаимного проскальзывания частиц без пластического деформирования материала частиц, т.е. переупаковка. Так как при ударном нагружении повышение реакционной способности определяется пластическим деформированием кристаллической структуры и разрушением окисных и адсорбированных слоев порошковых частиц, то подобная «переупаковка» частиц не приводит к достаточной механической активации реагирующих компонентов, необходимой для запуска химических превращений во всем объеме порошкового компакта.

Скорость прогрева частиц в процессе пластического деформирования компонентов порошкового тела определяется соотношениями модельной единичной

ячейки. Эти соотношения представляют параболическую зависимость скорости изменения температуры от величины

$$\frac{\dot{r}}{r} = \frac{a'^2_j \dot{a}'_j}{r^3} = \frac{b'^2_j \dot{b}'_j}{r^3}, b = R_j \sqrt[3]{\frac{1}{\Pi_i}}, \quad (1)$$

где r -расстояние от центра модельной ячейки, R – радиус частицы, индекс j относится к номеру компонента смеси, Π – значение относительного объема пор микрослоя на i -м шаге по времени.

Прирост температуры в поверхностном слое частиц, вызванный вязко-пластическим деформированием, определяется соотношением

$$\dot{T}_n(r) = \left[-Y_j(T) \frac{R_j^3}{r^3} + 2\eta_j(T) \frac{\gamma}{\Delta t} \left(\frac{R_j^3}{r^3} \right) \right] \frac{2\gamma}{3\rho_j c_j} \dots \quad (2)$$

где $Y_j(T)$ - предел текучести, η_j - динамическая вязкость, ρ_j - плотность, c_j - теплоемкость

Общий прогрев поверхностного слоя модельной ячейки после запуска механохимических превращений на шаге по времени оценивается соотношением

$$\dot{T}(R) = \dot{T}_n(r) + \frac{Q\dot{Z}(R_j)}{c_{int}} - \frac{\dot{\beta}_j}{c_j} - \frac{\dot{\beta}_{qj}}{c_j}, \quad (3)$$

где Z - степень превращения, Q - тепловой эффект реакции, β - тепловые потери, c - теплоемкость, c_{int} -теплоемкость интерметаллида

С момента появления жидкого слоя на поверхности частиц материал начинает вести себя как суспензия, вязкость которой определяется с использованием модели Хаппеля :

$$\frac{\eta}{\eta_0} = 1 + 5,5\psi(\beta)\phi, \quad \psi(\beta) = \frac{4\beta^7 + 10(84/11)\beta^2}{10(1 - \beta^{10}) - 25\beta^3(1 - \beta^4)}, \quad \beta^3 = \phi, \quad (4)$$

где η -вязкость суспензии, η_0 -вязкость расплава, ϕ - концентрация твердой фазы

Проведен численный эксперимент порошковой системы Ti-C, по действием ударного импульса с амплитудами 3.87 Гпа, 5.65 Гпа и 14.7 Гпа. Рассмотрена однородная порошковая смесь частиц титана и графита размером 20 мкм в стехиометрическом соотношении со средней исходной пористостью 30%.

Для давления ударного импульса 5.65 Гпа ,ударный запуск химических превращений не реализуется, т.к реакция синтеза происходит в режиме переупаковки. При давлении 3.87 Гпа происходят полные превращения, т.к. требуемая активация для запуска химических превращений определяется механической и тепловой составляющей. Также полные превращения наблюдаются, когда амплитуда ударного импульса равна 14.7 Гпа. В этом случае идет ударно запущенная реакция синтеза. Полученные результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Исследование зависимости излучения тыльной поверхности ударно нагруженного образца термитной смеси от ее структуры

Колмакова Татьяна Витальевна

Дмитриева Мария Александровна

Томский Государственный Университет

Лейцин Владимир Нояхович, к.ф.-м.н

tanyusha@mail2000.ru

Для оценки температуры непрозрачных веществ используют бесконтактный оконный метод яркостной пирометрии. В рамках этого метода интенсивность излучения тыльной поверхности образца регистрируется длительное время после выхода ударного импульса через другой материал, сохраняющий прозрачность при ударном сжатии, называемый «окном». Интенсивность излучения обычно фиксируют на эффективных длинах волн 420 и 720 нм, а затем пересчитывают на яркостные температуры. Физико-химические процессы, протекающие в приповерхностных слоях образца, сопровождаются излучением теплового и люминесцентного характера. На основе многоуровневой модели поведения реагирующей порошковой среды разработана методика исследования механохимических процессов, способных вызвать люминесценцию тыльной поверхности образца термитной смеси после выхода ударного импульса.

В качестве представительного объема порошковой смеси рассматривается элемент макроскопической структуры концентрационной неоднородности – реакционная ячейка. В пределах реакционной ячейки структура концентрационной неоднородности задается гладким распределением концентрации компонентов и удельного объема пор, в предположении, что некоторая заданная доля легкоплавкой компоненты сконцентрирована у передней кромки ячейки. Порошковое тело представляется совокупностью элементов концентрационной неоднородности (см. рис.1). С тыльной стороны образца располагается слой оконного материала (глицерина).

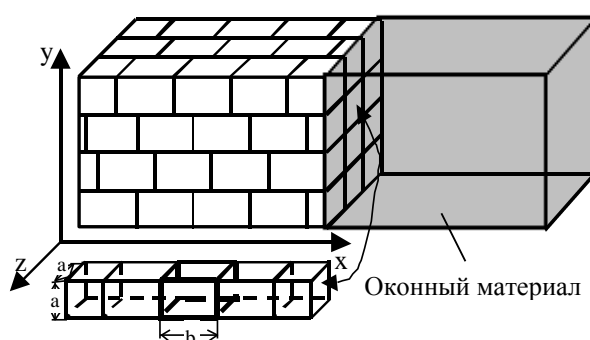


Рис.1

Приповерхностный слой образца моделируется набором микрослоев реакционной ячейки с избыточным содержанием алюминия, распределенных по некоторой функции, поскольку при предварительном прессовании в результате взаимодействия порошка с поверхностью пресс-формы на тыльной поверхности образца следует ожидать избыток пластичной компоненты.

Ударное воздействие моделируется распространением плоского ударного импульса с заданной амплитудой и длительностью.

В рамках используемой модели решается ряд сопряженных задач: теплового баланса в реагирующем слое, ударной модификации порошкового тела, фильтрации жидкой фазы и макрокинетики химических превращений.

Повышение реакционной способности порошковой смеси моделируется понижением энергии активации за счет пластического деформирования алюминия в поры, удаления оксидных и адсорбированных слоев с поверхности частиц во время действия ударного импульса. При моделировании механохимических процессов, протекающих в приповерхностных слоях образца реагирующей порошковой смеси, учитывается возможность разрушения частиц порошкового тела в результате откольных явлений различной природы после выхода ударной волны на контактную границу «образец-окно», создающее дополнительную механоактивацию порошковой смеси на поверхности. Моделирование процессов разрушения частиц осуществляется с использованием энергетического подхода. Работа разрушения, отнесенная к единице объема, представлена выражением:

$$A = \sigma_s \varepsilon + \frac{3\gamma}{2d},$$

где σ_s - предел текучести вещества, γ - поверхностная энергия твердого тела, ε - предельная пластическая деформация материала, d - средний размер частиц разрушенного вещества.

Яркостные температуры теплового излучения получены используя известную зависимость, следующую из законов теплового излучения Кирхгофа и Вина:

$$T_y^{-1} - T^{-1} = \lambda c_2^{-1} \ln \varepsilon_\lambda^{-1},$$

где T – температура поверхности, λ - длина волны, ε_λ - излучательная способность поверхности, $c_2 = 1.4380 \cdot 10^{-2} (\text{м} \cdot \text{К})$ – вторая постоянная излучения.

Процессы разрушения частиц после выхода ударного импульса на тыльную поверхность вызывают вспышки люминесцентного излучения на длине волны 720 нм (триболоминесценция), а процессы горения частиц алюминия (хемилюминесценция) и свечения на этом фоне накалившихся частиц окислов алюминия - на длине волны 420 нм.

Поскольку интенсивность триболоминесценции определяется интенсивностью разрушения, форма импульса этого свечения может быть оценена по форме импульса мощности работы разрушения.

Интенсивность горения частиц алюминия определяет яркость их свечения. Для оценки характера изменения интенсивности горения алюминия используется скорость прироста энтальпии алюминия, определяющая подобный режим люминесцентного излучения.

Рассмотрены результаты прогноза изменения яркостных температур определяемых тепловым излучением, трибо - и хемилюминесценцией, соответствующие разным распределениям микрослоев реакционной ячейки с различной концентрацией алюминия по тыльной поверхности. Сравнение полученных результатов показало, что структура тыльной поверхности существенно влияет как на

распределение и величину яркостной температуры теплового излучения поверхности так и на распределение вспышек люминесцентного излучения.

Применение методики может позволить в дальнейшем использовать результаты пирометрических измерений для оценки эволюции параметров физико-химических процессов.

Особенности электропроводности тонкопленочных композитов CoFeB-SiO в сильных электрических полях

Копытин Михаил Николаевич

Воронежский государственный технический университет

Стогней Олег Владимирович, к.ф.-м.н

michaelkopitin@mail.ru

Тонкопленочные композиты «металл-диэлектрик» были получены ионно-плазменным распылением составных мишеней (Co-Fe-B)+SiO₂. В рамках одного напыления за счет неравномерного расположения навесок SiO₂ на сплавной мишени (Co-Fe-B) получался спектр составов с разным соотношением между металлической и диэлектрической фазами.

Измерялись вольт-амперные характеристики тонкопленочных композитов в режиме сильного электрического поля. Режим сильного электрического поля был реализован благодаря подаче напряжения перпендикулярно пленке композита (рис.1). По величине прикладываемое напряжение составляло до 9 В, толщина пленок композита ~5 мкм.

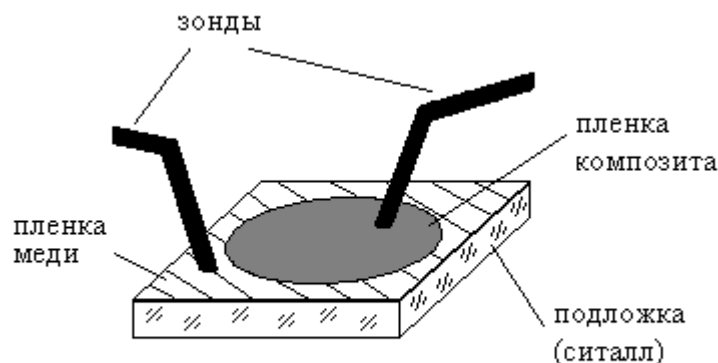


рис. 1

Напряжение U_r частотой 0,01 Гц подавалось с генератора синусоидального сигнала на последовательно соединенные образец и магазин сопротивлений (рис.2). На вход X самописца подавалось суммарное напряжение с образца и магазина сопротивлений, на вход Y – напряжение с магазина сопротивлений. Для каждого измерения сопротивление магазина (R_{mag}) подбиралось так, чтобы $R_{\text{mag}} \approx 0,1R_{\text{обр}}$ ($R_{\text{обр}}$ – сопротивление образца). Таким образом, напряжение на входе X было пропорционально суммарному напряжению на образце и магазине сопротивлений, а напряжение на входе Y – току через образец. Затем полученные зависимости

пересчитывались в зависимости тока от напряжения на образце (вольт-амперные характеристики) и проводимости от напряжения.

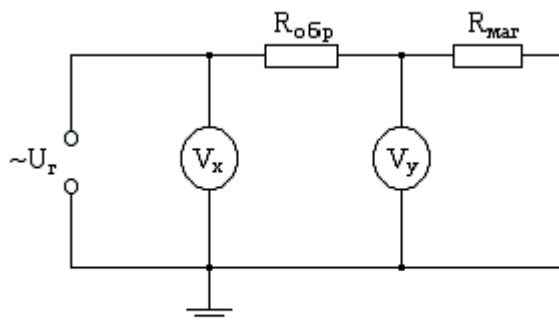


рис. 2

Характерной особенностью является несимметричность вольт-амперных характеристик, т.е. разной полярности прикладываемого напряжения соответствуют разные значения электропроводности. При температуре 77К (при погружении образца в жидкий азот) зависимости становятся почти симметричными, при отогреве до комнатной температуры снова возникает несимметричность. При приложении напряжения более высокой частоты (500 Гц и выше до 100 кГц несимметричности вольт-амперных характеристик не наблюдалось).

Обратная задача высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии

Красильников Алексей Геннадьевич

Сыктывкарский Государственный Университет

Пуногов Василий Ильич, д.ф.-м.н.

4alexei@mail.ru

Метод рентгеновской дифрактометрии успешно используется для исследования структурных характеристик реальных кристаллов, для изучения дефектов в кристаллах, процессов релаксации упругих напряжений в гетероэпитаксиальных системах, процессов эпитаксиального роста, шероховатостей интерфейсов многослойных структур и т.д. Высокая точность метода позволяет получать информацию с нанометровым пространственным разрешением, а в отдельных случаях исследовать тончайшие приповерхностные слои толщиной в единицы ангстрем. Кроме того метод является неразрушающим и обладает высокой чувствительностью.

Статистическая кинематическая теория дифракции [1] и данные высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии использовались для определения структурных параметров двух образцов твердотельной сверхрешетки $\text{Al}_2\text{O}_3/(\text{In}_{0.03}\text{GaN}(20\text{Å})/\text{In}_{0.1}\text{GaN}(40\text{Å}))_{\text{xSSL}}/\text{AlGaIn}(20\text{nm})$.

Для решения обратной дифракционной мы использовали минимизацию функционала невязки: $F[\Delta d/d(z), f(z), r(z)] = \sum_i \left| \log\left(\frac{I_1}{I_2}\right)^2 \right|$ (1), где I_1, I_2 –

экспериментальные и теоретические данные, полученные по двух и трехкристальной дифракционной схеме.

Сверхрешетки рассматривались как N-слойная структура, где число N варьировалось от 15 до 45. Каждый элементарный слой сверхрешетки характеризовался структурными параметрами: относительной деформацией кристаллической решетки $\Delta d/d(z)$, фактором Дебая-Валлера $f(z)$ и размерами дефектов $r(z)$. Отдельным параметром модели является толщина сверхрешетки. Для решения поставленной задачи был выбран «метод скользящего допуска», позволяющей вводить условия на параметры [2]. Процесс минимизации был реализован с помощью программы, написанной на языке C++.

В работе получены следующие результаты:

1. В рамках статистической кинематической теория дифракции проведен детальный анализ поведения кривых отражения в зависимости от структурных параметров сверхрешеток. (Решение прямой задачи)

2. С использованием экспериментальных данных высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии решена обратная задача по определению параметров сверхрешеток (толщина, композиционный состав, толщина периода).

3. На основе экспериментальных данных трехкристальной дифрактометрии построены контуры равной интенсивности вблизи узла обратной решетки. Показано что используемые структуры является мозаичной.

4. Проведено сравнение эффективности работы алгоритмов посредством прогонки на двух разных образцах, полученных на одном техпроцессе, но с отличающимися параметрами.

Список публикаций:

[1] Nesterets Yakov I. and Punegov Vasily I., *Acta Cryst. A.*, **A56**, 540-548 (2000)

[2] Химмельблау Д. «Прикладное нелинейное программирование», М.(1975)

О реальной структуре природного алмаза

Ксенофонтов Александр Мисаилович

Якутский государственный Университет

Бескрованов Виктор Васильевич, д.г.-м.н

bescrovanov@iptpn.usn.ru

Вопрос о структуре алмаза до настоящего времени еще остается в некоторых аспектах дискуссионным. Её отнесение к кубической сингонии сомнений не вызывает, но нет единого мнения о том, существует одна или несколько ее структурных модификаций. Наиболее распространено мнение о голоэдрическом гексоктаэдрическом классе (Fd3m) кубической сингонии алмаза. Этой точке зрения противоречит обнаруженные Артом в 1902 г. у алмаза слабые пиро- и пьезоэлектрические свойства, что указывает на гемиедрию кубической структуры и понижению ее симметрии до гекстетраэдрического класса. На такую возможность указала в 1928 г. К. Лонсдейл. По ее мнению атомы углерода могут иметь два возможных типа валентности. Однако

позднее Эллингс и Тепрстра (1928) г. явления пиро- и пьезоэлектричества в алмазе не обнаружили и пришли к выводу о голоэдрической структуре алмаза.

В последнее время выяснилось, что все без исключения природные алмазы не однородны и состоят из зон роста и пирамид нарастания граней, физические свойства которых могут сильно изменяться даже в пределах одного образца. Общие (интегральные) свойства целого неоднородного индивида определяются физическим видом алмаза, который в нем преобладает. На этом основании можно предположить, что отдельные зоны роста могут иметь разные модификации кристаллической структуры алмаза. В одном кристалле могут переслаиваться зоны, имеющие голоэдрическую и гемидрическую кристаллическую структуру. В этом случае пиро- и пьезоэлектрические свойства у целого кристалла будут обнаруживаться или нет в зависимости от того зоны алмаза какой структурной модификации в нем преобладают.

Выдвинутая нами гипотеза близка представлениям К. Рамана (1944, 1957) о возможности существования четырех структурных разновидностей алмаза, две из которых нецентросимметричны, тетраэдрические, а две другие — центросимметричны, октаэдрические. По его мнению это отражает симметрию электронного облака углерода в алмазе.

Исследования по получению керамических материалов на основе сырьевых ресурсов Красноярского края

Курамшина Вера Михайловна

Государственное научное учреждение

“Научно-исследовательский физико-технический институт

Красноярского Государственного Университета

Министерства образования России”

Колосова Мария Михайловна, к.т.н.

material@nifti.krasnoyarsk.ru

Цель настоящих исследований – подготовка к реализации промышленного производства керамических масс на основе сырья и полупродуктов промышленных предприятий Красноярского края для получения низковольтных изоляторов.

Себестоимость готовых керамических изделий будет существенно снижена за счет сокращения транспортных расходов на доставку сырья из отдаленных регионов.

Предпосылки для постановки данной задачи заключаются в следующем: наличие крупных потребителей электротехнической керамической продукции в крае и ближайших регионах, отсутствие за Уралом производителей данной продукции. Красноярск имеет выгодное географическое положение для производства продукции, предназначенной для регионов Сибири и Дальнего Востока.

Для реализации поставленной цели были начаты экспериментальные исследования в лабораторных условиях.

Для разработки состава масс и сравнения свойств получаемых изделий был выбран один эталон, который изготовлен из хорошо изученного сырья и обладает необходимыми свойствами. Исходя из этого подбирали такой химический состав

исследуемых масс, заменяя сырье эталонного состава на местные сырьевые материалы, чтобы он незначительно отклонялся от эталонного.

Основными компонентами получаемой керамической массы являются: глина Дубининского месторождения, каолин Кампановского месторождения, местные отощающие материалы. Подшихтовка керамических масс оксидалом, полученного по специальной технологии из мелкодисперсной пыли электрофильтров, вращающихся печей кальцинации ОАО “Ачинский глинозёмный комбинат”, (вывод и использование пыли позволяет улучшить экологическую ситуацию в регионе и улучшить качество выпускаемого металлургического глинозёма), приводит к улучшению качества глинистого сырья за счет доведения в исходных глинах содержание Al_2O_3 до 30% и более, а также повышает физико-химические характеристики керамических масс.

На основании химических анализов сырья и исследуемых масс, выполненных в химической лаборатории НИФТИ, и произведенных расчетов проводили выбор состава керамической массы. Для этого использовали диаграмму Барта, диаграмму зависимости свойств от состава и диаграмму изотерм спекания. Далее производилась оценка масс по нормативно-молекулярному методу П.Ниггли.

Выбор режима обжига образцов керамической массы проводили с учетом поведения компонентов при нагревании, фазовых переходов.

Испытание физико-механических свойств образцов выполнено в центральной лаборатории ОАО “Искра”. Электрические испытания выполнены в испытательном центре КрАЗА. Полученные результаты показали соответствие керамической массы на основе местного сырья ГОСТу 20419-83 гр.100, подгр.111 “Материалы керамические электротехнические”.

Результаты лабораторных исследований позволяют сделать следующие выводы:

1. На основе местного сырья Красноярского края с использованием глины Дубининского, каолина Кампановского месторождения получена керамическая масса для производства низковольтного фарфора, соответствующая ГОСТ 20419-83 группа 100, подгруппа 111.

2. В качестве отощающей и стеклообразующей добавок использованы пегматиты Баргинского, песок Нижне-Ингашского месторождений Красноярского края.

3. Для повышения прочностных показателей в массу введен “Оксидал-ГМ” - побочный продукт при производстве глинозема на Ачинском глиноземном комбинате.

4. Разработан оптимальный состав массы (КМ), масс. %:

Глина Дубининская - 9.0-18.5;

Каолин Кампановский - 48.0-62.0;

Пегматит Баргинский - 17.0-24.0;

Песок Нижне-Ингашский - 8.0-10.0;

Оксидал-ГМ (отход производства глинозема) - 2.0-4.0;

1. Получен патент на изобретение № 2174500 “Керамическая масса”.

5. С целью снижения температуры обжига в состав масс вводили от 5 до 9 масс.% боя изделий.

6. Оптимальная температура обжига составляет $1250 \pm 30^\circ\text{C}$.
7. Масса характеризуется интервалом спекания $50\text{-}60^\circ\text{C}$.
8. Результаты лабораторных исследований подтверждены выпуском полупромышленных партий образцов изделий в керамических цехах ПО “ЭХЗ” г. Зеленогорска и ООО “Искра-Прогресс” г. Красноярск.

Керамическая масса рекомендована для промышленного производства электрокерамических изделий.

Исследование закономерностей распада твердого раствора в медных и алюминиевых микрокристаллических сплавах, полученных методами интенсивного пластического деформирования

Лопатин Юрий Геннадьевич

Макаров Иван Михайлович

Нохрин Алексей Владимирович

Смирнова Елена Сергеевна

Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского

Чувильдеев Владимир Николаевич, д.ф-м.н.

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе представлены результаты исследований термической стабильности структуры, механических свойств и удельного электросопротивления алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Sc-Zr с различным содержанием магния (от 0 до 4.5%) и медных сплавов системы Cu-Cr-Zr, с различным содержанием хрома и циркония, полученных путем многоциклового равноканального углового прессования (РКУП).

Проведенные исследования показали, что использование РКУП приводит к формированию однородной нано- и микрокристаллической (НМК) структуры со средним размером зерна от 150 нм до 1 мкм, величина которого зависит от содержания магния, и к существенному увеличению механических свойств исследуемых сплавов. Структурные исследования свидетельствуют о том, что температура начала рекристаллизации в микрокристаллических (МК) сплавах Al-Mg-Sc-Zr и Cu-Cr-Zr составляет $150\text{-}200^\circ\text{C}$, а сам процесс рекристаллизации носит многостадийный характер, связанный с выделением частиц хрома в медных сплавах и интерметаллидов переменного состава $\text{Al}_3(\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x})$ в алюминиевых сплавах.

В работе приведены экспериментальные результаты изучения особенностей поведения электросопротивления и механических свойств (предела макроупругости, предела текучести, микротвердости) исследуемых МК сплавов в условиях одновременного протекания процессов рекристаллизации и дисперсного старения. Показано, что поведение предела макроупругости и предела текучести в этом случае не является коррелированным. Экспериментально показано, что процесс рекристаллизации в исследуемых МК сплавах начинается раньше процесса выделения частиц второй фазы. Проведены экспериментальные исследования влияния предварительного низкотемпературного отжига на термическую стабильность структуры и свойств МК медных и алюминиевых сплавов с различным содержанием легирующих элементов.

На основании экспериментальных данных проведены оценки энергии активации диффузионно-контролируемых процессов рекристаллизации и старения. Показано, что процесс выделения частиц второй фазы контролируется диффузией по ядрам дислокаций и неравновесным границам зерен МК сплавов.

Автор благодарит за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043, 03-02-16923), Минобрнауки РФ (грант Е02-4.0-131), а также программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (ВРНЕ) и Научно-образовательный центр "Физика твердотельных наноструктур" ННГУ им.Н.И.Лобачевского (НОЦ ФТНС ННГУ).

Исследование кинетики деформирования сталей по тепловому излучению в условиях концентрации напряжений

Лукин Евгений Саввич

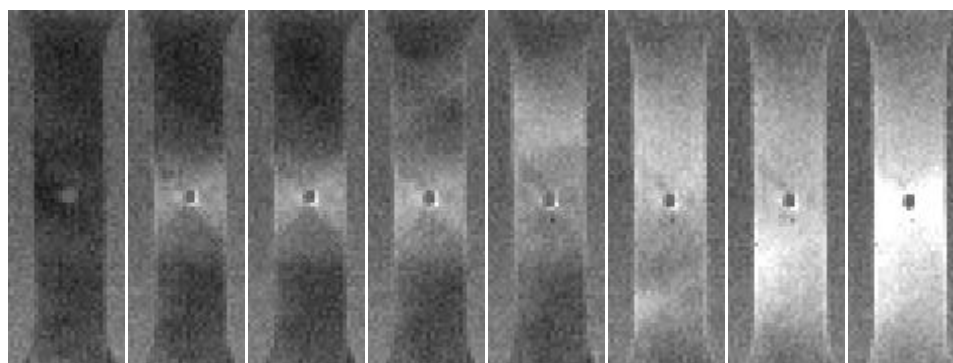
Иванов Афанасий Михайлович, к.т.н.

Институт Физико-технических Проблем Севера СО РАН

Иванов Афанасий Михайлович, к.т.н.

luikinmail@iptpn.ysn.ru

Применение метода теплового излучения (МТИ) при статических испытаниях на разрыв упругопластических материалов в условиях неоднородно-напряженного состояния позволяет определить наступление предельных состояний, по изменению температурного поля проследить за кинетикой развития пластических деформаций, по особенности изменения температуры на стадии предразрушения установить начало образования трещины. МТИ основан на регистрации теплового излучения в инфракрасной области спектра. Как известно, упругая деформация конструкционных сталей сопровождается понижением температуры, а пластическая - выделением значительного количества тепла пропорциональной величине деформаций и скорости нагружения. В качестве регистрирующего прибора в данной работе использована тепловизионная система ТКВр-ИФП разработанная в Институте физики полупроводников (г. Новосибирск). Она представляет собой тепловизионную камеру с фотоприемным модулем в виде полупроводникового матричного детектора ИК-излучения. Особенностью данной камеры является высокая чувствительность, равная



1,4 % 2,4 % 2,6 % 3,1 % 3,6 % 4,6 % 5,3 % 6,1 %

рис.1

0,03⁰ С и быстродействие – 20 кадров с секунду.

Проведены исследования плоских образцов с центральным круговым отверстием из сталей 18Г2С, 10ХСНД и 10кп5. Испытания на статический разрыв проводились на испытательной машине Instron-1195. Запись машинной диаграммы растяжения сопровождалась регистрацией температурного режима образца. Термограммы записывались в режиме «термофильм», что дало возможность проследить за кинетикой процесса. На термограммах образца при относительном удлинении $\varepsilon=1,4\div 6,1$ % наблюдается продвижение полос Чернова-Людерса (см. рис.1).

Представленный рисунок (см. рис.2) включает тепловое изображение образца, изменение максимальной 1, минимальной 2 и средней 3 температур на выделенном участке термограммы, а также диаграмму растяжения образца 4. Начальный этап, соответствующий упругому растяжению образца, характеризуется понижением температуры. Наступлению локальной текучести при номинальном напряжении по брутто-сечению $\sigma_{бр}=330$ МПа соответствует наблюдаемый переход к режиму повышения температуры (область после точки А на пересечении кривой 1 с пунктирной линией, для кривых 2 и 3 аналогично; на термограмме при этом появляется яркая зона на контуре концентратора). Пластическое течение по опасному сечению и дальнейшее деформационное упрочнение соответствуют диапазону деформаций $\varepsilon=1,5\div 2,9$ %. При $\sigma_{бр}=408$ МПа нетто-сечение перешло в пластическое состояние (соответствует точке В на кривой 1; тепловой фронт вышел на край образца, при этом его боковые границы расположены примерно под углом 45⁰ к направлению действия приложенной силы). Падение температуры и напряжения в интервале $\varepsilon=2,9\div 3,8$ % соответствует переходу верхней половины образца в пластическое состояние. Следующее повышение температуры и напряжения ($\varepsilon=3,8\div 4,3$ %) возможно объяснить дальнейшим упрочнением части образца, перешедшей в пластическое состояние. Понижение температуры и напряжения в интервале $\varepsilon=4,3\div 5,2$ % связано с наступлением текучести в нижней половине образца. То есть при $\varepsilon=5,2$ % (точка С на кривой 1) рабочий участок образца полностью перешел в пластическое состояние. С этого момента практически начинается «утяжка» материала в зоне концентрации напряжений, сопровождаемая более ярким свечением на термограмме по сравнению с остальными участками образца. Далее наблюдается монотонное повышение температуры при ε равном от 5,2 до 7,6 %, которое отражает интенсивное развитие деформаций в областях их локализации.

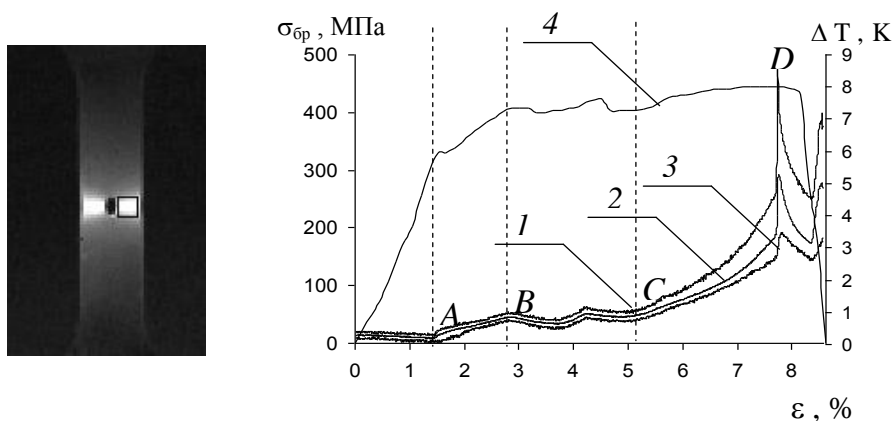


рис.2

В экспериментах, представленных графиком (рис.2), обнаружен всплеск температуры на стадии предразрушения (особая точка D на кривой I). Резкое повышение температуры на стадии, предшествующей полному разрушению элемента конструкции с концентратором, вероятнее всего, соответствует началу образования трещины. Следующее за ним понижение температуры, по-видимому, связано с разгрузкой материала, возникшей вследствие релаксации напряжений. Разрушение образца также сопровождается резким скачком температуры в сторону увеличения.

Таким образом, МТИ может быть использован для определения наступления текучести материала, оценки предельно допустимых напряжений при статическом нагружении упругопластических материалов в условиях неоднородно-напряженного состояния, исследования кинетики деформирования упругопластических материалов.

Синтез порошков нанокристаллического сплава ($\text{Fe}_x \text{Ni}_{1-x}$)P ($x=0-100\%$) методом химического осаждения

Ляпунов Дмитрий Юрьевич

Красноярский Государственный Технический Университет

Чеканова Лидия Александровна

rauf@inp.krasn.ru

Дисперсные структуры на основе железа в последнее время выдвигаются как наиболее перспективные магнитные материалы и, как следствие, широко изучаются.

Интерес к исследованию таких структур объясняется уникальными особенностями ультрадисперсного состояния, необычайным сочетанием механических, магнитных, теплофизических и др. свойств, не встречающихся у массивных материалов.

В настоящее время порошки различных сплавов используются в качестве сорбентов, катализаторов, покрытия из высокодисперсных порошков могут использоваться для экранирования электромагнитного излучения. Так же широкое применение порошки нашли в области магнитных носителей информации.

Однако с уменьшением размера частиц возрастает их химическая активность, увеличивается степень окисления металлического компонента. Соответственно, этот фактор влияет на основные магнитные характеристики порошков на основе железа.

В связи с этим первостепенное значение приобретает разработка технологии получения и обработки дисперсных структур.

Одним из основных параметров, влияющих на структуру и свойства дисперсных порошков, является атомное структурное строение, изменять которое можно различными способами [1-2].

Исследуемые в данной работе порошки FeNiP относятся к сплавам типа переходный металл-металлоид (ПМ-М). Изменение концентрации металлоида изменяет структуру а, следовательно, и свойства дисперсных порошков.

В работе для получения порошков сплава FeNiP был выбран метод химического осаждения, который позволяет изготавливать сплавы с различным содержанием никеля

и фосфора а, следовательно, и атомной структурой порошков. Метод химического осаждения основан на восстановлении переходных металлов (Fe,Ni) из растворов соответствующих солей [3].

Вследствие того, что с уменьшением размера частиц возрастает их химическая активность, увеличивается степень окисления металлического компонента, было предложено капсулировать порошинки аморфным никелем, что бы подавить окисление железа, не влияя при этом на магнитные свойства порошка.

Методом химического осаждения была получена серия нанокристаллических порошков с различным процентным содержанием никеля и железа. Были исследованы магнитные свойства порошков: ширина линии ФМР, намагниченность насыщения и коэрцитивная сила (см. рис.1).

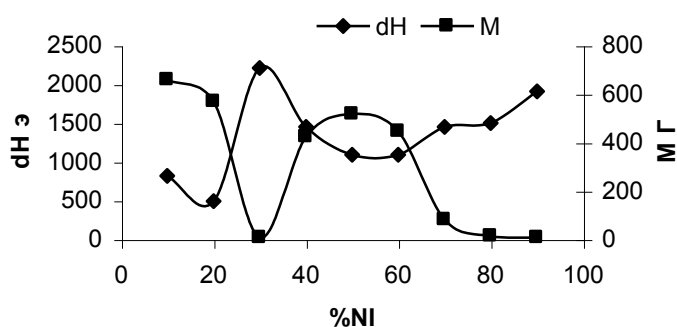


Рис.1 Зависимости ширины линии ФМР и намагниченности от процентного содержания никеля. Фосфора 100г/л.

Намагниченность сплава падает с увеличением содержания никеля до минимальной величины при 30% никеля. Далее намагниченность возрастает, проходит через максимум, находящийся для исследованных сплавов при содержании никеля около 50%, и снова убывает. Минимум намагниченности находится в инварианной области концентрации железа, так как в этой точке происходит переход ОЦК решетки в ГЦК, которая при комнатной температуре является не магнитной. Также в этой точке мы наблюдаем максимум ширины линии ФМР.

Методом ферромагнитного резонанса мы определили эффективную намагниченность - это величина, которая отличается от намагниченности насыщения измеренной на вибрационном магнитометре. Это отличие обусловлено изотропными магнитоупругими напряжениями. Разность величины эффективной намагниченности и величины намагниченности насыщения дает значение эффективного поля обусловленного упругими напряжениями. Мы видим совпадение хода кривой величины эффективного поля обусловленного упругими напряжениями от процентного содержания никеля с поведением кривой ширины линии ФМР. Это говорит о том, что основной вклад в ширину линии железоникелевых сплавов вносят магнитные упругие напряжения.

Таким образом были получены дисперсные, нанокристаллические порошки железоникелевого сплава с концентрацией никеля от нуля до ста процентов. Для предотвращения окисления железоникелевых частиц было проведено капсулирование аморфным никелем.

Исследуя зависимость величины эффективной намагниченности от процентного содержания никеля, была определена область инварного сплава.

Разность величины эффективной намагниченности и величины намагниченности насыщения дает значение эффективного поля обусловленного упругими напряжениями.

Список публикаций:

[1] Морохов И. Д. Структура и свойства малых металлических частиц // УФН. 1981. Т. 23. (Вып. 4), С. 653-692

[2] Петров Ю. И. Физика малых частиц. М: Наука, 1982

[3] Горбунова К. М. , Никифорова А. А. Физико-химические основы процесса химического никелирования. М., 1974.

Создание опытно-промышленной технологии производства керамического слёка ВК 94-1 из пыли электрофильтров вращающихся печей кальцинации глинозема

Макаров Александр Викторович

Домнина Ольга Николаевна , Помилуйков Олег Владимирович

Государственное Научное Учреждение

“Научно-исследовательский физико-технический институт

Красноярского Государственного Университета

Минобразования России ”

Кирко Владимир Игоревич, д.ф.м.н.

matireal@nifti.krasnoyarsk.ru

Корундовая керамика – это керамика, состоящая более чем на 90 % из Al_2O_3 . Корундовая керамика отличается повышенной механической прочностью, твердостью, химической стойкостью, значениями коэффициента теплопроводности и стойкости к термоударам, а также хорошими электроизоляционными свойствами в низкочастотных и высокочастотных электрических полях.

Корундовая керамика имеет широкое применение в электротехнической и радиоэлектронной промышленности, высоковольтных вакуум-плотных конструкциях, вакуум-плотных вводах для атомных электростанций, а также высоковольтных высокочастотных изоляторов различного назначения и др. отраслях.

Наш институт разработал технологию получения вакуум-плотной керамики из пыли электрофильтров вращающихся печей кальцинации глинозема ОАО «АГК». Традиционно этот вид керамики изготавливают измельчением глинозема марки Г-00 с крупностью частиц от 0 до 120 мкм (средний размер частиц 60 мкм), что для изготовления керамики требовало длительного помола по получению мелкодисперсного материала с крупностью частиц 0-20 мкм. На измельчение требуются значительные затраты.

Пыль электрофильтров по крупности представляет из себя частицы ср.размером 5-7 мкм, что уже не требует помола. После очистки (отмывки) от примесей качество пыли и по химическому составу превышает качество глинозема марки Г-00. Керамический спек, разработанный и полученный в нашем институте на основе пыли

электрофильтров вращающихся печей в кальцинации глинозема ОАО «АГК», по химическому составу удовлетворяет требованиям аЯО.027.001 ТУ. Из спёка, полученного по нашей технологии, изготовили на НПО «Север» опытную партию изоляторов, которые прошли испытания и соответствуют требованиям аЯО.027.001 ТУ. Корпуса УЕИВ, изготовленные из опытных партий изоляторов, выдержали термоциклические испытания в соответствии с И2500000255. Дугогасительные камеры, изготовленные из корпусов УЕИВ, также выдержали испытания в соответствии с ТУ.

Таким образом, технология производства керамического спёка ВК 94-1 на основе пыли электрофильтров, по многим характеристикам преобладает над спеком из глинозема марки Г-00:

1. Нет затрат на помол.
2. Снижение температуры спекания.
3. Улучшение качества керамики.
4. Улучшение экологической обстановки на промышленной площадке «АГК» (вынимаемая пыль из электрофильтров уменьшается выброс в атмосферу).

Задачи определения влажности цельной сырой древесины в процессах ее уплотнения и сушки

Малых Роман Александрович

*Санкт-Петербургский Государственный Морской Технический
Университет*

Пугачев Сергей Иванович, д.т.н.

rmalyh@rambler.ru megavolt458@jandex.ru

Новая технология создания уплотненной древесины ставит целью введение в хозяйственный оборот изделий из малоценных пород: березы, осины, ольхи.

Технология включает процесс уплотнения цельной сырой древесины совместным воздействием квазистатического механического и ультразвукового полей, а также последующую сушку уплотненной древесины в электрическом поле высокой частоты.

В процессе уплотнения образцы цилиндрической формы через заходное устройство вводились в трубы из неметаллического материала, например из стеклопластика, «прозрачного» к воздействию высокочастотного электрического поля. Это позволило осуществить последующую сушку уплотненных образцов в поле плоского конденсатора установки диэлектрического нагрева.

Указанные выше особенности технологии уплотнения древесины определили специфику измерения относительной влажности образцов в процессах их уплотнения и сушки.

Так, при нахождении уплотненных образцов в стеклопластиковом корпусе относительная влажность образцов определялась сочетанием кондуктометрического и диэлькометрического методов. При этом первым из методов измерялась влажность плоских торцевых поверхностей образцов, а вторым – влажность цилиндрической поверхности.

Наряду с определением влажности исследовались акустические характеристики образцов: в первую очередь, скорости ультразвуковых колебаний.

В процессе высокочастотной сушки уплотненных образцов непосредственное определение влажности осуществить весьма сложно. Дополнительные трудности связаны с неоднородностью теплового поля внутри образца. Поэтому даже использование современных электронных приборов для бесконтактного определения влажности приводит к большим погрешностям измерений.

В работе представлены результаты экспериментов по определению влажности образцов древесины малоценных пород на стадиях уплотнения и сушки, а также даны рекомендации по выбору методов и средств измерений применительно к образцам различной геометрической формы.

Получение и структура нанотрубного депозита, содержащего связки многослойных углеродных нанотрубок

Маркова Анна Евгеньевна

Держнёв Денис Александрович

Воронежский Государственный Технический Университет

Золотухин Иван Васильевич, д.ф.-м.н.

ann_me@mail.ru

Как известно, получение углеродных нанотрубок в плазме электрической дуги при распылении графита не является простой задачей вследствие достаточно большого числа неконтролируемых параметров, сопровождающих процесс распыления. Нами были разработаны условия получения катодного депозита в плазме дугового разряда в атмосфере гелия при давлении 500 Торр. Диапазон токов – 70-120А, напряжение 21 В, время горения дуги 60-300 сек. Автоматическое устройство обеспечивало поддержание межэлектродного пространства на расстоянии 1-2 мм, что способствует стабильности параметров дугового разряда. На поверхности катода осаждался депозит диаметром 10–15 мм и высотой 2 мм. Исследование поверхности катодного депозита с помощью растрового электронного микроскопа показало, что центральная часть катодного депозита состоит из графитоподобных лепестков, расположенных разупорядоченным образом на поверхности. Графитоподобная лепестковая структура окружена плоским кольцом хлопкоподобных округлых образований размером 3-4 мкм, которые состоят из связок нанотрубок. Чтобы отделить нанотрубки от других углеродных образований, мы использовали ультразвуковое диспергирование. Катодный осадок помещали в ацетон и подвергали действию ультразвука. Таким образом, мы выделяли из депозита связки нанотрубок, структура которых исследовалась в просвечивающем электронном микроскопе. На рисунке 1 приведена фотография связки многослойных углеродных нанотрубок. Связка содержит параллельно расположенные вдоль продольной оси многослойные нанотрубки диаметром 6-8 нм. Диаметр связок находится в пределах 40-70 нм, а длина 1,5-4 мкм. Каждая связка по всей длине покрыта оболочкой толщиной 20-30 нм, состоящей из аморфного углерода. Каждая связка состоит из 60-90 многослойных нанотрубок. Таковую связку можно использовать в качестве кантилевера в АСТМ.

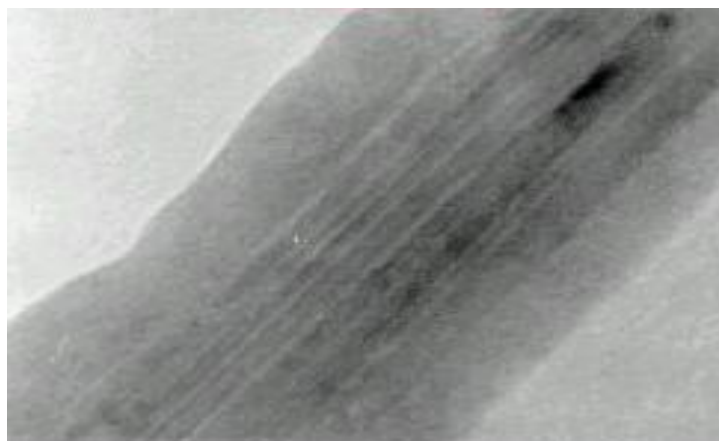


Рис.1 Фотография связки многослойных углеродных нанотрубок.

Исследование лазерного пробоя вблизи металлической и деревянной мишеней, облучаемых импульсным лазером.

Мищенко Дмитрий Алексеевич

Кравченко Игорь Олегович

Новосибирский Государственный Университет

Князев Борис Александрович, д. ф-м. н., профессор

dima@issc.nsu.ru

Целью работы было исследование особенностей абляции в воздухе мишени из органических материалов под действием ультрафиолетового излучения эксимерного лазера по сравнению с хорошо известной абляцией металлов. В качестве мишеней использовались сухое дерево и дюралюминий.

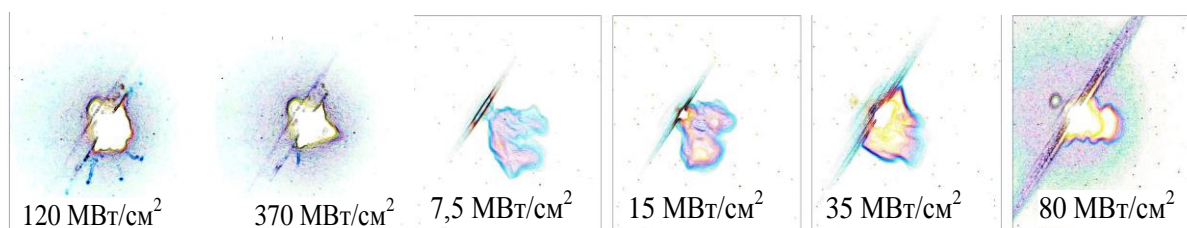


Рис.1 Факел на дюралюминии

Рис.2 Факел вблизи мишени из древесины

Установка состояла из KrF лазера с длительностью импульса 24 нс и энергией 50-100 мДж на импульс. Излучение фокусировалось на мишень кварцевой линзой. Плотность мощности на мишени в каждой серии измерений менялась путем изменения диаметра пятна фокусировки без изменения энергии импульса. Мишень располагалась под углом 36° к лучу, для того, чтобы легче отличить режимы абляции собственно мишени от низкопорогового лазерного пробоя в газе. В первом случае плазменный факел направлен по нормали к мишени, а во втором – по лазерному лучу. Факелы фотографировались цифровой фотокамерой Kodak DC120 с открытым затвором. Приведенные здесь фотографии, которые дают ясную информацию в цветном оригинале, плохо различимы при черно-белой печати, поэтому здесь представлены инвертированные и подвергнутые цифровой обработке копии. Световод, который мог направляться на различные участки факела, передавал излучение плазмы на вход

дифракционного монохроматора с ПЗС камерой (1024 пикселей на 25 мм) с МКП усилителем Princeton Instruments. Импульсы излучения лазера регистрировались осциллографом Tektronix TDS-210. Все сигналы записывались системой КАМАК на персональном компьютере. Площадь фокусировки в этих экспериментах определялась по отпечатку лазерного луча на фотобумаге.

В настоящей работе мы сообщаем о результатах первых экспериментов. Интегральные фотографии факелов продемонстрировали резкое различие между факелами при абляции металла и дерева. Съемки факелов на дюралюминии (рис. 1) показали, что наблюдается типичный лазерный пробой на поверхности мишени (об этом свидетельствует направление разлета продуктов), к которому при самых высоких мощностях добавляется пробой в парах (см. второй кадр рис. 1). В случае металла наблюдаются также частицы конденсированной фазы, что свидетельствует, видимо, об увлечении с границ кратера расплава металла. Пороговая интенсивность излучения, при которой начинается пробой в атмосфере составляла 370 МВт/см^2 . В спектре излучения факела наблюдались как линии компонентов сплава, так и атомы и ионы элементов атмосферного воздуха.

Факелы, возникающие на деревянной мишени, ведут себя по-другому. Их вид существенно зависит от плотности мощности излучения P . При низких P от мишени отделяется тонкий слабо светящийся ствол, который затем превращается в сложный объемный факел. С ростом плотности мощности длина ствола укорачивается, а факел становится интенсивней. В спектре наблюдаются элементы, входящие в состав древесины, и компоненты воздуха. Соотношение интенсивностей линий зависит от плотности мощности излучения лазера. Все свидетельствует о том, что кроме пробоя на поверхности в центре пятна фокусировки на периферии происходит крекинг дерева, и пары высокомолекулярных соединений окружают «лазерный» факел, и, воспламеняясь, образуют древовидную структуру. Расщепление на два языка связано, видимо, с высоким давлением менее яркого лазерного «керна» на оси разряда. При дальнейшем росте P абляция захватывает площадь, значительно превышающую пятно облучения (фото 3 на рис. 2). Это можно объяснить «вторичным» крекингом древесины мощным излучением из лазерной плазмы. Наконец, при 80 МВт/см^2 начинается пробой в лазерном факеле, и энергия выделяется в основном вдали от мишени.

Для получения дополнительных сведений о процессе абляции мишеней были сняты спектры с их плазменных факелов, которые анализировались с помощью таблиц спектральных линий NIST Atomic Spectra Database Lines Form. При анализе спектральных линий учитывалась их относительная интенсивность, вероятность спонтанного перехода, а также степень ионизации атомов. На спектре дюралюминия сразу обнаруживаются два пика соответствующие атомам алюминия с длинами волн $3894,0058 \text{ \AA}$ и $3961,52 \text{ \AA}$, что позволило провести абсолютную калибровку встроенной линейки. Также в спектре были обнаружены линии марганца, который входит в состав дюралюминия. При изучении линий спектров дерева обнаружены линии кислорода, а также линии, соответствие которых с серой, и алюминием близко. Кроме того, в спектрах факелов обеих мишеней обнаружены следы пробоя луча в атмосфере: обнаружены линии ионов кислорода, а также спектральная линия аргона. Электронная температура плазмы вблизи дюралюминия определялась по относительной интенсивности спектральных линий:

$$kT_e = \frac{E_2 - E_1}{\ln\left(\frac{J_1 g_2 A_2 \lambda_1}{J_2 g_1 A_1 \lambda_2}\right)} \quad (1)$$

где g_m – статистический вес, A_m – вероятности спонтанных переходов; J_m – интенсивность спектральной линии. Для расчета использовались линии ионов кислорода: 3882.192 и 3973.2562 Å, которые дали результат $kT_e \approx 2 \text{ эВ}$.

Таким образом, в настоящей работе по-видимому впервые исследовано факелообразование на мишени из древесины при воздействии наносекундного импульса ультрафиолетового лазера. Факел представляет собой комбинацию лазерной плазмы и пламени. Для выяснения деталей механизма абляции ведутся более детальные исследования с высоким временным разрешением.

Исследование механических свойств порошковых сплавов Al – Ni полученных методом жидкофазного спекания

Никифоров Михаил Анатольевич

Тарасов Петр Петрович

Объединенный Институт Физико-технических проблем Севера

Бескрованов Виктор Васильевич д.г.-м.н.

nikmian@rambler.ru

Одним из наиболее перспективных методов получения спеченных металлических материалов высокой плотности является метод жидкофазного спекания. В последние годы в исследованиях физических процессов, протекающих при жидкофазном спекании, достигнут значительный прогресс, особенно в выяснении природы и закономерностей объемных изменений порошковых тел из взаимодействующих компонентов. Широко исследованы системы со значительной растворимостью в твердой фазе Cu-Sn, Ti-Ni, Ni-Al, Ti-Al, Cu-Al. Система Al - Ni в отличие от системы Ni - Al является усаживающей системой, так как никель в данном случае выступает как активатор. Такой подход позволяет получать более плотные образцы. При определенном соотношении взаимодействующих компонентов образуется ряд твердых растворов или интерметаллидов, которые сопровождаются значительным тепловым взрывом, наличие которого конечно сказывается на объемные изменения прессовок, спеченных в присутствии жидкой фазы. Поэтому, чтобы сохранить форму прессовок, нужно тщательным образом подобрать температурный режим.

В работе проведены исследования порошковых сплавов на основе алюминия с добавкой никеля в интервале концентраций от 2 до 20 ат.% с целью получения спеченного сплава с высокими механическими характеристиками.

Результаты спекания показывают, что оптимальными температурами спекания являются: для системы Al-2 ат.% Ni - 640°C; для системы Al-8 ат.% Ni - 620°C; для системы Al-14 ат.% Ni - 540°C; для системы Al-20 ат.% Ni - 500°C.

На сканирующем электронном микроскопе PHILIPS XL-20 получены фрактографические данные, позволяющие оценить структуру спеченных материалов системы Al – Ni. Анализ микрофотографий показывает, что при разрыве образцов

спеченных материалов системы Al – Ni микромеханизм разрушения – межкристаллитный, т.е. разрушение идет по границам зерен и субзерен.

Исследование механических свойств спеченных материалов системы Al – Ni, (испытания на разрыв, сжатие и твердость по Роквеллу) показали, что при содержании никеля 14% достигаются наибольшие значения механических свойств.

В ходе выполнения работы сконструирована и изготовлена оснастка для проведения испытаний нестандартных образцов на растяжение. Разработанная методика испытаний спеченных сплавов на растяжение с использованием нестандартных, но более удобных в изготовлении образцов, показала, что полученные результаты достаточно хорошо согласуются с известными значениями на растяжение алюминиевых сплавов, полученных по ГОСТ 18227-82.

Исследование термической стабильности нано- и микрокристаллических металлов и сплавов, полученных методами интенсивного пластического деформирования

Нохрин Алексей Владимирович

Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского

Чувильдеев Владимир Николаевич, д.ф-м.н.

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований термической стабильности структуры и свойств нано - и микрокристаллических (НМК) металлов и сплавов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП).

Описаны результаты экспериментальных исследований эволюции структуры и свойств НМК меди и никеля, полученных РКУП с различным числом циклов.

Показано, что вблизи температуры начала рекристаллизации процесс роста зерен в этих материалах носит аномальный характер – на фоне стабильной НМК матрицы существенно укрупняются лишь отдельные зерна. Показано, что в этих условиях функция распределения зерен по размерам является бимодальной, а объемная доля аномально растущих зерен экспоненциально нарастает со временем. Установлено, что энергия активации процесса аномального роста зерен в НМК металлах близка к энергии активации процесса диффузии по неравновесным границам зерен.

Для описания эволюции структуры при отжиге НМК металлов предложена модель аномального роста зерен, позволяющая рассчитывать зависимость температуры начала рекристаллизации от времени и скорости нагрева, а также величины предварительной деформации. Описана кинетика роста зерен в НМК металлах, позволяющая объяснить экспоненциальную зависимость среднего размера зерна от времени изотермического отжига, а также зависимость скорости роста от температуры отжига и структурных параметров материала.

Экспериментально изучено влияние легирующих элементов и частиц второй фазы на термическую стабильность НМК сплавов систем Cu-Cr и Al-Mg-Sc-Zr. Исследовано влияние малых добавок хрома на температуру начала рекристаллизации НМК бронз и

термическую стабильность их механических свойств. Изучено влияние малых добавок Sc и Zr на термическую стабильность структуры и свойств НМК Al-сплавов. Показано, что процесс распада твердого раствора в НМК сплавах контролируется диффузией по ядрам дислокаций и неравновесным границам зерен.

Для описания этих процессов предложена модель распада твердого раствора в НМК сплавах. Описаны закономерности изменения объемной доли и размера выделяющихся частиц в зависимости от степени пересыщения твердого раствора, а также температуры и времени отжига. Описаны основные закономерности распада твердого раствора в случае гомогенного (выделение и рост частиц в объеме зерен) и гетерогенного механизмов (выделение и рост частиц на дислокациях и на границах зерен) как в условиях стабильной микроструктуры, так и в случае параллельного протекания процессов возврата и рекристаллизации.

Автор благодарит за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043, 03-02-16923), Минобразование РФ (грант Е02-4.0-131), а также программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-образовательный центр "Физика твердотельных наноструктур" ННГУ им. Н.И.Лобачевского.

Высокоскоростная сверхпластичность микрокристаллических сплавов системы Al-Zn-Mg-Sc-Zr

Нохрин Алексей Владимирович

Лопатин Юрий Геннадиевич

Сысоев Анатолий Николаевич

Макаров Иван Михайлович

Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского

Чувильдеев Владимир Николаевич, д.ф.-м.н.

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований высокоскоростной сверхпластичности (ВССП) МК сплавов системы Al-X%Zn-Y%Mg-0.3Sc (X=4.5÷5, Y=1.5÷2) в широком диапазоне скоростей и температур деформирования.

МК структура сплавов была получена путем равноканального углового прессования (РКУП) (N=8 циклов) при T=100÷200 °C. Средний размер зерна после РКУП составил 0.5 мкм. Испытания на ВССП производились в интервале температур 350÷500 °C и скоростей деформации $3 \times 10^{-2} \div 3 \text{ с}^{-1}$. Сплав состава Al-4.5Zn-1.5Mg-0.3Sc обнаружил исключительно высокие показатели пластичности. При испытаниях с постоянной скоростью движения захватов соответствующих начальной скорости деформации 10^{-1} с^{-1} при T=450 °C было достигнуто удлинение до разрушения 830%. При скорости деформации 1 с^{-1} и T= 450 °C удлинение достигает 310 %.

Параметры деформационного поведения сплавов изучены при испытаниях с постоянной истинной скоростью деформации. Коэффициент скоростной чувствительности *m* в сплавах в широком диапазоне скоростей слабо зависит от скорости деформации и составляет ~0.4÷0.45. Сплавы обнаруживают необычно продолжительную стадию деформационного упрочнения, которое продолжалось

вплоть до деформаций $\varepsilon_0 \sim 1.0 \div 1.5$. Было обнаружено, что предельная деформация до разрушения пропорциональна деформации ε_0 , соответствующей окончанию стадии упрочнения.

Для описания поведения сплавов в условиях ВССП предложена модель деформационного упрочнения. В основу модели положены представления развиваемой авторами теории неравновесных границ зерен. Показано, что причиной интенсивного упрочнения в условиях ВССП являются поля внутренних напряжений, создаваемых дефектами, накапливающимися на границах зерен при их взаимодействии с решеточными дислокациями, осуществляющими внутризеренную деформацию. Проведено подробное сопоставление модели с экспериментом.

Автор благодарит за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043, 03-02-16923), Минобразование РФ (грант Е02-4.0-131) а также программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-образовательный центр "Физика твердотельных наноструктур" ННГУ им. Н.И.Лобачевского.

**Механоэлектрические преобразования в композиционных
диэлектрических материалах на основе цементного вяжущего при
комплексном термомеханическом возбуждении.**

Осипов Константин Юрьевич

Савельев Андрей Викторович

Томский Политехнический Университет

Фурса Татьяна Викторовна, к.т.н.

Osipov@tpu.ru

В настоящее время эксплуатация и применение строительных композиционных материалов, к числу которых относятся тяжелые и легкие бетоны, часто связаны с высокими рабочими температурами, воздействие которых, в конечном счете, может негативно отразиться на их прочностных характеристиках. Поэтому существует необходимость оценки напряженно-деформированного состояния бетонов, возникающего при их термическом возбуждении. Для решения этой задачи может быть использовано явление механоэлектрических преобразований в диэлектрических конструкционных материалах, которое на протяжении ряда лет изучается в Томском политехническом университете.

Установлено, что при ударном возбуждении композиционных диэлектрических материалов происходит акустическое возбуждение двойных электрических слоев на границах внутренних неоднородностей [1]. Показано, что параметры электромагнитного отклика на ударное возбуждение твердых тел связаны с их механическими характеристиками и дефектностью. А так как в композиционных материалах самым слабым звеном являются зоны адгезионного контакта компонентов, составляющих данный композит, то параметры электромагнитного отклика должны наиболее надежно отражать характер изменения состояние этого контакта, а, следовательно, и механических характеристик материала.

В данной работе была попытка оценить напряженно-деформированное состояние, обусловленное тепловым воздействием, по параметрам электромагнитного отклика на

акустическое возбуждение. При нагревании образцов устанавливался градиент температур, необходимый для создания исследуемых внутренних напряжений. Такой подход позволил исследовать влияние изменяющихся во времени внутренних напряжений, обусловленных градиентом температур, на процесс механоэлектрических преобразований в композиционных материалах.

Исследования проводились на образцах, состоящих из цементного вяжущего и наполнителя. Образцы представляли собой параллелепипеды размером 6x2,5x2,5 см. Контроль градиента температур производился с помощью термодатчиков, помещенных в горячей и холодной области образца.

Образец был закреплен, и нагревание осуществлялось, с одной стороны по всей малой поверхности с постоянной скоростью 10 град/мин от комнатной температуры, до 300⁰ С. Пьезовозбуждение производилось вдоль образца в направлении распространения градиента температур. Регистрация электрической составляющей электромагнитного отклика осуществлялась с помощью емкостного датчика закрепленного на боковой поверхности образца вблизи холодного его конца. Высокочастотный сигнал с емкостного датчика регистрировался с помощью осциллографа «PC-Scope PSC-500», совмещенного с ЭВМ.

При увеличении температурного градиента между горячим и холодным концом образца происходит последовательное возрастание амплитуды электромагнитного сигнала, являющегося следствием изменения дипольного момента двойного электрического слоя на границе компонентов данного композита, что может быть связано с изменением ширины контактной зоны между цементной матрицей и включением в процессе нагревания зажатого образца.

Показано, что в процессе нагревания образцов происходит изменение амплитудно-частотных характеристик электромагнитных откликов. Анализ основного максимума спектральной характеристики показал, что с ростом температурного градиента происходит увеличение его амплитуды (рис.1) и смещение частоты в высокочастотную область (рис.2).

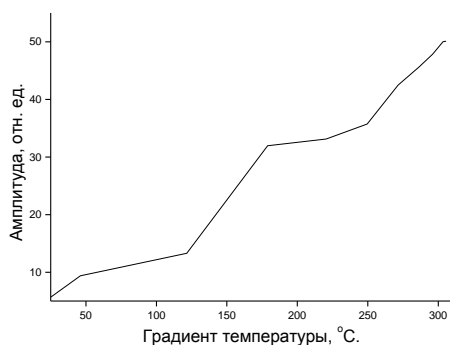


Рис. 1

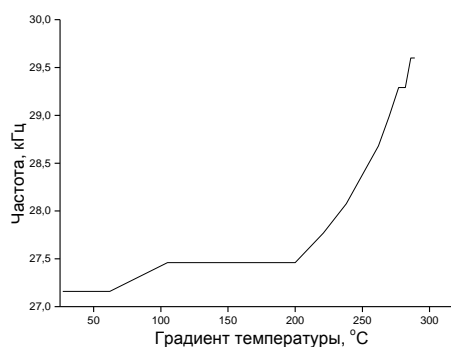


Рис. 2

Смещение частоты спектральных характеристик электромагнитного отклика связано с изменением упругих характеристик материала, находящегося в напряженно-деформированном состоянии. Упругие характеристики материала определяют частоту собственных акустических колебаний, а соответственно и спектральных характеристик электромагнитного отклика в соответствии с механизмом акустоэлектрических преобразований, связанным с возбуждением двойных электрических слоев в

гетерогенных диэлектрических материалах. Показано, что уже при градиенте температур больше 130°C наблюдаются значительные изменения в характеристиках электромагнитного отклика, что соответствует величине внутренних механических напряжений порядка 10 МПа.

Обнаруженное изменение эффективности механоэлектрических преобразований с ростом напряженно-деформированного состояния, обусловленного градиентом температуры, может быть связано с одной стороны с изменением механических характеристик материала, а с другой – с изменением состояния двойных электрических слоев на границе компонентов, составляющих гетерогенную структуру.

Таким образом, по эффективности механоэлектрических преобразований можно оценить напряженно-деформированное состояние.

Список публикаций:

[1]. Фурса Т.В., Хорсов.Н.Н., Батулин Е.А.. Источники акустоэлектрических преобразований в бетонах// ЖТФ. - 1999. - т.69, вып. 10. - С.51-55.

Исследование разрушения и пластичности при микроиндентировании металлического стекла отожженного в высокотемпературной области

Пермякова Инга Евгеньевна

Потапова Ольга Анатольевна

Зенякова Наталия Александровна

Тамбовский Государственный Университет им. Г.Р. Державина

Федоров Виктор Александрович, д.ф-м.н.

Ушаков Иван Владимирович, к.ф-м.н.

ushakoviv@mail.ru

Металлические стекла находят все более широкое применение, а их исследование представляет как фундаментальный, так и практический интерес. Металлические стекла применяются в различных устройствах, где они могут подвергаться термическим и механическим воздействиям. Таким образом, цель работы состояла в исследовании закономерностей образования трещин при индентировании металлических стекол, подвергнутых предварительному отжигу начиная с температуры начала процесса кристаллизации и до предплавильных температур.

Исследования проводили на металлическом стекле 82К3ХСР. Толщина ленты 30 мкм, состав: 83,7%Со+3,7%Fe+3,2%Cr+9,4%Si (вес. %). Перед испытанием образцы (10×20 мм) отжигали в печи при $T_{от}=888-1053\text{ K}$ с выдержкой 10 мин. при каждой температуре. Характер деформирования и разрушения исследовали на микротвердомере ПМТ-3 при индентировании металлического стекла на подложке с различной микротвердостью (подложка № 1 – полиэфирный композит ТУ 2312-021-11748532-97, микротвердость $\approx 151\text{ кГ/мм}^2$, подложка № 2 – композит ТУ 2385-011-04831040-95, микротвердость $\approx 16\text{ кГ/мм}^2$.) В свою очередь данные подложки толщиной $\approx 1\text{ мм}$ наносили на металлическую основу.

Установлено, что по фиксированным цветам побежалости на поверхности металлического стекла можно определить температуру их термической обработки при заданном времени отжига в печи.

Показано, что зависимость вероятности образования трещин от нагрузки на индентор является линейной для высоких температур отжига. Выявлено экспоненциальное уменьшение нагрузки при индентировании, при которой образуются трещины на сплаве, отожженном при предплавильных температурах. Показано, что использование эластичных подложек предпочтительнее для определения механических характеристик металлических стекол.

Установлено, что уменьшение нагрузки, необходимой для образования трещин после отжига при высоких температурах, обусловлено перераспределением компонентов сплава, изменением его структуры, ростом отдельных кристаллов, а также их объединением.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 01-01-00403

Воздействие высокоэнергетической ионной имплантации на прочностные свойства бериллиевой бронзы

Поляк Наталья Ипполитовна

Белорусский Государственный Университет

Жукова Светлана Ивановна, к.ф.-м.н., Анищук Виктор Михайлович д.ф.-м.н.

poliak@bsu.by

Стареющие бериллиевые бронзы, обладая высокими прочностными свойствами, высокой износоустойчивостью и коррозионной стойкостью, широко применяются в условиях, требующих высокой структурно-фазовой стабильности этих сплавов. Изучение структурно-фазовых превращений при высокоэнергетической ионной имплантации (ВЭИИ) представляет научный и практический интерес, поскольку она способна переводить фазовое состояние дисперсионно-твердеющих сплавов как в метастабильное (неустойчивое), так и в более стабильное состояние, если исходное состояние было неустойчивым. В отличие от традиционных методов легирования сплавов ВЭИИ позволяет управлять поверхностно-чувствительными свойствами материалов на достаточно больших глубинах (до 100 мкм и более) [1] и изменять их в нужном направлении.

В связи с этим целью настоящей работы является исследование изменения микротвердости сплавов Cu-2%Be, имплантированных высокоэнергетическими ионами в различных структурно-фазовых состояниях. Закаленные от $T=1053$ К образцы подвергались следующим режимам старения:

- зонному старению при $T=473$ К, 1 час - серия 1 (проводилось с целью получения зон Гинье-Престона в твердом растворе);
- фазовому старению - $T=623$ К, 1 час (серия 2) и $T=623$ К, 40 часов (серия 3) (проводилось с целью получения метастабильных промежуточных фаз и стабильной фазы, соответственно).

Выбор температуры и продолжительности старения бериллиевой бронзы обусловлен различной природой сопряженности выделений с твердым раствором и, как следствие этого, различием в прочностных свойствах.

Имплантация ионов Kr^+ с энергией 245 МэВ при $T=303$ К в сплавы проводилась дозами 10^{13} (Д1), $5 \cdot 10^{13}$ (Д2) и 10^{14} (Д3) $см^{-2}$. Пробег ионов Kr^+ в медной мишени, согласно расчетам по программе TRIM, составил 13 мкм. Микротвердость по Виккерсу (HV) измерялась в диапазоне глубин $h=2-6$ мкм, при этом нагрузка на индентор Р для сплавов серии 1 составляла 0,3; 0,5; 0,7; 1 Н, а для серий 2 и 3 $P=0,5; 0,7; 1; 1,5$ Н.

Для всех типов сплавов наблюдается различный ход изменения микротвердости при ВЭИИ. Дозовые зависимости относительного изменения микротвердости сплавов $H/H_{н/и}$ на глубине индентирования $h=4$ мкм (рис. 1) свидетельствуют о том, что исходное структурно-фазовое состояние определяет изменение прочностных свойств при имплантации.

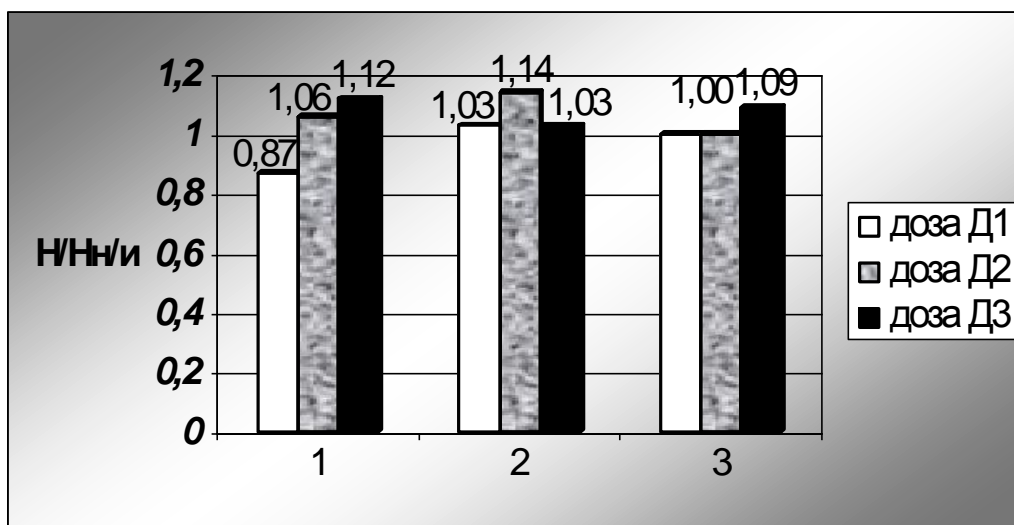


Рис.1

В сплавах с зонной стадией старения микротвердость после имплантации дозой Д1 уменьшается, затем достигает исходного значения (Д2) и после дозы Д3 превышает его. В сплавах с метастабильными промежуточными выделениями при имплантации дозами Д2 HV растет, а после уменьшается до значений, соответствующих Д1. Для сплавов, находящихся на стадии коагуляционного старения увеличение микротвердости происходит только при максимальной дозе. Аналогичные эффекты изменения механических свойств сплавов алюминия наблюдали в [1-4].

Изменения прочностных свойств бериллиевой бронзы связаны со структурно-фазовыми превращениями и накоплением радиационных дефектов в ионно-модифицированном слое.

Список публикаций:

- [1] Anishchik V.M., Zhukova S.I., Didyk A.Yu., Skuratov V.A., Poliak N.I., Ustinova M.V., *Plasma physics and plasma technology*, Minsk, September 18-22, 413-416 (2000).
- [2] Анищук В.М., Жукова С.И. Поляк Н.И., *Физика и химия обработки материалов*, 6, 9-12 (1999).
- [3] Анищук В.М., Жукова С.И. Поляк Н.И., *Взаимодействие излучений с твердым телом*, Материалы IV Международной конференции, Минск, 3-5 октября, 240-243 (2001).
- [4] Поляк Н.И., *Физика конденсированного состояния: Тез. докл. X Респ. науч. конф. студентов, магистрантов и аспирантов*, Гродно, 24-26 апреля, 262-263 (2002).

Влияние ионно-плазменной обработки на электрофизические свойства поликристаллических ферритов

Пронота Наталия Валерьевна

Франгульян Тамара Семеновна, Гынгазов Сергей Анатольевич, Лысенко Елена Николаевна

Томский Политехнический Университет

Суржиков Анатолий Петрович, д.ф-м.н.

Ghyngazov@tpu.ru

В настоящей работе исследуются особенности протекания контролируемых диффузией кислорода окислительно-восстановительных процессов в литий-титановых ферритах при термическом отжиге и одновременном воздействии на поверхность образца ионами из плазмы газового разряда.

Образцы Li-Ti феррита изготавливались в виде таблеток. Плазменная обработка проводилась в дуговом несамостоятельном разряде. В качестве рабочих газов использовались азот или кислород. Термический нагрев образцов во время их обработки плазмой осуществлялся током ионов из плазмы разряда. Ток ионов регулировался величиной отрицательного потенциала, подаваемого на образец. Эффект воздействия плазмы определялся путем сравнения с результатами исследований образцов, подвергнутых термической обработке в высоком вакууме и в атмосфере азота или кислорода при низком давлении. Давление газа P , температура T и время отжига t в атмосфере газа соответствовали давлению, температуре и времени при плазменной обработке и имели значения соответственно для азота $P_{N_2} = 10^{-3}$ мм. рт. ст., $T=730$ °C, $t=2$ часа и для кислорода $P_{O_2} = 4 \cdot 10^{-3}$ мм. рт. ст., $T=750$ °C, $t=1$ час.

В качестве контролируемого параметра, по которому судили о характере и интенсивности диффузионных процессов в образцах, использовали величину энергии активации электрической проводимости E_a и ее глубинное распределение в объемных слоях феррита. Мы исходили из известного экспериментального факта корреляции величины E_a с содержанием кислорода в межзеренных прослойках поликристаллического феррита. Эта величина возрастает при окислении феррита и, наоборот, уменьшается в случае восстановительного отжига. Опыты проводились на образцах трех типов. Первый тип А - образцы имели равномерное по глубине распределение величины $E_a=0.19-0.20$ эВ (кривая 1 на рис.1а). Такое значение E_a характерно для поликристаллических ферритов, в которых межзеренные границы имеют минимальную по отношению к объему зерен избыточную концентрацию ионов кислорода. Второй тип Б - образцы имели в тонких приповерхностных слоях порядка 200-300 мкм неравномерное глубинное распределение $E_a(x)$ (кривая 1 на рис.1б), которое обычно формируется в процессе спекания изделий. Значение E_a плавно уменьшается от величины 0.75-0.76 эВ на поверхности, где межзеренные границы максимально насыщены кислородом, до значений 0.19-0.20 эВ на глубине 250-300 мкм и далее без изменений по глубине образца. Третий тип С – образцы имели равномерно по всей глубине значение $E_a = 0.68-0.70$ эВ (кривая 1 на рис.1в). Выводы о направленности и интенсивности окислительно-восстановительных процессов в зависимости от условий эксперимента делали путем сравнительного анализа вида кривых глубинного распределения $E_a(x)$ в образцах типа А, Б и С до и после проведения отжига. Профили глубинных распределений величины E_a определялись

методом измерения объемной проводимости в приповерхностных слоях феррита при послойном анализе.

Глубинные профили величины E_a в образцах различных типов, измеренные до и после проведения термического отжига, как в атмосфере газов, так и в их плазме, представлены на рис. 1. Как видно из рассмотрения графиков, представленных на рис. 1, термический отжиг образцов всех типов в сочетании с одновременной плазменной обработкой их поверхности, по своему воздействию на электрические свойства приповерхностных слоев существенно отличается от отжига без применения плазмы, как в атмосфере газов при низком давлении, так и в высоком вакууме. Независимо от типа образца обработка плазмой азота заметно ускоряет процесс восстановления феррита, то есть диффузию кислорода из образца в окружающую атмосферу. Это проявляется в уменьшении E_a на поверхности до 0.1 эВ с постепенным увеличением по глубине до значений характерных для глубинных слоев в образцах до проведения отжига (кривые 5 на рис. 1а,б,в).

Действие плазмы кислорода проявляется в следующем. Обработка плазмой кислорода влияет на направление процесса диффузии кислорода в образце, которое в общем случае зависит от парциального давления кислорода в окружающей атмосфере. Как правило, для образцов типа В и С отжиг в атмосфере кислорода при пониженном давлении является восстановительным. Это хорошо иллюстрирует преобразование кривой 1 на рис. 1б до отжига в кривую 4 на рис. 1б после отжига. Обработка плазмой кислорода при том же давлении не сопровождается изменением исходного глубинного профиля E_a (кривые 1 и 6 на рис. 1б совпадают). Для образцов типа А такая обработка даже сопровождается, несмотря на малую величину парциального давления кислорода, при котором зажигается плазма, окислением поверхностного слоя образца (кривая 1 на рис. 1а принимает вид кривой 6 на рис. 1а).

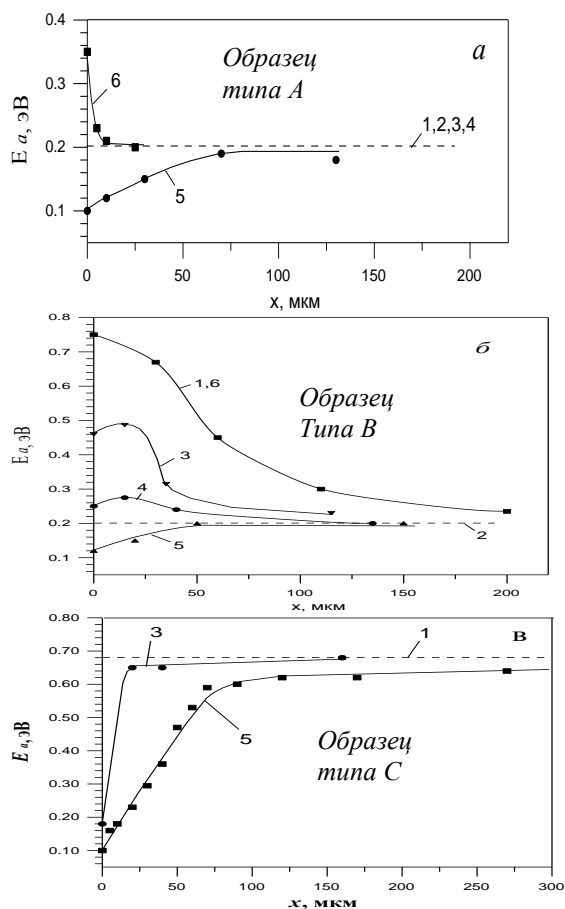


Рис. 1- Профили глубинного распределения величины E_a .
 1- профиль перед проведением отжига; 2- после высоковакуумного отжига; 3- отжиг в атмосфере азота при $P_{N_2} = 10^{-3}$ мм. рт. ст.; 4- отжиг в атмосфере кислорода при $P_{O_2} = 4 \cdot 10^{-3}$ мм. рт. ст.; 5- отжиг в плазме азота; 6- отжиг в плазме кислорода.

Таким образом, показано, что во время термического отжига поликристаллических ферритов обработка поверхности образцов плазмой различных газов увеличивает интенсивность протекания окислительно-восстановительных процессов в объеме феррита и изменяет зависимость направленности этих процессов от парциального давления кислорода.

Диэлектрические свойства монокристаллов ниобатов натрия и калия

Раевская Светлана Игоревна

Ростовский государственный университет

Резниченко Лариса Андреевна, к. ф.-м. н.

i110@ip.rsu.ru

Керамика твердых растворов $Na_{1-x}K_xNbO_3$ (NKN) антисегнетоэлектрика (АСЭ) ниобата натрия $NaNbO_3$ и сегнетоэлектрика (СЭ) ниобата калия $KNbO_3$ широко применяется в пьезотехнике. $NaNbO_3$ имеет большое число фазовых переходов (ФП), - в настоящее время их известно шесть, в связи с чем x - T диаграмма NKN очень сложна. Так как многим из ФП соответствуют очень слабые аномалии электрофизических параметров, данные о x - T диаграмме NKN, основывающиеся на результатах исследования керамики, весьма противоречивы. Целью данной работы являлось получение монокристаллов NKN и исследование их диэлектрических свойств.

Кристаллы NKN в виде прозрачных бесцветных пластин толщиной 0,05-0,2 мм и площадью несколько мм², были выращены методом массовой кристаллизации из раствора в расплаве с использованием в качестве растворителя NaBO₂. Анализ состава кристаллов на растровом микроскопе-микроанализаторе «Самбах-Микро» показал, что максимальное содержание калия достигает 40 ат. %. Измерения диэлектрической проницаемости ϵ проводили на частоте 100 кГц с помощью моста переменного тока Р5083 в ходе непрерывного нагревания или охлаждения со скоростью 2-3 К/мин. Электроды из аквадага наносили на естественные (001) грани кристаллов.

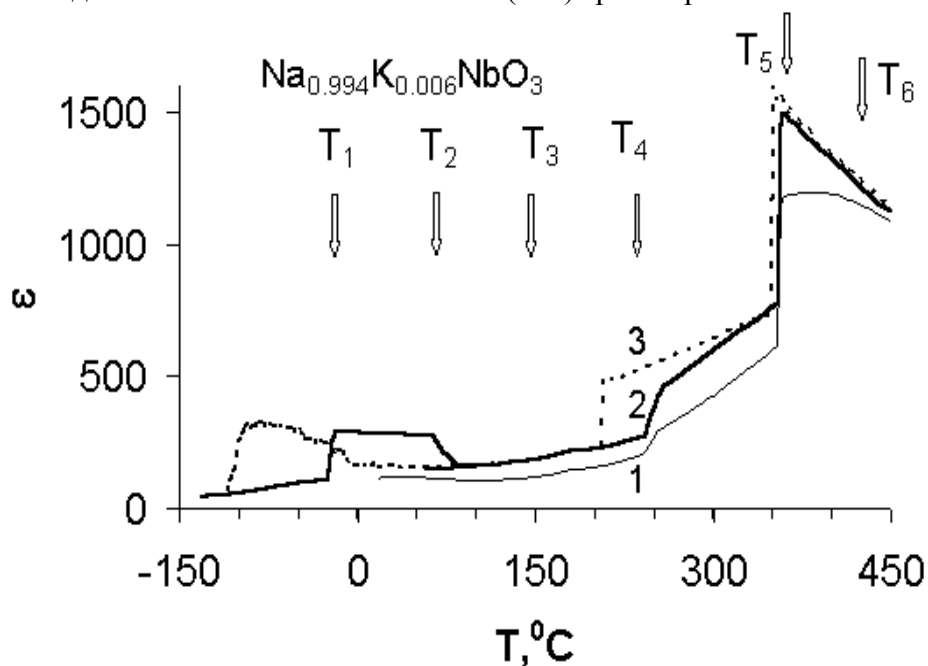


Рис.1

Кроме ФП при температурах T_1 , T_4 и T_5 , наблюдаемых и в керамике NKN, исследования кристаллов позволили выявить еще несколько аномалий (см. рис.1). После выращивания кристаллы NKN имели повышенную проводимость, что связано с наличием в них кислородных вакансий. На зависимости $\epsilon(T)$ свежевыращенных кристаллов максимум обычно подавлен и вслед за скачком ϵ при $T=T_5$ наблюдается плато, продолжающееся до 420-430 °С, после чего ϵ уменьшается с температурой (кривая 1). Отжиг кристаллов на воздухе при 500-600 °С приводит к уменьшению проводимости и появлению острого максимума ϵ (кривые 2- нагрев и 3-охлаждение). Ранее сообщалось о том, что как неизовалентные примеси (Mn, Gd), так и давление приводят к превращению острого максимума $\epsilon(T)$ кристаллов NaNbO₃ в ступеньку. Однако в этих экспериментах измерения проводились лишь до 400 °С. Наши измерения, с одной стороны, подтверждают эти данные, а с другой позволяют сделать вывод, что примеси (и, возможно, давление) сильно влияют на вид $\epsilon(T)$ только в интервале $T_5 \div 430$ °С. Одной из причин этого может быть существование еще одного ФП вблизи $T_6 \approx 430$ °С. В пользу такого предположения, высказывавшегося также ранее в ряде работ, свидетельствует наблюдавшееся нами изменение наклона зависимостей $1/\epsilon=f(T)$ кристаллов NaNbO₃ и NKN вблизи T_6 .

В кристаллах NKN с малыми значениями x , как и в керамике, рентгенофазовый анализ показывает сосуществование АСЭ (Р) и СЭ (Q) ромбических фаз при малых x .

Для двухфазных кристаллов характерны аномалии $\epsilon(T)$ с большим температурным гистерезисом при $T_2=50-80^\circ\text{C}$, обусловленные фазовыми переходами $P\leftrightarrow Q$ (см. рис.1).

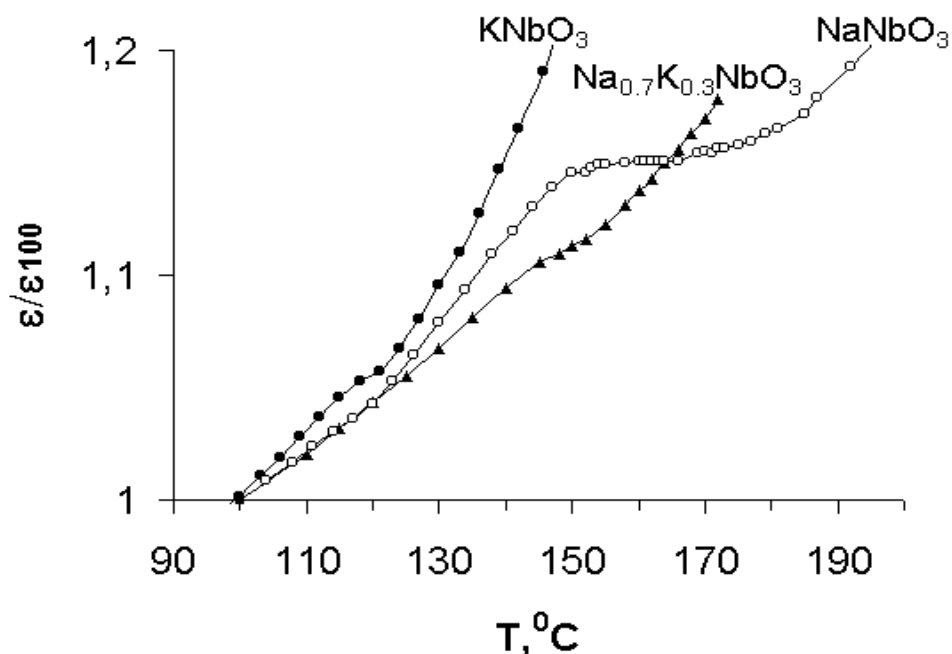


Рис.2

Недавно в NaNbO_3 обнаружена небольшая аномалия $\epsilon(T)$ в области $T_3 \approx 150^\circ\text{C}$, - как видно из сравнения рис. 1 и 2, она хорошо заметна лишь при соответствующем выборе масштаба (ϵ_{100} -значение ϵ при 100°C). В кристаллах NKN эта аномалия, предположительно связанная с ФП в несоразмерную фазу, также наблюдается и ее температура с ростом x уменьшается (см. рис.2). Кроме того, нами подобная аномалия обнаружена и в кристаллах KNbO_3 (рис.2).

Таким образом, исследования кристаллов NKN позволили выявить ФП и особенности свойств, которые при изучении керамических образцов не проявлялись.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проект 02-02-17781).

Эффективный теплоизоляционный материал - пеношламситалл

Резинкина Оксана Анатольевна

Научно-Исследовательский Физико-Технический Институт

Красноярского Государственного Университета

Колосова Мария Михайловна

material@nifti.krasnoyarsk.ru

Проблемы энергосбережения и экологической безопасности поставили перед многими отраслями народного хозяйства ряд неотложных задач, среди которых решающую роль играет создание новых теплоизоляционных материалов и производств, обеспечивающих их выпуск. Особенно остро в таких материалах нуждаются регионы Сибири с их суровыми климатическими условиями.

Пеностекло - современный тип изоляционного материала, который своим низким объемным весом и низкой теплопроводностью полностью эквивалентен более старым классическим природным изоляционным материалам. Огромное преимущество пеностекла по сравнению с некоторыми природными и новейшими изоляционными материалами является его неорганический состав. Как и всякое стекло, пеностекло устойчиво к действию гнили микроорганизмов, насекомых и грызунов, совершенно не горит, характеризуется постоянством объема и устойчиво к действию воды и всех химических реагентов за некоторыми исключениями.

С физической точки зрения на пеностекло можно смотреть как на гетерогенную систему газообразной и твердой фаз, в которой газообразная фаза занимает 90 % всего объема. Таким образом, речь идет о затвердевшей пене с замкнутыми ячейками, которые по своей величине, форме и характеру распределения являются весьма однородными. Именно ячеистая структура пеностекла обуславливает некоторые выдающиеся его свойства, в первую очередь низкое водопоглощение и низкую теплопроводность, а также высокую механическую прочность при малом объемном весе.

Твердая фаза пеностекла представляет собой стекло, которое своим химическим составом почти не отличается, например, от обычного оконного стекла. Стекло образует весьма тонкие стенки отдельных ячеек толщиной лишь в несколько микрон, которые в свою очередь пронизаны ячейками весьма малых размеров.

В данной работе получают не пеностекло, а пеношламоситалл. Шламоситалл это закристаллизованное стекло, которое в отличие от стекла имеет определенную кристаллическую решетку с заданным фазовым составом. Пеношламоситалл по сравнению с обычным пеностеклом должен обладать наибольшей прочностью, что позволит использовать его в качестве наполнителя для строительных материалов.

Целью работы является получение пористого пеношламоситалла, эффективного теплоизоляционного материала, на основе промышленных отходов АГК, а именно нефелинового шлама, песка и соды 3-го сорта. Для достижения поставленной цели необходимо выбрать рациональный состав стекла, подобрать катализатор и газообразователь, также определить режимы вспенивания и кристаллизации.

Теоретические исследования показали, что для получения пеностекла используют стекла с низким содержанием СаО (не более 16%). В данной работе синтезируется пеношламоситалл с содержанием СаО до 60%, что позволит увеличить содержание нефелинового шлама в шихте в два раза в сравнении с используемыми в настоящее время стеклами и частично решить проблемы с их утилизацией.

Нами синтезированы стекла 4 составов с содержанием в шихте нефелинового шлама от 30 до 60 %: НШ-30, НШ-40, НШ-50, НШ-60. Опробованы различные катализаторы кристаллизации (Cr_2O_3 , P_2O_5 , MnO , FeS_2 , фтористые, CoO , CoS), газообразователи (доломит, кокс, графит, цеолит).

Варку стекла проводили в печи ПВК-1,4/30 при температуре 1350°C.

Выбор режима кристаллизации производился с использованием термографического анализа (ДТА). Температура первой ступени кристаллизации (T_1) соответствует температуре эндотермического эффекта на кривой ДТА. Температура второй ступени (T_2) соответствует экзотермическому эффекту. ДТА показал что, для

стекло составов: НШ-30 $T_1=645^{\circ}\text{C}$, $T_2=897^{\circ}\text{C}$; НШ-40 $T_1=690^{\circ}\text{C}$, $T_2=917^{\circ}\text{C}$; НШ-50 $T_1=695^{\circ}\text{C}$, $T_2=875^{\circ}\text{C}$; НШ-60 $T_1=660^{\circ}\text{C}$, $T_2=910^{\circ}\text{C}$.

Для начала, кристаллизацию опробовали на плотных образцах по длительному режиму. Стекла составов НШ-30, НШ-50 и НШ-60 закристаллизовались полностью и имеют мелкозернистую структуру. Кристаллизация стекла НШ-40 прошла поверхностно из-за малого количества катализатора.

При кристаллизации образцов с газообразователем (гранул) по длительному режиму не произошло вспенивание гранул, произошла только кристаллизация. Структура закристаллизованных стекол мелкозернистая, кристаллизация прошла полностью на всех образцах.

Отсутствие вспенивания мы объясняем тем, что длительная выдержка при T_1 приводит к зарождению значительного количества центров кристаллизации и этим тормозит вспенивание. Таким образом, стекла не успев вспениться закристаллизовались. Поэтому нами был выбран режим вспенивания термоударом. При термоударе вспенивание опережает зарождение центров кристаллизации и кристаллизация гранул происходит после получения вспененной структуры. Вспенивание и кристаллизацию будем проводить при температурах ниже температуры экзотермического эффекта на кривых ДТА от 750 до 900°C при выдержке 1.5 часа для полной кристаллизации вспененных гранул. Для выяснения природы термических эффектов, зарегистрированных на кривых ДТА стекол различных составов, с помощью рентгенофазового анализа (РФА), определен фазовый (минеральный) состав образцов, нагретых до определенной температуры и охлажденный до комнатной.

Выполненные исследования показали, что наиболее оптимальными показателями обладает состав НШ-30, объемный насыпной вес— 240 кг/м^3 ; прочность при сдавливании в цилиндре— 7.12 МПа ; теплопроводность— $0.07 - 0.09 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$.

На основании проведенных исследований полученный материал, пеношламоситалл, может быть рекомендован для производства засыпочно теплоизоляционного материала (взамен керамзита) и как наполнитель для легких теплоизоляционных бетонов.

Влияние характеристик заполнителя на параметры механоэлектрических преобразований в композиционных материалах

Савельев Андрей Викторович

Томский Политехнический Университет

Фурса Татьяна Викторовна, к.т.н.

Osipov@tpu.ru

В Томском политехническом университете на протяжении ряда лет изучается явление механоэлектрических преобразований в диэлектрических материалах. Изучены основные закономерности и механизмы этого явления. Установлена связь между параметрами электромагнитного отклика из тяжелого бетона при упругом возбуждении и его прочностью, на основе которой разрабатывается неразрушающий метод контроля прочности материалов. С целью усовершенствования метода и расширения его применения для определения прочности любых конструкционных материалов были

проведены исследования влияния характеристик заполнителя в бетонах на параметры электромагнитного отклика на их ударное возбуждение.

Для исследования были взяты тяжелые бетоны с заполнителем из гравия и легкие бетоны с заполнителем из керамзита. Соотношение волновых сопротивлений компонентов, составляющих данные композиционные системы, имеют очень существенные различия.

Известно, что в зависимости от соотношения волновых сопротивлений компонентов, слагающих композиционную систему, меняется характер прохождения акустических волн через этот композит. Согласно теории отражения волн при прохождении через границу двух сред коэффициент отражения определяется волновым сопротивлением (ρc) этих сред. В зависимости от соотношения волновых сопротивлений компонентов, составляющих композиционную систему, изменяется характер затухания акустической волны в этих материалах и эффективность формирования стоячих волн, как в рамках образца в целом, так и между границами компонентов. А так как по нашим представлениям механизм механоэлектрических преобразований в композиционных материалах связан с возбуждением акустическими волнами двойных электрических слоев на границах компонентов, составляющих композиционную систему, то изменения характера формирования волн и их эффективности должны привести к изменению параметров электромагнитного отклика в материалах.

Эксперименты по измерению электромагнитного и акустического откликов на ударное возбуждение проводились следующим образом. По поверхности образцов производилось ударное возбуждение с помощью стального шарика, который бросали с фиксированной высоты. В качестве приемника использовался ёмкостной датчик. Регистрация электромагнитного и акустического откликов осуществлялась с помощью специального двухканального прибора, совмещенного с персональным компьютером, позволяющего производить оцифровку откликов с определенным шагом дискретизации. Приемный электрический датчик непосредственно крепился на боковую поверхность образца. Акустический приемник крепился с противоположной от точки удара поверхности. В момент бросания шарика производился запуск прибора и регистрировался электромагнитный и акустический отклики.

На рисунках приведены спектральные характеристики электромагнитного отклика из тяжелых (*рис.1*) и легких (*рис.2*) бетонов. Из рисунков видно, что электромагнитный отклик из легкого бетона имеет гораздо более широкий спектр по сравнению с тяжелым. Расширение спектра в легких бетонах связано с эффективным формированием дополнительных стоячих волн на границах компонентов, при значительном различии их волновых сопротивлений.

Амплитуда основных максимумов в тяжелых бетонах имеет гораздо большую величину по сравнению с легкими. Это связано со значительно меньшим

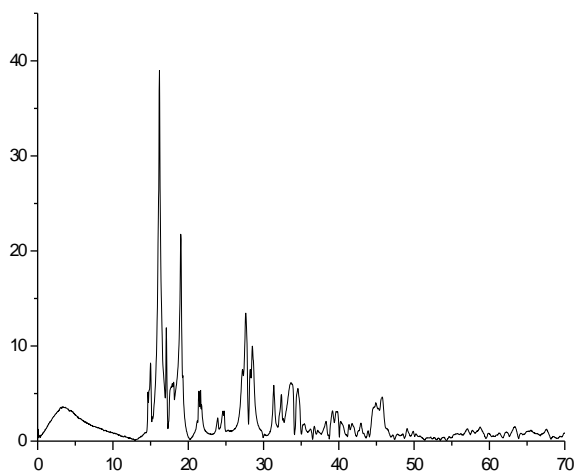


рис.1

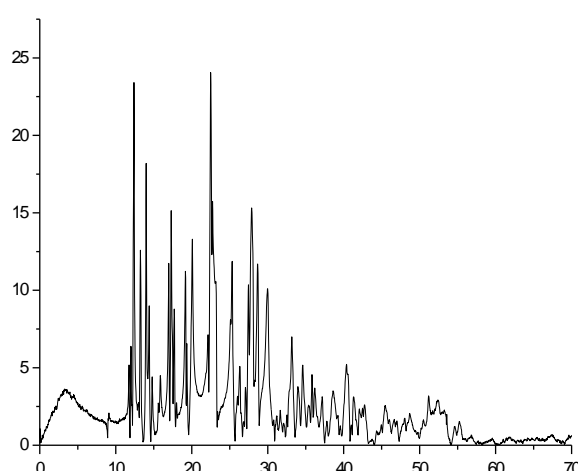


рис.2

затуханием энергии акустического возбуждения при близком соотношении волновых сопротивлений цементной матрицы и заполнителя в тяжелых бетонах по сравнению с легкими. Следовательно, при ударном возбуждении композиционных материалов эффективность механоэлектрических преобразований отражает характер затухания акустической энергии и определяется соотношением волновых сопротивлений компонентов, составляющих эту композиционную систему.

Сравнение спектральных характеристик электромагнитного и акустического откликов на ударное возбуждение как тяжелых, так и легких бетонов показывает, что спектр электромагнитного отклика значительно более широкий, нежели спектр акустического сигнала. Акустический датчик регистрирует интегральную характеристику неоднородности материала по всему объему образца. Электрический датчик, в отличие от акустического, воспринимает изменение дипольного момента каждого двойного электрического слоя непосредственно в момент прохождения через этот слой любого вида акустических волн. По этой причине спектр электромагнитного отклика является более широким по сравнению со спектральной характеристикой акустического сигнала. Таким образом, электромагнитный отклик дает более подробную информацию о внутренних неоднородностях композиционного материала по сравнению с акустическим сигналом.

Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что в алгоритме электромагнитного метода неразрушающего контроля прочности композиционных материалов должно учитываться соотношение волновых сопротивлений их компонентов.

К вопросу о стабильности ультрадисперсных алмазов.

Сайфуллина Ирина Рустамовна

Чиганова Галина Александровна

Красноярский Государственный Технический Университет

Чиганова Галина Александровна, к. ф-м. н

verom@kgtu.runnet.ru

Исследование изменений характеристик ультрадисперсных порошков (УДП) после длительного хранения представляют как научный интерес (в связи с релаксационными процессами в ультрадисперсных системах), так и практический, связанный с эффективностью их применения.

Старение ультрадисперсных алмазных порошков, т. е. изменение их характеристик со временем, практически не исследовалось. Встречаются предположения о том, что в них идет процесс графитизации, например, в [1] этим объясняется некоторая невоспроизводимость результатов с течением времени (порядка недель).

В работе проведено сравнение некоторых характеристик ультрадисперсных алмазов (УДА), исследованных через семь дней после получения и после семи лет хранения.

Одной из основных характеристик кристаллических материалов является фазовый состав. Метастабильность модификаций вещества в ультрадисперсном состоянии может привести к их переходу в стабильное состояние при длительном хранении даже при комнатной температуре. Рентгеноструктурный анализ имеющихся образцов, показал, что фазовый состав порошков как непосредственно после получения, так и через семь лет хранения одинаков, они представляют собой рентгеновски чистый алмаз, среднее значение размера области когерентного рассеяния – $4,5 \pm 0,7$ нм.

Также определялись насыпная плотность, влагосодержание и массовая доля несоргаемых примесей порошков УДА [2]. Этими характеристиками определяется поведение порошков в технологических процессах при спекании и получении композиционных материалов. Порошки были синтезированы в разных атмосферах: в среде диоксида углерода, в воде, применяемой в качестве охладителя и их смеси. Каждая из проанализированных партий хранилась как в герметичной таре, так и при доступе воздуха. Было установлено, что независимо от среды получения наблюдаются общие закономерности для всех исследованных порошков. При хранении в герметичных условиях эти характеристики практически не изменяются. При негерметичном хранении порошков в течение того же времени основные изменения коснулись таких характеристик, как влагосодержание и насыпная плотность. Содержание влаги увеличилось примерно в два раза, в связи с дополнительной адсорбцией влаги из окружающей среды при хранении порошков в негерметичных условиях. Остальные характеристики, исследовавшиеся в работе, остались неизменными.

Таким образом, проведенные исследования показали, что порошки УДА сохраняют относительную стабильность в течение длительного времени при герметичных условиях хранения и характеризуются возрастающей гигроскопичностью при открытом хранении.

Список публикаций:

[1] *Компан, М.Е., Териуков Е.И., и др. // ФТТ. 1997. Т.39, (№12), С. 2156-2158.*

[2] *Технические условия. Алмазы синтетические детонационные ультрадисперсные ТУ 3974-001-101-72699-94. 1994г.*

Электростимулированный транспорт жидкой фазы в системе GaSb-Sn

Саланов Андрей Александрович

Скворцов Аркадий Алексеевич

Ульяновский государственный университет

Орлов Анатолий Михайлович, д.т.н.

Salanov@mail.ru

В физике и технике сильнолегированных полупроводников уже давно известны явления, связанные с образованием и перемещением включений вторых фаз в объеме монокристаллической матрицы. Помимо того, что подобные объекты определяют электрические, оптические, магнитные и другие свойства кристалла, электромиграция расплавленных включений в изделиях полупроводниковой электроники является одной из основных причин деградации системы металлизированных межсоединений [1]. Поэтому не случайно электромиграции включений вторых фаз в элементарных полупроводниках уделяется большое внимание. Сложные же полупроводники практически не рассматривались. Поэтому в данной работе предпринята попытка обнаружения и детального анализа процесса электротранспорта включений вторых фаз на основе олова в монокристаллах антимонида галлия.

Опыты проводились на брусках монокристаллического GaSb(Zn) p-типа правильной формы ($4 \times 4 \times 15$ мм³) ориентации (111) с удельным сопротивлением $\rho_0 = 0,138-0,073$ Ом·см. Плотность ростовых дислокаций в образцах не превышала $N_d = 4 \cdot 10^3$ см⁻².

Формирование включений вторых фаз осуществлялось путем электроотжига двух образцов GaSb с расположенной между ними пленкой металлического олова ($m \leq 0.3$ мг). Нанесение пленки осуществлялось электрохимическими методами.

Электроотжиг проводился в инертной атмосфере кварцевой резистивной печи, размещенной в камере установки АЛА-ТОО типа ИМАШ-20-78, где состыкованные образцы зажимались между двумя стальными электродами. Для предотвращения взаимодействия между образцом и электродами помещали графитовые прокладки толщиной 5 мм. В процессе опыта электроды и рабочая камера охлаждались водой с пульта водяного охлаждения. Измерение температуры осуществляли при помощи платино-платинородиевой термопары, помещенной в небольшое окно резистивной печи.

При любой температуре, превышающей эвтектическую, происходит контактное плавление компонентов с образованием жидкой пленки, быстро диспергировавшей на отдельные капли при вытеснении расплава током плотностью $j = 1..4 \cdot 10^5$ А/м². Включения всегда вытеснялись током в направлении отрицательного электрода, но скорость их перемещения W зависела от размера l (рис.1). Величина l и глубина проникновения включений в матрицу от стартовой позиции определялись методом последовательного снятия слоев через каждые 5 мкм с последующей идентификацией включений при помощи микроскопа МИИ-4.

Известно, что движение вторых фаз в объеме полупроводника осуществляется как силами электропереноса, так и действием термоэлектрических явлений (эффект Пельтье) на границе жидкого включения с твердой фазой. Данные составляющие определяют скорость растворения-кристаллизации и перераспределение атомов полупроводника в объеме расплавленной зоны. Если направленная миграция

определяется процессами растворения–кристаллизации на межфазных границах (кинетический контроль) или транспортом компонентов расплава (диффузионный контроль), то результирующие уравнения имеют вид:

$$\frac{W}{j} = -\frac{V\beta\bar{C}}{N_A} \left(\frac{\delta\rho eZ^*}{kT} + \frac{VPL}{N_A 2\lambda kT^2} \cdot l \right) \quad (1)$$

$$\frac{W}{j} = -\frac{VD\bar{C}}{N_A} \left(\frac{\rho eZ^*}{kT} + \frac{VPL}{\delta N_A 2\lambda kT^2} \cdot l \right), \quad (2)$$

где V – удельный объем расплава; \bar{C} , Z^* , D – равновесная концентрация, эффективный заряд и коэффициент диффузии молекул полупроводника в расплаве,

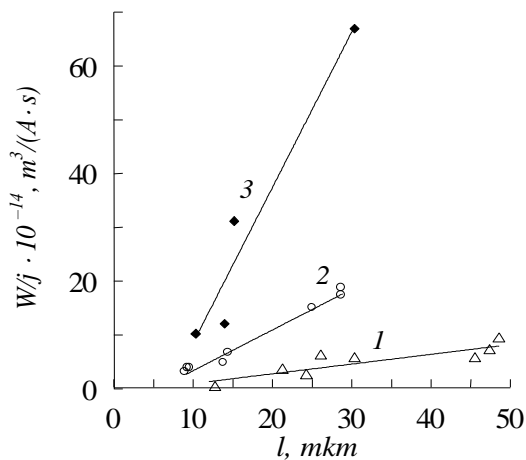


Рис.1. Размерная зависимость удельной скорости миграции включений при температурах: 1 – $T = 853$ К, 2 – $T = 873$ К, $T = 913$ К.

соответственно; N_A – число Авогадро; δ – толщина диффузионного слоя у межфазной границы; ρ – удельное электросопротивление расплава; e – элементарный заряд; k – постоянная Больцмана; P – коэффициент Пельтье для перехода полупроводник–металл; L – теплота перехода единицы объема твердой фазы в расплав; λ – коэффициент теплопроводности расплава.

Кажущуюся энергию активации E_a перемещения включений в объеме монокристаллов оценивали по наклону прямой, построенной в координатах $\ln(W/j) \sim 1/T$. Полученное значение $E_a = 2,3$ эВ свидетельствует об определяющей роли процессов растворения-кристаллизации в

перемещении расплавленных зон.

Из приведенных графиков видно, что скорость направленной миграции включения линейно зависит от его размера: $W/j = a + b \cdot l$, где константы a и b являются функциями температуры. Поэтому, используя уравнение (1) и значения констант a и b , взятых из эксперимента, а также типичные значения Z^* , были рассчитаны величины P и β . Основные результаты расчетов сведены в таблицу.

Параметр	Размерность	Температура		
		$T = 853$ К	$T = 873$ К	$T = 913$ К
$P, 10^{-3}$	В	-20	-16	-13
$\beta, 10^{-5}$	м/с	0,7	3,2	12,9

Список публикаций: [1]. Орлов А.М., Скворцов А.А., Саланов А.А. Деградационные процессы в системе алюминий-кремний при импульсных электрических воздействиях. // ПЖТФ, 2001, Т.27, №19, С.76-84.

Особенности кристаллической структуры индийоловооксидных материалов, полученных золь-гель методом

Сачков Виктор Иванович

Томский политехнический университет

Малиновская Татьяна Дмитриевна, к. х. н.

malin@elefot.tsu.ru

Оксид индия, легированный оловом, является полупроводником n-типа и находит широкое применение в промышленности, в частности, в производстве широкоформатных дисплеев, солнечных элементов, энергосберегающих окон и т.д. Тем не менее, знания о дефектной структуре оксида индия, легированного оловом, и о механизмах его легирования оловом весьма ограничены.

Оксид индия (III) кристаллизуется в виде кубической объемноцентрированной, с параметром кристаллической решетки 1,0117 нм. В элементарной ячейке In_2O_3 находится 80 атомов 32 из которых катионы в двух неэквивалентных шестикратно скоординированных положениях. На рисунке 1 показано систематическое расположение 2-х таких катионных положений, которые интерпретируются как b и d согласно международной номенклатуре. Существует 8 катионных b положений

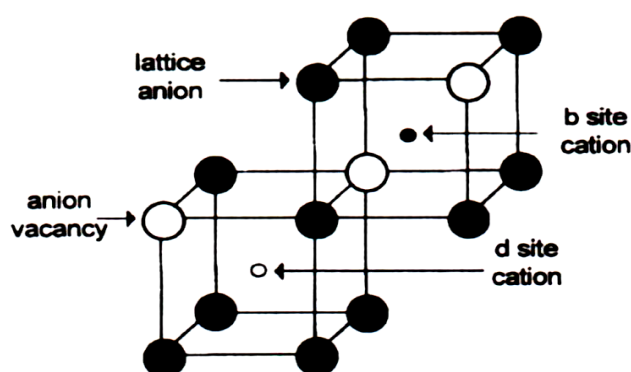


Рис. 1 Систематическое положение вакансий b и d типа в структуре ИО.

которые окружены 6-ю равноудаленными на 0,218 нм анионами кислорода. Катион d-типа также окружен 6-ю анионами кислорода, но с тремя разными расстояниями до них 0,213; 0,214; 0,223 нм. Дефектная структура In_2O_3 обеспечивает наличие электронной проводимости чистого оксида индия. Для изучения влияния легирующей примеси на фазовый состав и структуру оксида индия необходимо тщательное исследование зависимостей основных свойств оксида индия, легированного оловом

от концентрации олова и условий получения $\text{In}_{2-x}\text{Sn}_x\text{O}_{3-y}$.

Исследования проводились на материалах, полученных золь-гель методом прямым и обратным соосаждением [1] из соляно- и азотнокислых солей индия и олова их гидрооксидов, с последующей термообработкой в интервале температур от 300 до 1000°C с длительностью от 1 минуты до 10 часов. Проведен рентгеноструктурный анализ (РСА) полученных материалов. По данным РСА рассчитан параметр кристаллической решетки (a) In_2O_3 . Из зависимости $a=f([\text{Sn}])$ (рис.2) видно, что изменение параметра кристаллической решетки оксида индия носит немонотонный, а в области низких концентраций даже осциллирующий характер. Исследование оптических и электрофизических свойств таких материалов в зависимости от концентрации легирующей примеси – олова, также выявило немонотонный характер изменения свойств, определенным образом согласующийся с зависимостью изменения

параметра кристаллической решетки. На рисунке 3 представлены зависимости

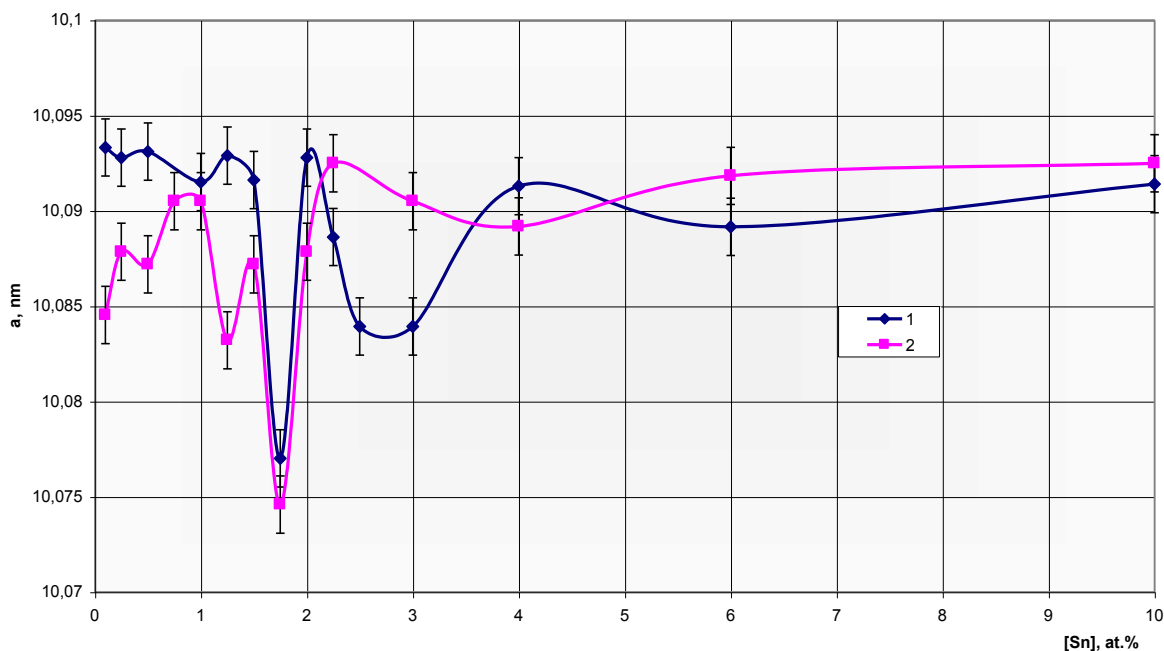


Рис. 2 Зависимость $a=f([Sn])$ в ИТО материалах, полученных из хлоридных растворов прямым (1) и обратным (2) осаждением.

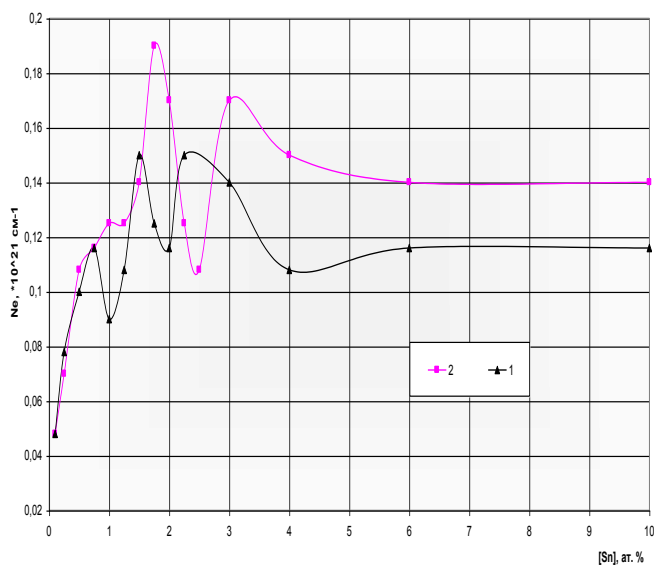


Рис. 3 Зависимость концентрации свободных носителей заряда от концентрации олова в ИТО материалах, полученных из солянокислых растворов прямым (1) и обратным (2) осаждением.

концентрации свободных носителей заряда от концентрации олова.

Такое немонотонное изменение свойств полупроводникового материала, по-видимому, можно объяснить сложными процессами дефектообразования и легирования при формировании растворов внедрения-замещения-вычитания в системе In-Sn-O [2]. Как установлено в работе [3] примеси, растворенные в полупроводниках в определенном интервале концентраций, могут вызывать одно или несколько фазовых превращений, реализуемых за счет равновесной самоорганизации в полупроводнике, которая обуславливает осциллирующий

характер свойств, как на микро, так и на макро уровнях.

Список публикаций:

[1] Егоров Ю.П., Малиновская Т.Д., Найден Е.П., Сачков В.И., Хим. в интересах уст. развития, т.10. № 6., 735 – 741, (2002).

[2] Сухаревский Б.Я. и др., Кристаллография, т.25, вып.4, 755-764 (1980).

[3] Губенко А.Я., МЭТ, №1, 20 – 24, (1998).

Построение карты векторов смещений на поверхности деформируемых материалов с субпиксельным разрешением

Семенова Ольга Владимировна

Морозов Олег Александрович

Нижегородский Государственный Университет им. Н.И. Лобачевского

sov@nifti.unn.ru

Появление одного из перспективных направлений изучения пластического деформирования – физической мезомеханики – существенно изменило взгляды на природу пластической деформации и разрушения. На основе принципов физической мезомеханики разрабатываются новые физические модели и строятся теории описания процессов пластичности и разрушения. Для проверки и уточнений этих теорий и моделей на сегодняшний день ощущается недостаток в экспериментальных методах определения характеристик напряжено-деформированного состояния, обладающих высокой степенью автоматизации и позволяющих получать информацию с различных масштабных уровней. Получение количественной информации о характеристиках материала в ходе пластического деформирования также очень важно для компьютерного конструирования материалов с заданными свойствами и предсказания их свойств в процессе нагружения.

Большинство известных методов измерения деформаций не позволяют оценивать непосредственно деформации, а определяют смещения участков поверхности или напряжения, возникающие на поверхности конструкций, деформации рассчитываются из полученных этими методами экспериментальных данных, в результате чего может накапливаться значительная ошибка измерений. Однако информация о распределении именно деформаций на поверхности реальных образцов является чрезвычайно важной для ряда задач механики. На основе статистического анализа распределений деформаций можно делать выводы о структурных изменениях, произошедших в материале в ходе пластического деформирования, значения деформаций могут служить в качестве краевых (начальных) условий для различных расчетных задач и методов исследования процесса деформации в объеме материала. В частности, наиболее часто используемые в экспериментальной мезомеханике методы обработки оптических изображений и спекл-интерферометрии обладают тем недостатком, что позволяют определять смещения участков поверхности с точностью до элемента дискретизации изображения, вследствие чего поле смещений представляет собой набор площадок равных значений. В результате при переходе к деформациям путем численного дифференцирования такого поля смещений наблюдается существенная неоднородность полей деформаций, вызванная ошибкой определения поля смещения (производная реагирует только на границы между площадками). В связи с этим актуальной является задача, связанная с разработкой таких методов и численных процедур, позволяющих определять смещения поверхности с субпиксельной точностью.

В работе предложена методика восстановления полей смещений на поверхности твердых тел по экспериментальным топографическим данным. В общем случае методика ориентирована на использование распределения высот рельефа поверхности, полученного различной сканирующей аппаратурой, а также может работать с топологией поверхности и со спекл-изображением.

С точки зрения теории обработки данных исходные рельефы поверхности до и после деформации можно рассматривать как входные и выходные данные для системы, которая преобразует входной сигнал в сигнал на выходе системы посредством некоторого оператора. Под сигналом здесь понимается рельеф. Пусть $f(x, y)$ - рельеф поверхности до деформации, а $f'(x, y)$ - рельеф после деформации, тогда

$$f'(x, y) = T[f(x, y)], \quad (1)$$

где $T[]$ – оператор системы, который необходимо определить. В данном случае – это характеристики деформационного процесса (деформации и смещения участков поверхности), которые отражают искажение исходной поверхности.

Подобные задачи относятся к классу обратных задач и обычно решаются итерационными методами с применением алгоритмов регуляризации. Перспективным представляется заменить решение обратной задачи многократным решением прямой задачи моделирования рельефа поверхности. Цель задачи моделирования – итерационное приближение в среднеквадратичном смысле моделируемого рельефа поверхности к экспериментально измеренному рельефу на основе оптимальным образом подбираемых смещений участков поверхности.

Для определения меры близости реального и модельного рельефов разработан алгоритм, состоящий из нескольких последовательных взаимосвязанных этапов: определение коэффициентов интерполирующих функций рельефа поверхности, формирование искаженной сетки координат, построение модельного рельефа поверхности и формирование функционала для методов многомерной оптимизации. В качестве меры близости используется функционал (2) среднеквадратичного рассогласования между значениями высот реального и модельного рельефов после деформации:

$$\hat{u} = \arg\{ \min P(\hat{u}) = \frac{\int_{\Omega} (f' - \tilde{f}[\hat{u}, f])^2 d\Omega}{\int_{\Omega} f'^2 d\Omega} \}, \quad (2)$$

где Ω - область, на которой вычисляется рассогласование, \hat{u} - смещения участков поверхности, являющиеся параметрами оптимизационной процедуры.

В результате решения оптимизационной задачи смещения участков поверхности определяются с субпиксельной точностью, что было проверено на модельных и реальных экспериментальных данных. Были построены карты векторов смещений для различных материалов, подвергшихся деформированию. В качестве исследуемых материалов были использованы резина, олово, алюминий, свинец. В экспериментах с эластичными образцами (резиновыми) проведено сравнение результатов применения предложенной методики с такими методами, как метод делительных сеток и метод обработки оптических изображений. Сделан вывод о применимости предложенной методики к исследованию реальных образцов и выделен ряд ее преимуществ по

сравнению с другими методами. Показана возможность использования в качестве обрабатываемых данных как некоторых функций рельефа поверхности (теневые изображения поверхности материала, спекл-изображения), так и непосредственно рельефов поверхности. Данные о рельефах поверхности были получены с помощью оптико-телевизионных систем, средств сканирующей зондовой микроскопии и спекл-интерферометрии.

Использование рентгеновской флуоресценции при исследовании состава тонких пленок

Ситник Иннеса Владимировна

Ростовский государственный университет

*Дуймакаев Шамиль Исакович, к.ф.-м.н.; Краснолуцкий Вадим Павлович, к.ф.-м.н.
isitnik@pisem.net*

Метод рентгенофлуоресцентного анализа при скользящих (вблизи угла полного внешнего отражения) углах отбора излучения обладает высокой чувствительностью и возможностью локализации области отбора информации на поверхности образца, что позволяет получать информацию о локальных глубинных профилях концентраций и по совокупности данных, измеренных на множестве выбранных точек поверхности образца, восстанавливать пространственное распределение элементов. В настоящее время возможности метода рентгенофлуоресцентного анализа при малых углах отбора вторичного излучения раскрыты далеко не полностью, а экспериментальные и теоретические основы метода требуют дальнейшего развития. Цель настоящей работы - разработка некоторых теоретических вопросов метода и создание аппаратуры для его реализации.

С использованием точных решений уравнений Максвелла рассмотрены некоторые вопросы фундаментального физического обоснования метода, разработан математический аппарат волновой теории рентгеновской флуоресценции пространственно неоднородных и слоистых сред при входе и (или) отборе рентгеновского излучения под углами скольжения к поверхности образца близкими к критическому углу полного внешнего отражения. Решена задача восстановления локального глубинного концентрационного профиля.

Для решения обратной задачи выбрана модель, согласно которой исследуемая пленка представляется в виде слоистой системы из N слоев. Каждый слой (k -номер слоя) характеризуется толщиной d_k , комплексным показателем преломления n_k , концентрацией C_k и электронной плотностью ρ_k . Метод минимизации функционала (χ^2 -критерий) позволяет определить зависимость $C(z)$, являющуюся количественной мерой согласия экспериментального спектра и предсказываемой моделью угловой зависимости флуоресценции $I(\varphi)$. Однако из-за ограниченности углового диапазона экспериментальных данных и нелинейного характера зависимости для отыскания устойчивого решения обратной задачи данных флуоресценции может оказаться недостаточно. В связи с этим наряду с рентгенофлуоресцентными данными предлагается использовать данные рефлектометрии $R(\varphi)$, которые несут информацию

о профиле рассеивающей электронной плотности $\rho(z)$. Предложено минимизирующий функционал выбрать в виде:

$$F(\dots, X_\alpha, \dots) = (1 - \xi)F_R(\dots, X_\alpha, \dots) + \xi F_S(\dots, X_\alpha, \dots), \quad (1)$$

где X_α - восстанавливаемые параметры принятой модели, $\alpha = 1, 2, \dots, N$; ξ - весовой параметр участия χ^2 -функционалов с экспериментальными данными рефлектометрии и спектрометрии.

Решение обратной задачи заключается в поиске набора параметров X_α , которые находятся в окрестности локального минимума функционала (1). Если в число уточняемых в процессе решения параметров модели входят параметры, которые характеризуют объемные свойства твердого тела и могут быть измерены другими методами (напр., рентгеноструктурным), то в алгоритме появляется экспериментальная основа для выбора правильного решения обратной задачи, так называемый «внутренний» стандарт. Проверка предлагаемого алгоритма на простейшей модели GaAs показала высокую устойчивость решения обратной задачи - 10%-ый разброс «экспериментальных» величин позволяет восстанавливать исходные параметры модели с точностью до 1%.

В процессе реального эксперимента изучено влияние термообработки на состав тонкой пленки. Задача состояла в нахождении отношения содержаний Ва и Тi в приповерхностном слое ВаTiO₃ до и после высокотемпературного отжига, определяемого отношением интенсивностей флуоресценции Ва и Тi. Преодолена проблема наложения аналитических линий и учета фона. Показано, что в приповерхностных слоях изменяется отношение содержаний Ва и Тi в зависимости от температуры отжига. В эксперименте использован разработанный оригинальный рентгеновский спектрометр с фокусировкой первичного излучения в исследуемой области поверхности образца.

Особенности ИК-поглощения округлых алмазов

Солдатов Константин Васильевич

Пироговская Ксения Леонидовна

Научно-технологический центр алмаза ОИФТПС СО РАН

Якутский институт алмаза и благородных металлов СО РАН

Бескрованов Виктор Васильевич, д.г.-м.н.

Барашков Юрий Петрович, к.г.-м.н.

soldatov@ykt.ru

Несмотря на большое количество накопленного фактического материала, к настоящему моменту, открытым остается вопрос о происхождении округлых кристаллов природного алмаза. В попытках прояснить ситуацию: являются они телами роста, или телами растворения исследователи использовали, главным образом, только кристаллографические методы. В дискуссии не принимали участия физики, только Ю.А. Клоев с соавторами в 1973 г. привели данные, что не существует принципиальных зависимостей между физическими особенностями алмазов и наличием у них округлых поверхностей. Этот вывод не может считаться окончательным

поскольку известно, что додекаэдрониды алмаза из россыпей Урала характеризуются рядом типоморфных особенностей, в частности, обладают интенсивной голубой фотолюминесценцией.

Нами предпринята попытка проверить наличие зависимостей между особенностями ИК-поглощения и округлой поверхностью кристаллов из россыпных месторождений Анабарского района. Исследованы кривогранные кристаллы, имеющие габитус додекаэдронидов и кубонидов. Спектры ИК-поглощения записаны при комнатной температуре с помощью Фурье-спектрометра PARAGON-1000 (Perkin-Elmer). Коэффициенты поглощения полос вычислены методом "внутреннего эталона" (полоса собственного поглощения алмаза 2030 см^{-1} с постоянным значением $K_{2030}=14\text{ см}^{-1}$).

Общей особенностью всех исследованных образцов служит низкая активность однофононного поглощения в спектральной области $300\text{ — }1800\text{ см}^{-1}$. Характеристические для алмаза физического типа Ia ИК-системы A, B1 и B2 у преобладающего числа исследованных образцов имеют коэффициенты поглощения главных полос не превышающие 10 см^{-1} . Только у двух додекаэдронидов этот показатель превысил 20 см^{-1} ($23,3$ и $28,7\text{ см}^{-1}$).

В спектрах алмазов кубической формы (кубов и кубонидов) содержится малоактивная система A с коэффициентом поглощения главной полосы 1282 см^{-1} , изменяющейся у разных образцов от 6 до 10 см^{-1} . Так же низка в спектрах этих алмазов активность системы B1. У двух кубонидов она наблюдается следовыми проявлениями, у других — коэффициент поглощения ее главной полосы 1175 см^{-1} , ниже или соизмерим с коэффициентом поглощения полосы 1282 см^{-1} . Система B2 отсутствует. Иногда проявляется ее главная полоса, имеющая следовую интенсивность и сдвинутая в высокочастотную часть от среднего значения $1365\text{ — }1380\text{ см}^{-1}$.

По совокупности физических свойств алмазы кубической формы представлены двумя минералогическими разновидностями — второй и третьей. Все кристаллы разновидности II содержат в ИК-спектре характеристическую для них систему C. Коэффициент поглощения ее главной полосы 1135 см^{-1} в спектре одного из кубонидов достигает $8,1\text{ см}^{-1}$ и превосходит коэффициент поглощения полосы 1282 см^{-1} системы A. Из других полос системы C постоянно проявляется вторая по значению полоса 1345 см^{-1} . Она проявляется в виде узкого пика на высокочастотном плече полосы 1282 см^{-1} . В спектрах наблюдается полоса 3107 см^{-1} , коэффициент поглощения которой изменяется у разных образцов, но не превышает $0,5\text{ см}^{-1}$. В ИК-спектре кубических образцов разновидности III активны системы A и B1. Система B2 проявляется слабой полосой 1370 см^{-1} , сдвинутой в высокочастотную часть от среднего положения этой полосы в общей массе кристаллов алмаза.

Додекаэдрониды алмаза Анабарского района представлены двумя группами кристаллов. Первые из них имеют желтую фотолюминесценцию, вторые — голубую. Физические свойства первой группы додекаэдронидов аналогичны кубонидам разновидности II. В ИК-спектре у них также содержатся системы A и C. При этом интенсивности их главных полос могут быть примерно одинаковы также как и у кубонидов минералогической разновидности II. Системы B2 у них не отмечается.

У додекаэдронидов с голубой фотолюминесценцией отчетливо выражена система B2 в спектрах ИК-поглощения. В группе преобладают кристаллы с относительно

низкой активностью ИК-систем А и В1. Коэффициент поглощения полосы 1282 см^{-1} у них изменялся от 2,1 до 10 см^{-1} . Как уже отмечалось выше, только у двух додекаэдров он превысил 20 см^{-1} . Главная полоса системы В2 смещена в низкочастотную часть спектра, а коэффициент ее поглощения нередко превышает этот показатель для полосы 1282 см^{-1} . Морфологические особенности и физические свойства позволяют отнести додекаэдровиды с голубой фотолюминесценцией к алмазам минералогической разновидности I.

По итогам работы можно сделать следующие выводы.

1. Алмазы из россыпных месторождений Анабарского района представлены кристаллами разновидностей I, II и III минералогической классификации.

2. Общей особенностью всех исследованных образцов служит низкая активность однофононного поглощения в спектральной области $300\text{ — }1800\text{ см}^{-1}$. Этим округлые кристаллы Анабарского района отличаются от плоскогранных аналогов из кимберлитовых трубок Якутской алмазоносной провинции.

3. В противоположность алмазам из кимберлитовых трубок с широким спектром кристалломорфологических (преобладание плоскогранных форм) и физических характеристик, алмазы из Анабарских россыпей характеризуются более узким диапазоном вариаций морфологических черт и физических признаков.

Исследование прочностных свойств природного алмаза

Стручков Никита Александрович

Петров Петр Петрович, к.ф.-м.н

Научно-технологический центр алмаза ОИФТПС СО РАН

Бескрованов Виктор Васильевич, д.г.-м.н.

struchkov@ykt.ru

При изготовлении бриллиантов и алмазных инструментов кристаллы алмаза подвергаются размерной механической обработке. В процессе обработки алмазные образцы подвергаются статическим и динамическим нагрузкам, которые могут превысить критический уровень и вызвать появление трещин или даже расколов. В конечном итоге это повышает безвозвратные потери алмазного сырья. Зерна алмаза разной морфологии и обладающие разными физическими характеристиками по-разному реагируют на одинаковое статическое или динамическое воздействие. Поэтому важно разработать неразрушающий метод контроля прочностных свойств алмаза, чтобы по особенностям их внешней формы и физических свойств прогнозировать поведение кристаллов под нагрузкой.

В настоящей работе выполнено сравнительное исследование причин, влияющих на разрушение зерен алмаза при статическом сжатии. С этой целью зерна природного алмаза разрушались путем раздавливания на специально изготовленной установке. Это позволило измерять механическую прочность на сжатие при нагружении до 2 кН на алмазное зерно.

Исследовано 63 зерна алмаза массой от 5,5 до 0,9 мг, в основном технического качества. Несколько зерен обладали чистотой и прозрачностью ювелирных алмазов.

Механическая прочность зерен алмаза на раздавливание исследована в зависимости от следующих параметров:

1. наличия трещин и включений;
2. морфологии зерен;
3. структурно-примесных дефектов (особенности фотолюминесцентных свойств).

Прочность зерен алмаза с макродефектами



Наибольшее сопротивление раздавливанию оказали зерна без включений и трещин (рис.1, где $P_{пр,ср}$ – средняя приведенная нагрузка на статистическое сжатие). Для разрушения таких зерен необходима средняя нагрузка — $4,6 \times 10^4$ кГ/Г, наибольшее сопротивление разрушению — $8,2 \times 10^4$ кГ/Г, обнаружил ромбододекаэдр с почти совершенной кристаллической структурой. Наименее прочными оказались образцы с трещинами. Они разрушались при среднем нагружении — $0,7 \times 10^4$ кГ/Г. Зерна алмаза, содержащие включения инородных минеральных фаз при раздавливании были менее прочными по сравнению с совершенными образцами, но более прочными по отношению к трещиноватым образцам. Прочность этих образцов изменяется в интервале от $0,4 \times 10^4$ кГ/Г до $4,4 \times 10^4$ кГ/Г со средним значением — $1,6 \times 10^4$ кГ/Г.

Анализ полученных данных свидетельствует о том, что трещины и включения являются главными (определяющими) причинами, понижающими механическую прочность зерен алмаза при раздавливании. Поэтому изучение влияния на прочностные свойства морфологии и структурно - примесных дефектов мы выполнили на зернах алмаза без визуально диагностируемых трещин и включений (рис. 2).

Прочность зерен алмазов разной кристалломорфологии



Кристаллы, имеющие близкую к тетраэдрониду форму, объединены вместе с додекаэдрониды. В эту же группу отнесены индивиды, форма которых приближалась к плоскогранному ромбододекаэдру. Зерна алмаза объединенной группы

додекаэдров обнаружили наибольшую стойкость к раздавливанию. Их прочность изменялась в интервале от $2,07 \times 10^4$ кГ/г до $8,24 \times 10^4$ кГ/г со средним показателем — $5,21 \times 10^4$ кГ/г. Среднее значение прочности на раздавливание у октаэдров значительно ниже и составляет $2,55 \times 10^4$ кГ/г. У отдельных октаэдрических индивидов этот показатель изменялся от $1,27 \times 10^4$ кГ/г до $3,68 \times 10^4$ кГ/г, еще ниже прочность кристаллов переходной формы и их обломков — $1,17 \times 10^4$ кГ/г, а наименее прочными оказались сростки — $0,85 \times 10^4$ кГ/г.

Прочность алмазных зерен без включений и трещин обнаружила статистическую связь с особенностями фотолюминесценции. Прочность зерен на раздавливание снижается в ряду индивидов имеющих голубое свечение до индивидов с зеленым свечением. Не люминесцирующие и зелено-желтые алмазы имеют одинаковую прочность — $1,5 \times 10^4$ кГ/г, голубые самую высокую (8×10^4 кГ/г), а алмазы с зеленой фотолюминесценцией самую низкую прочность $0,5 \times 10^4$ кГ/г.

По итогам работы можно сделать следующие выводы:

1. Доминирующее значение на снижения прочности алмаза при раздавливании играют трещины. Кристаллы с включениями прочнее кристаллов с трещинами, но менее прочны по сравнению с совершенными образцами.

2. У зерен алмаза без трещин и включений прочность на раздавливание зависит от кристалломорфологии образцов и снижается в ряду: додекаэдровиды, октаэдры, кристаллы переходной формы, сростки.

3. Прочность зерен алмаза без макродефектов снижается в ряду имеющих сильное голубое свечение, не люминесцирующих, с зеленой фотолюминесценцией.

Обзор и анализ работ по моделированию структуры порошковых материалов.

Суздалов Илья Петрович

Институт Физико – Технических Проблем Севера СО РАН

Винокуров Геннадий Георгиевич, к.т.н.

g.g.vinokurov@iptpn.ysn.ru

Физико-механические и эксплуатационные свойства порошковых материалов зависят от их структуры. В настоящее время существует много работ по геометрическому и компьютерному моделированию и в данной работе приводится их анализ и обзор.

В работе [1] обсуждаются возможности применения геометрического моделирования микроструктуры при исследовании полидисперсных материалов как одного из методов описания их реальной структуры, способствующих установлению фундаментальных количественных соотношений между параметрами и свойствами.

Важнейшая цель любой теории спекания – на основании лишь данных о первоначальной геометрии упаковки и закономерностях роста и формоизменения контактной поверхности между частицами предсказать характер микроструктурной эволюции дисперсной системы. В работе [2] сделана попытка построить структурно-имитационную модель, основанную на рассмотрении спекания как существенно многочастичного явления. Для этого введен комплекс геометрических моделей,

описывающий формоизменение частиц на всех стадиях процесса, рассмотрен метод моделирования эволюции микроструктуры при твердофазном спекании.

Спекание порошковых тел – это сложное физическое явление, в котором наблюдаемые на уровне макроструктуры закономерности не всегда позволяют правильно и однозначно интерпретировать процессы, происходящие в материале на микроструктурном уровне. В работе [3] исследовали зональное обособление при спекании, которое состоит в том, что усадка происходит в пределах не одной, а многих зон. В каждой области частицы стягиваются внутрь, как бы к геометрическому центру зоны, что приводит к образованию конгломератов, их обособлению и росту межгрупповой пористости.

Для заключительных стадий спекания и процессов рекристаллизации, когда уже образовалась мозаика границ зерен, приближение формы зерна к сферической приводит к большой погрешности в результатах компьютерного эксперимента. Поэтому в работе [4] исследовали эволюцию полиэдрических структур, построенных на структуре дисков, которая образовалась в результате работы компьютерной программы для начальных стадий процесса спекания.

Макроструктура газотермического покрытия определяется формой затвердевших частиц и пор между ними, формирующейся под непрерывным воздействием случайных фактов, поэтому для описания микроструктуры наиболее подходящим представляется статистический подход. Для выявления статистических закономерностей формирования макроструктуры газотермических покрытий разработана модель [5] случайных упаковок круглых частиц на плоскости. В результате компьютерного моделирования обнаружено образование регулярных древовидных структур, означающее существование устойчивой корреляции локальной плотности между слоями случайной упаковки частиц.

В настоящее время существует тенденция в описании свойств материалов и физических процессов в них на базе моделей случайных упаковок частиц. Основой для подобных моделей служат общие геометрические и геометрически вероятностные соображения и данные, полученные в натуральных и в численных экспериментах. Т.о. [6] создали адекватную модель, которую бы можно было рассматривать как базовую для описанных целей, описывающую морфологические и статистические свойства случайных упаковок.

Далее обсуждаются [7] некоторые аспекты задачи представленные в [6], связанные с ее техническими приложениями. Анализ случайной упаковки частиц предполагает предварительное определение параметров плотности как основных характеристик фаз, которые могут быть реализованы в конкретно рассматриваемой системе. В данном случае представляется естественным определить фазы как объединения фрагментов наиболее плотных упаковок, которыми можно заполнить плоское пространство детерминированным образом при всех допустимых координационных числах.

Заключение. Анализ существующих работ показывает перспективность применения метода геометрического и компьютерного моделирования для описания структуры порошковых материалов. Здесь новым перспективным направлением таких исследований является компьютерное моделирование процессов спекания порошковых материалов с модифицирующими добавками и порошковых материалов полученных методом взрывного прессования.

Список публикаций:

- [1] Кадушников Р.М., Бекетов А.Р. Геометрическое моделирование структуры полидисперсных материалов. Порошковая металлургия. 1989, №10, с.69-74
- [2] Сантало Л.А. Интегральная геометрия и геометрические вероятности. – М. : Наука, 1983. – 360 с.
- [3] Кадушников Р.М., Бекетов А.Р., Алиевский Д.М., Алиевский В.М. Компьютерное моделирование эволюции микроструктуры полидисперсных материалов при спекании. Основные положения. ПМ. 1991, №2, с. 18-24;
- [4] Кадушников Р.М., Бекетов А.Р., Алиевский Д.М., Алиевский В.М. Компьютерное моделирование эволюции микроструктуры полидисперсных материалов при спекании. Зональное обособление. ПМ. 1991, №5, с. 5-10;
- [5] Винокуров Г.Г. Компьютерное моделирование статистических характеристик макроструктуры газотермических покрытий. Физика и химия обработки материалов. 2002, №3, с.29-32;
- [6] Николенко А.Н., Ковальченко М.С. Анализ случайной упаковки идентичных частиц. Общая теория. ПМ. 1985, №11, с. 38-41;
- [7] Николенко А.Н., Ковальченко М.С. Анализ случайной упаковки идентичных частиц. Структурные особенности упаковки дисков на плоскости. ПМ. 1985, №12, с. 38-40;

Мультифрактальное исследование процессов рекристаллизации в сегнетоэлектрических материалах на основе ниобатов щелочных металлов.

Титов Виктор Валерьевич

Алёшин Владимир Афанасьевич, Титов Сергей Валерьевич

Коваленко Марина Ивановна

Ростовский государственный университет

Резниченко Лариса Андреевна, д.ф.-м.н.

titovs@bast.ru

Известна зависимость свойств пьезокерамик от состояния зёрненной структуры (микроструктуры), а также её решающее влияние на эксплуатационные характеристики функциональных электроактивных материалов. При этом если базой последних являются ниобаты щелочных металлов, такая зависимость приобретает критический характер: формирование некоторых типов микроструктур способствует резкому снижению механической прочности и, как следствие, саморазрушению ниобатных материалов.

В работе, с позиций мультифрактальной идеологии, рассмотрены рекристаллизационные процессы, приводящие к следующим негативным явлениям:

- образование на стадии собирательной рекристаллизации конгломератов (блоков) зёрен с повышенной поверхностной энергией оконтуривающих их границ и ослабленным межблочным взаимодействием;

- развитие процессов вторичной прерывистой рекристаллизации I типа, обуславливающих рост отдельных кристаллитов до критического размера (~ 14мкм), выше которого целостность образцов нарушается;

- возникновение и аномально быстрый рост до гигантских размеров (~ 100мкм) идеоморфных зёрен в процессе вторичной прерывистой рекристаллизации II типа, связанной с наличием в ниобатных сегнетокерамиках фторсодержащей жидкой фазы;

- “корковый” эффект, связанный с локализацией гигантских зёрен, в основном, в приповерхностных слоях образцов и приводящий к их десквамации;

- сосуществование в одном образце областей, находящихся на различных стадиях рекристаллизации или с принципиально различным характером микроструктуры (изо- и (или) анизотропной);

- образование двух типов неоднородностей микроструктуры: слоистой, когда присутствуют слои с различными типами микроструктур, и матричной, когда внутри одной из структур (чаще всего самой “рыхлой”) зарождаются области, отличные по зёрённому строению от основной массы.

Для исследования вышеуказанных процессов нами применена методика мультифрактальной параметризации микроструктур, реализованная программно по алгоритмам, описанным в [1,2]. Анализировались $f(\alpha)$ - спектры и спектры обобщенных размерностей Реньи D_Q [3] для серий фотографий межзёренных границ фиксированных участков образцов. Для каждой фотографии производился расчет при 100% охвате площади исследуемой фотографии с использованием модификации метода генерации мер огрубленных разбиений (МГМОР), описанного в [2]. Расчеты мультифрактальных параметров производились посредством оценки экспоненты обобщенной корреляционной функции $\tau(Q)$ [2,3] и ее последующего численного дифференцирования. Все полученные спектры были корректными, каноническими, не было получено ни одного псевдоспектра. Наиболее информативными в данной ситуации оказались следующие параметры спектров: параметр “однородности” [1] $f_\infty = f(\alpha(Q))$ при $Q \gg 1$ (в расчетах $Q=40$) - показатель характера распределения единичных элементов структуры в евклидовом пространстве, охватывающем эту структуру; параметр “упорядоченности” [1] $\Delta_\infty = D_1 - D_Q$ - характеристика степени нарушения симметрии меры изучаемой структуры по отношению к мультифрактальному преобразованию, и отражающая изменение энтропии системы зёренных границ.

В работе исследована зависимость этих параметров от температуры спекания для твердых растворов (ТР) состава $Na_{0,88}Li_{0,12}NbO_3$, полученных методом горячего прессования при температурах от 1080 до 1220°C с шагом 5°C. В указанном интервале температур в ТР данного состава наблюдается процесс вторичной прерывистой рекристаллизации, и выбранный шаг позволяет зафиксировать последовательно различные стадии этого процесса. Обнаружено, что согласованные аномалии в ходе параметров “однородности” (провалы) и “упорядоченности” (пики) предшествуют двум важным стадиям рекристаллизации – образованию гигантских зёрен и объединению их в конгломераты. Рост параметра “упорядоченности” свидетельствует об усложнении формы зёренных границ и, соответственно, об увеличении поверхностной энергии зёрен керамики. По достижении некоторых критических значений в системе начинается следующая стадия рекристаллизации, приводящая к возникновению иного типа микроструктуры с более “спокойной” формой зёренных границ. Таким образом, отслеживание с помощью мультифрактальных параметров изменений микроструктуры системы, не очевидных при её стандартных оценках, даёт возможность предвидеть и избежать развития различных рекристаллизационных процессов, в том числе негативных, приводящих к критическим изменениям механических свойств материала. На основании полученных результатов выбраны пути и методы минимизации и полного исключения деструкционных явлений в ниобатных сегнетокерамиках: катионно-вакансионное модифицирование, введение стеклодобавок,

специальная обработка исходного сырья, выбор щадящих термовременных и термобарических регламентов синтеза и спекания, что позволяет оптимизировать процесс изготовления материалов с экстремальными воспроизводимыми свойствами.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №02-02-17781)

Список публикаций:

[1] Vstovsky G.V. *Foundations of Physics*. 1997. V.27. №10. p.1413-1444.

[2] Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. *Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов*. – Москва-Ижевск: Научно-издательский центр «Регулярная и хаотическая динамика». 2001. - 116с.

[3] Федер. Й. *Фракталы*. - М.:Мир. 1991. Пер. с англ. - 254с.

Спекание ферритовой керамики облучением компактированных порошков мощными потоками ускоренных электронов

Усманов Рафаэль Усманович

Притулов Александр Михайлович, Шабардин Руслан Сергеевич

Томский политехнический университет

Суржиков Анатолий Петрович, д.ф-м.н.

raffa@mail2000.ru

До начала выполнения наших исследований было накоплено достаточно большое количество экспериментальных данных, свидетельствующих об ускорении процессов спекания ферритов в условиях, когда разогрев прессовок производился облучением мощным электронным пучком. Такой способ спекания получил название «радиационно-термического» или РТ - спекания. Однако практически все результаты были получены косвенными методами измерения(измерения магнитных характеристик), что затрудняло их интерпретацию, либо снижало их достоверность. В связи с этим была проведена работа по исследованию особенностей структуры РТ - спеченных ферритов прямыми методами рентгеновской дифрактометрии. Накопленный к настоящему времени экспериментальный материал позволил нам высказать предположение о том, что при спекании ферритовой керамики мощными потоками ускоренных электронов интенсифицируются процессы фазовой гомогенизации спекаемых изделий. Для доказательства этого важнейшего для практики положения в настоящей работе выполнено сопоставление данных по рентгеновской дифрактометрии ферритовых образцов, одна группа которых спекалась по традиционной схеме: в электропечи сопротивления (Т- спекание), а для спекания другой – использовался разогрев образцов за счет облучения мощным пучком высокоэнергетических электронов(РТ- спекание). В качестве источника радиационного воздействия использовался ускоритель электронов ЭЛВ-6(ИЯФ СО РАН, г. Новосибирск). Энергия электронов -1.4 МэВ, плотность тока пучка ~ 50 мкА/см². Ячейка для облучения была выполнена из легковесного шамота в виде коробки, дно и верх которой закрывались радиационно-прозрачными тепловыми экранами с массовой толщиной ~0,1г/ см². По середине высоты ячейки закреплялась платиновая сетка, на которой размещались облучаемые образцы. Контроль за температурой осуществлялся при помощи платино-платинородиевой термодпары, измерительный спай которой был запрессован в ферритовую таблетку в зоне максимального энерговыделения тормозящихся электронов (~ 1/3 экстраполированного пробега). Таблетка размещалась

в непосредственной близости от образцов. Для выявления радиационных эффектов производилось термическое спекание образцов в печи сопротивления в режимах, аналогичных режимам РТ спекания.

Объектом исследования являлась Li- Ti- Zn- Mn- феррошпинель, синтезированная в промышленных условиях по керамической технологии из смеси оксидов и карбонатов состава. Спекание осуществлялось на воздухе при температуре 1100⁰С с длительностью изотермической выдержки 60 мин. Рентгеновские измерения проводились на дифрактометре ДРОН-4-07 на монохроматизированном Fe K α -излучении. Идентификация дифрактограмм производилась по набору межплоскостных расстояний и относительным интенсивностям рефлексов с использованием картотеки JCPDS.

Анализ исходного пресс – порошка показал, что по межплоскостным расстояниям, а также по относительным интенсивностям линий наблюдаемый набор рефлексов соответствует суперпозиции отражений от шпинельной фазы и от побочных фазовых включений. Индексирование, выполнялось с учетом того, что в порошке должна доминировать шпинельная фаза и, следовательно, наиболее интенсивная линия дифрактограммы принадлежит отражению от плоскости (311) кристаллической решетки шпинели (рис.1а). Был проведен анализ образцов, спечённых в режимах Т и РТ спекания. После Т - спекания следы побочных фаз отчетливо видны (рис.1 б, в). Этот результат впервые прямым образом доказывает РТ эффект твердофазовой гомогенизации при спекании многокомпонентных порошковых материалов. Установлены также дополнительные признаки РТ эффекта. Известно, что в исследуемом материале можно ожидать наличие включений с ГЦК – решеткой типа NaCl, рентгеновские отражения которых совпадают с линиями шпинельной фазы(MnO, FeO, LiFeO₂ и т.п.). Выявление таких фаз осуществляют по отношению интенсивностей шпинельных рефлексов,

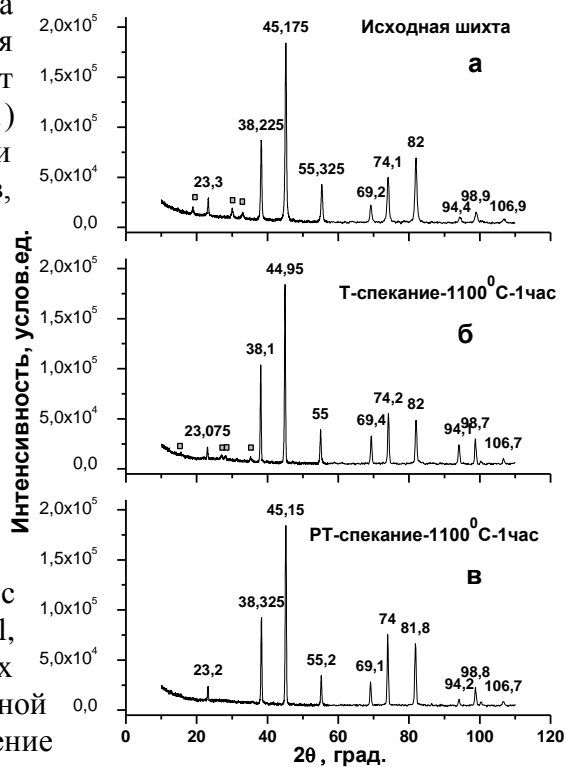


Рис.1. Рентгеновские дифрактограммы.

□ - рефлексы побочных фаз.

совпадающих и несовпадающих с отражениями от структур типа NaCl. К таковым в частности относятся, соответственно, линии I₄₀₀ и I₂₂₀ шпинельной фазы. Из таблицы видно, что содержание кубических фаз значительно снижается после спекания и особенно глубоко в РТ режиме. Любые дефектные включения, в том числе и фазовые, неизбежно приводят к микродеформациям кристаллической решетки ферритов. Поэтому дополнительной и интегральной характеристикой дефектного состояния ферритов является ширина рентгеновских отражений. В таблице приведены данные по

ширине w рефлекса (553, 731) из которых видно, что в условиях РТ спекания концентрация источников микродеформаций существенно ниже, чем при Т- спекании.

Параметр	w , мрад	I_{400}/I_{220}	a , Å
Шихта	8.07	0.62	8.345
T-1100°C	6.51	0.49	8.356
РТ-1100°C	6.04	0.47	8.357

Растворение фазовых включений должно сопровождаться катионным обогащением шпинельной фазы, что соответственно приведет к увеличению параметра кристаллической решётки a . Действительно, представленные в таблице результаты измерений параметра a свидетельствуют о правомерности данного предположения.

Влияние давления на электронную структуру азид серебра

Фёдоров Дмитрий Георгиевич

Кемеровский государственный университет

Журавлёв Юрий Николаевич, к.ф.-м.н.

Mitya00@rambler.ru

Азиды тяжелых металлов используются как инициирующие взрывчатые вещества и их физические свойства интенсивно изучались. AgN_3 является модельным объектом для этих систем. Деформация кристалла азид серебра приводит к его разложению, которое носит взрывной характер. В этой связи представляет интерес проследить влияние одноосного и двухосного сжатия кристаллической решетки на энергетический спектр электронов.

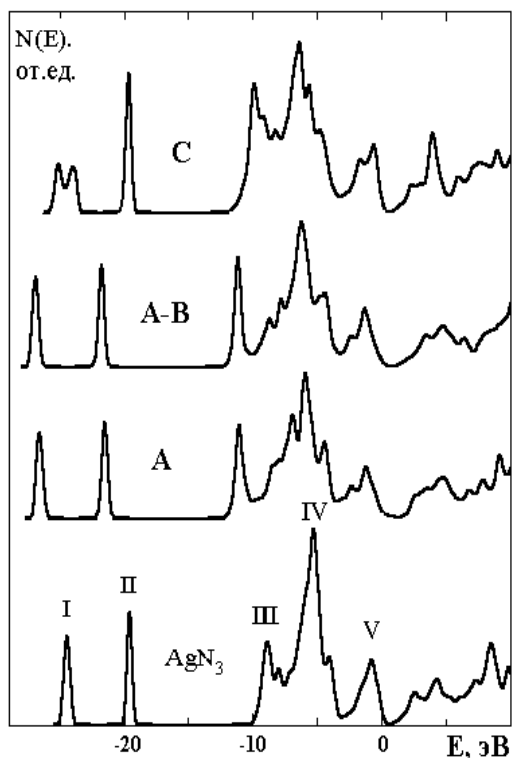


Рис.1 Плотности электронных состояний

При обычных условиях азид серебра имеет ромбическую решетку с параметрами $a=5.98$ Å, $b=5.60$ Å, $c=5.998$ Å. AgN_3 имеет слоистую структуру, где анионные плоскости из азид-ионов чередуются с катионными плоскостями вдоль оси c . Расчет зонного спектра проводился в рамках теории функционала электронной плотности по методу псевдопотенциала в базе численных sp^3d^5 атомных псевдоорбиталей по программе [1].

В результате произведённых вычислений определены плотности электронных состояний $N(E)$ для азид серебра (см. рис. 1) в отсутствии деформаций (AgN_3) и сжатого вдоль оси a на 20% (A), вдоль a и b по 10% (A-B) и вдоль оси c на 20% (C). Видно, что все деформации приводят к увеличению ширины валентной зоны, так ширина валентной зоны вдоль оси a изменилась на $\Delta E=2.1$ эВ, вдоль оси ab изменилась на $\Delta E=2.3$ эВ, вдоль оси c

изменилась на $\Delta E = 0.4$ эВ. К наибольшему ее значению в 28 эВ приводит сжатие в анионной плоскости ab , которое сопровождается $\sim 10\%$ изменением расстояния N-N. При этом, в сторону меньших энергий смещаются все максимумы $N(E)$, в том числе и IV, в формировании которого в большей мере принимают участие d-состояний серебра. Причем, при одноосной деформации вдоль оси a эта полоса расщепляется на две. При деформации вдоль оси c полоса I расщепляется на две и это обусловлено тем, что она сформирована с участием центральных в N_3^- атомов азота, расстояния между которыми заметно изменяются. Эта деформация не сказывается на полосе II, которая полностью построена из s-состояний крайних атомов азота с неизменными при этом расстояниями.

Список публикаций:

[1]. Журавлев Ю.Н., Басалаев Ю.М., Поплавной А.С. Известия вузов. Физика. – 2000. - №3. – С. 96.

Оптимизация формы плечевой части кристаллов LiNbO_3 при выращивании их методом Чохральского.

Хохрин Константин Владимирович

Ласкин Виктор Александрович

Санкт-Петербургский Государственный Университет

Грунский Олег Сергеевич, к.г.-м.н.

хохерix@mail.ru

Форма плечевой части кристалла влияет на возникновение блоков, термических напряжений и себестоимость кристаллов. Известно, что при выращивании кристаллов ниобата лития зарождение блоков на плечевой части происходит тем чаще, чем больше угол расширения кристалла. Резкое изменение угла расширения кристалла свидетельствует о быстром изменении высоты столбика расплава, которое может быть вызвано лишь значительным температурным возмущением. Последнее обстоятельство способствует возникновению термических напряжений в выращиваемом кристалле. Кроме того, себестоимость цилиндрической части кристалла тем выше, чем больше длина плечевой части кристалла.

Аргументом искомой функции, описывающей форму плечевой части кристалла выбрана вертикальная координата плечевой части, а ординатой - радиус кристалла. За начало координат было выбрана точка на поверхности кристалла, при которой радиус кристалла равен половине от радиуса цилиндрической части кристалла.

Форма плечевой части удовлетворяла следующим граничным условиям:

1. При выходе кристалла на заданный диаметр скорость изменения радиуса кристалла равна нулю, то есть, $r'(L_{\max}) = 0$.

2. Скорость изменения угла разращивания кристалла при затравлении и по выходе на заданный диаметр равна нулю, то есть, $r''(0) = 0$ и $r''(L_{\max}) = 0$.

3. Форма плечевой части кристалла антисимметрична относительно выбранного начала координат

4. Радиус цилиндрической части кристалла достигается при $r(L_{\max}) = R_{\max}$.

Форма плечевой части кристалла при заданной ее длине считается оптимальной, если одновременно с заданным приоритетом выполняются два требования:

1. Максимальный угол разрачивания кристалла на плечевой части минимален: $\max \arctg(r'(z)) \rightarrow \min$, где $z \in [0, L_{\max}]$

2. Максимум кривизны плечевой части кристалла минимален, то есть, $\max \frac{|r''(z)|}{(1+r'(z)^2)^{3/2}} \rightarrow \min$, где $z \in [0, L_{\max}]$

Задача плохо формализуется с точки зрения методов вариационного исчисления. Поэтому была проведена численная оптимизация, которая была проведена с использованием разложения формы плечевой части в тригонометрический ряд Фурье и вариации коэффициентов этого ряда. В этом случае кривизна и угол расширения кристалла могут быть вычислены аналитически, а не численно, что позволяет существенно повысить точность и скорость расчета.

Следует отметить быструю сходимость ряда. При 9 членах получается форма, которая лишь незначительно изменяется при добавлении большего числа членов. Можно условно разделить полученную кривую на две части: участок прямой и кусок окружности. Так как окружность является поверхностью постоянной кривизны, то полученный результат вполне закономерен. Исходя из этих результатов при аналитическом решении задачи был ограничен класс функций, на котором это решение ищется.

Основываясь на полученных численных данных, был произведен аналитический расчет оптимальной формы плечевой части, при заданных условиях оптимизации. Как показано при численном расчете, форма кривой близка к кусочно-гладкой функции, составленной из прямой и окружности

Таким образом была проведена численная и аналитическая оптимизации формы плечевой части кристалла при выращивании кристаллов по методу Чохральского. В отличие от численного решения аналитическое решение удовлетворяет условию непрерывности второй производной радиуса кристалла, что позволяет избежать пережима по выходе на заданный диаметр.

С учетом приоритетов каждого из двух условий оптимизации и экспериментальных данных, может быть получена оптимальная форма плечевой части кристалла в аналитическом виде.

Однородность ферритовой керамики, спеченной в условиях электронного облучения

Шабардин Руслан Сергеевич

Притулов Александр Михайлович

Усманов Рафаэль Усманович

Томский Политехнический Университет

Суржиков Анатолий Петрович

ru40823@mail.ru

Взаимодействие спекаемых ферритовых прессовок с кислородом окружающей атмосферы при диффузионном характере процесса может приводить к существенной неоднородности стехиометрии и фазового состава по объему материала. Связанные с этим постепенные изменения электрических и магнитных характеристик ферритов при переходе от поверхности к сердцевине изделия обуславливают различие свойств изделий, спеченных в одинаковых условиях, но обладающих разными размерами. В настоящей работе приводятся экспериментальные данные, свидетельствующие о существенной неоднородности распределения фазового состава в термически (Т) и радиационно-термически (РТ) спеченных прессовках литий-титановых ферритов марки ЗСЧ-18 состава: $\text{Li}_{0.649}\text{Fe}_{1.598}\text{Ti}_{0.5}\text{Zn}_{0.2}\text{Mn}_{0.051}\text{Bi}_{0.002}\text{O}_4$.

Исследования проводились методом рентгеновской дифрактометрии на установке ДРОН-4М с использованием монохроматизированного Fe K_α -излучения. Сравнивались фазовый состав, параметр кристаллической решетки шпинельной фазы и уширение рентгеновских отражений поверхностных слоев спеченной ферритовой керамики и слоев, удаленных от поверхности на глубину $\sim 100\text{-}500$ мкм. Для установления корреляции с магнитными свойствами измерялись, также, температурные зависимости начальной магнитной проницаемости μ_n кольцевых сердечников до и после сошлифовки поверхностных слоев изделий.

РТ спекание осуществлялось высокоинтенсивным облучением компактированных ферритовых образцов потоками электронов с энергией 1,4 МэВ на ускорителе ЭЛВ-6 (ИЯФ, СО РАН, г. Новосибирск). Выбор данного способа спекания обусловлен возможностью получения с его помощью изделий с более однородным фазовым составом за счет радиационной интенсификации твердофазовых диффузионных процессов.

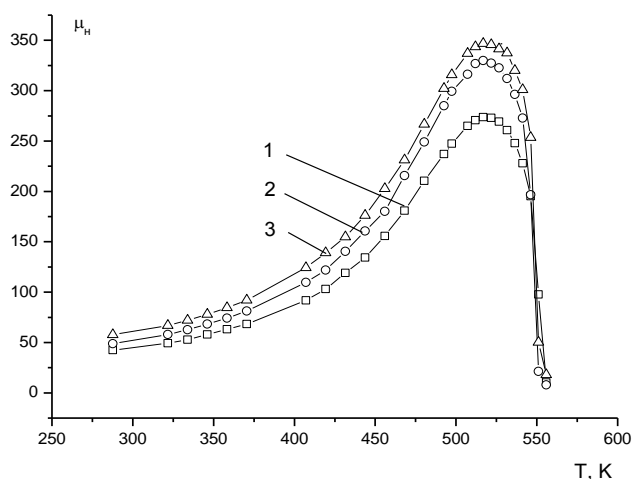


Рис.1. Температурная зависимость μ_n :
 1 – исходный образец,
 2 – образец после шлифовки по 100 мкм с каждой стороны,
 3 – образец после шлифовки по 300 мкм с каждой стороны.

На рис.1 приведены зависимости $\mu_n(T)$, демонстрирующие изменения магнитных свойств ферритовых изделий, спеченных в T режиме при 1373K в течение 4^x часов до и после снятия поверхностных слоев толщиной 100 и 300 мкм. Поскольку сигнал при измерениях μ_n формируется всем объемом образца, то данные рис.1 свидетельствуют о наличии существенной связи между состоянием приповерхностных слоев материала с его объемными магнитными характеристиками.

Результаты дифрактометрического анализа фазового состава образцов до спекания показали наличие в пресс-порошках заметного количества (~ 10-20%) частиц исходных оксидов, а также фаз промежуточных продуктов синтеза. После высокотемпературного T спекания при температуре 1373K в течение 60-240 мин содержание этих фаз снижается до фонового уровня, т.е. не превышает 3 % и полностью исчезает после RT спекания.

Вычисляя интенсивности рентгеновских отражений в предположении о нахождении всех ионов Zn^{2+} в A позициях, а ионов Ti^{4+} в B-узлах катионной подрешетки было рассчитано катионное распределение в исследуемой системе на различном удалении от поверхности спеченных образцов. На рис.2 приведены координатные зависимости параметра y , равного разности содержания ионов Fe^{3+} в B и A позициях кристаллической решетки.

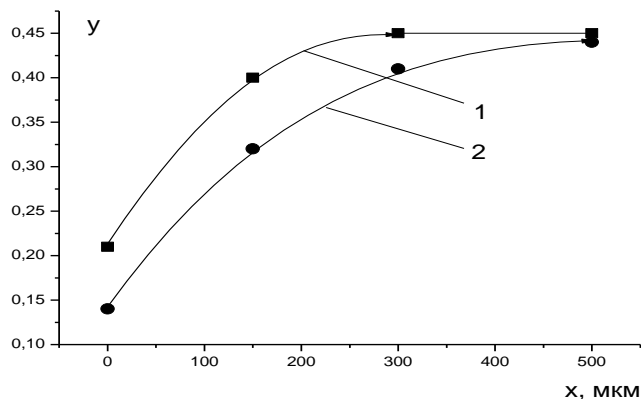


Рис2. Зависимость разности содержания ионов Fe^{3+} в B и A позициях от глубины анализируемого слоя.
 1 – RT- спекание,
 2 – T- спекание.

При антипараллельном расположении моментов магнитных подрешеток феррошпинелей параметр y должен коррелировать с намагниченностью насыщения доменов. Поэтому данные рис. 2 указывают на то, что стабилизация магнитного состояния ферритов происходит на глубинах $\sim 300-400$ мкм. Вероятно, именно различие катионного распределения в поверхностных и глубинных слоях спеченных ферритов объясняются результаты, приведенные на рис. 1

Примечательно, что в условиях РТ спекания зависимость $y(x)$ проходит выше аналогичной кривой для Т спекания. Т.е. значения параметра y , характерные для Т спеченных образцов достигаются при РТ спекании на меньших глубинах. Поэтому эффективная ширина дефектной приповерхностной зоны после РТ спекания имеет меньшую величину. Можно предположить, что меньшая величина дефектной зоны при РТ спекании обусловлена спецификой радиационного разогрева и поддержания теплового режима, когда из-за объемного характера энерговыделения, тормозящихся в веществе электронов приповерхностные слои материала в меньшей степени подвержены закалочным процессам.

Величина y (Рис. 2), характеризующая магнитный момент феррошпинелей увеличивается по глубине, причем для радиационно-термически спеченных образцов скорость ее роста выше и уже при 300 мкм она не меняется, в отличие от термически спеченных образцов. Это свидетельствует о том, что поверхностный окисленный слой при радиационно-термическом спекании заметно уже и ближе к стехиометрии.

Выводы:

1. Поверхностные слои ферритовой керамики более окислены при термическом спекании, по сравнению с радиационно-термическим.
2. Однородность ферритов по объему при радиационно-термическом спекании выше.
3. Радиационно-термическое спекание интенсивнее.

Параметр решетки шпинельной фазы при термическом спекании возрастает по глубине образца, при радиационно-термическом спекании он практически не меняется и равен $a=8,357\text{\AA}$.

Учитывая поликомпонентный состав исследуемой феррошпинели, данный факт свидетельствует о большем катионном дефиците в поверхностных слоях термически спеченного материала по сравнению с радиационно-термическим спеченным.

Электронномикроскопическое исследование полос локализации деформации в сплавах Mo-Re и V-Ti-Cr.

Шуба Ян Владимирович

Дитенберг Иван Александрович

Пинжин Юрий Павлович

Томский Государственный Университет

Тюменцев Александр Николаевич, д.ф.-м.н.

YanS@mail2000.ru

Проведено электронно-микроскопическое исследование сплавов Mo-Re и V-Ti-Cr после холодной прокатки ($T = 293$ К) при глубоких ($\epsilon \geq 80\%$) степенях деформации.

Показано, что характерной особенностью деформационной субструктуры является образование полос локализации деформации с мало- и высоко- угловыми разориентировками, и двойников деформации.

Методом темнопольного анализа разориентировок изучена дефектная субструктура внутри полос локализации деформации. Установлено, что её характерной особенностью является наличие высоконеравновесных дефектных субструктур с высокими непрерывными разориентировками. Проведенный анализ показал, что кривизна решетки в этих структурных состояниях достигает значений 10-20град./мкм. На основе экспериментальных данных сделана оценка величины полей локальных внутренних напряжений. Показано, что эти напряжения достигают значений $\sigma_{\text{лок}} \approx E/40$ (E модуль Юнга).

В процессе кристаллогеометрического исследования особенностей переориентации кристаллической решётки в зонах локализации деформации обнаружен новый тип полос локализации деформации с характерными значениями векторов переориентации $\theta \approx 54,7^\circ \langle 110 \rangle$.

Предложен механизм их образования путём динамических (прямых и обратных по альтернативным системам) фазовых превращений в полях высоких локальных напряжений. Проведён теоретический анализ закономерностей переориентации кристаллической решётки механизмами прямых и обратных ОЦК \rightarrow ГПУ \rightarrow ОЦК превращений.

Обсуждается природа и условия развития этого механизма в исследуемых сплавах и его роль в реализации рениевого эффекта – резкого увеличения пластичности ОЦК тугоплавких сплавов при их легировании рением.