

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта на проведение научно-исследовательской работы в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг., конкурсы по мероприятию 1.3.1 «Проведение научных исследований молодыми учеными – кандидатами наук».

ационной России» на 2009–2013 гг., конкурсы по мероприятию 1.3.1 «Проведение научных исследований молодыми учеными – кандидатами наук».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шадрин А.В., Саруев Л.А., Саруев А.Л., Колодин А.П. Разработка новой конструкции резьбового соединения буровых труб // Известия Томского политехнического университета. – 2010. – Т. 316. – № 1. – С. 157–160.
2. Шадрин А.В., Саруев Л.А. Закономерности распространения силовых импульсов по колонне труб к породоразрушающему инструменту. – Томск: Изд-во ТПУ, 2008. – 115 с.
3. Шадрин А.В., Саруев Л.А., Саруев А.Л. Динамические процессы в колонне труб при вращательно-ударном бурении скважин малого диаметра из подземных горных выработок. – Томск: Изд-во ТПУ, 2009. – 175 с.
4. Шадрин А.В., Саруев Л.А., Саруев А.Л. Разработка методики расчета максимальных напряжений в элементах резьбовых соединений штанг при вращательно-ударном бурении скважин малого диаметра // Вестник ЗСО РАЕН. – 2010. – № 12. – С. 11–15.

Поступила 04.06.2010 г.

УДК 620.621.669.762.763

ПОРОШКОВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ «МЕТАЛЛ–НЕМЕТАЛЛ» ДЛЯ ВЗРЫВОЭМИССИОННЫХ КАТОДОВ

А.П. Савицкий, Г.А. Прибытков, М.И. Вагнер, О.П. Кутенков*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск

E-mail: arnold_savitskii@mail.ru

Получены первые результаты по разработке новых металлокерамических материалов из диэлектриков и металлической связи при соотношении объемов компонентов в композитах 1:1. Проведены исследования поведения порошковых смесей при прессовании и спекании. Изучены микроструктуры композитов разных составов и зависимости их объемных изменений от температуры спекания.

Ключевые слова:

Металл, диэлектрик, катод, композит, прессование, спекание, усадка, микроструктура.

Key words:

Metal, dielectric, cathode, composite, compaction, sintering, densification, microstructure.

Введение

Наносекундные импульсные генераторы, а также ускорители электронов на основе таких генераторов в значительной степени перспективны для технологических применений. К настоящему времени российскими и зарубежными исследователями накоплен значительный опыт получения мощных импульсных пучков с использованием холодных твердотельных и плазменных катодов [1, 2]. Однако дальнейшее развитие исследований и технологий, основанных на применении таких пучков, требует повышения их технических параметров, в первую очередь, плотности тока и уменьшение длительности импульса.

В связи с этим создание катодов, имеющих длительный ресурс эксплуатации, которые в процессе работы обладают стабильными эмиссионными свойствами и способны обеспечить высокую плотность тока с короткой длительностью импульса пучка, является весьма актуальной задачей.

При разработке новых типов взрывоэмиссионных катодов выбор материала играет ключевую роль. В последнее время для создания эмиттеров с

качественно новыми свойствами используются композиционные материалы, элементы гетерофазной структуры которых обладают различными электрофизическими свойствами [3]. В этой связи характерной особенностью современных работ в области материаловедения катодных эмиттеров, является использование материалов типа «металл–диэлектрик». К этому типу относятся катоды, которые конструктивно представляют собой пластинку диэлектрика с высокой диэлектрической проницаемостью, соединенную с металлом («металл–диэлектрик–металл», или МДМ–катоды) [4]. Катоды второго типа изготавливают из композиционных материалов, спекаемых из смесей порошков металла и диэлектрика («металлокерамические», или МК–катоды). Размер и форма фазовых включений, их объемная доля определяют токовые характеристики и ресурс работы катодов. Так, увеличение числа центров взрывной эмиссии при однородном их распределении по поверхности катода снижает скорость разлета плазмы и эрозию материала катода, резко увеличивая мощность пучка электронов.

Обращает на себя внимание тот факт, что в известном МК-катоде основой материала (матрицей) является диэлектрик (керамика), а включениями – металлические частицы [3]. В связи с этим представляет интерес получение и исследование металло-керамических материалов для взрывоэмиссионных катодов, в которых объемное соотношение металлического и керамического компонентов было бы примерно равным. Дальнейшее развитие исследований в данном направлении может быть продолжено при разработке катодных материалов на основе металлической матрицы, содержащей неметаллические частицы в качестве включений второй фазы.

Данная работа посвящена созданию и исследованию спеченных композиционных материалов, предназначенных для изготовления холодных эмиссионных катодов.

Материалы и методы исследования

В работе использовались металлические порошки: медь марки ПМС-1 (90 % менее 70 мкм), никель марки ПНК-ОТ2 (80 % менее 10 мкм), олово марки ПО1 (80 % менее 45 мкм) и неметаллические порошки с различными электрофизическими свойствами: Si, BaTiO₃ и α -Al₂O₃ (в дальнейшем без указания модификации). Выбор титаната бария BaTiO₃ обусловлен тем, что он, обладая свойствами сегнетоэлектрика, имеет высокую диэлектрическую проницаемость $\epsilon=1500$. Кремний является полупроводником с $\epsilon=11,7$. Все металлические компоненты имеют низкую работу выхода электронов [5]. Из указанных порошков готовились смеси, которые содержали один из вышеперечисленных металлов и один из неметаллов. Объемное соотношение металлического и неметаллического компонентов в каждой смеси составляло 50 : 50 %.

Смешивание порошков проводилось в цилиндрическом смесителе из малоуглеродистой стали, который вращался вокруг оси, проходящей через центр цилиндра под углом к его оси. Вместо обычных стальных шаров, используемых в шаровых мельницах, для интенсификации перемешивания порошков в смеситель вводились нарезанные из жести специальные тела, которые особым образом были скручены и изогнуты. Продолжительность смешивания в присутствии таких «вертушек» составляла 4 ч.

Навески порошковых смесей для прессования готовились на лабораторных весах марки НЛ-200. Образцы изготавливались методом одноосного прессования под давлением от 200 до 500 МПа в цилиндрических пресс-формах с внутренним диаметром матриц 28 и 10 мм. Полученные прессовки измерялись с помощью микрометра и взвешивались с точностью до 0,01 г. Сырые образцы имели диаметры 28 и 10 мм и высоту (толщину) 15 и 10 мм соответственно. Спекание прессовок проводилось в вакуумных печах марки СНВЭ при медленном разогреве до температуры выдержки и последующем варьировании температурно-временных усло-

вий. Пористость сырых и спеченных образцов рассчитывалась на основе их объема, плотностей исходных компонентов и их содержания в материале.

Исследование микроструктуры проводилось под металлографическими микроскопами МИМ-9 и Альтами Мет 1М. Твердость по Бринеллю измерялась с помощью прибора ТБ 5004 с использованием индентора диаметром 5 мм при минимальной нагрузке 1839 Н (187,5 кгс). Все экспериментальные точки, на основании которых построены графические зависимости, представляют собой среднее значение измерений, полученных на 5 образцах.

Экспериментальные результаты

1. Холоднопрессованные катодные заготовки

На первом этапе была исследована формуемость композиций различного состава, так как при большом объемном содержании твердого и хрупкого неметаллического компонента в порошковой смеси получение достаточно прочных неосыпающихся прессовок оказалось непростой задачей. Одной из задач на этом этапе работы была попытка получить катодные заготовки холодным прессованием порошковых композиций Si и BaTiO₃, с Sn и Cu без последующего спекания, а также с применением специальных обойм, в которые запрессовывались смеси. В таблице указаны технологические приемы получения катодов и катодных заготовок, использованные для композиций различного состава. Для определения минимального давления, которое обеспечивает получение прочной прессовки, смеси подвергались прессованию при разных давлениях. Для каждой композиции давление прессования увеличивалось поэтапно: от 200 МПа до максимально возможного без опасности повреждения пресс-формы и расслоения заготовки в результате перепрессовки.

Таблица. Способы получения катодных заготовок «металл – неметалл»

Компоненты	Неметаллы			
	Si	BaTiO ₃	α -Al ₂ O ₃	
Металлы	Sn	1. Холодное прессование 2. Запрессовка в обойму	Холодное прессование –	
	Cu	1. Холодное прессование 2. Холодное прессование + спекание	1. Холодное прессование 2. Холодное прессование + спекание	1. Холодное прессование + спекание
	Ni	1. Запрессовка в обойму 2. Холодное прессование + спекание	1. Холодное прессование + спекание	1. Холодное прессование + спекание

Как оказалось, формуемость смесей с соединением BaTiO₃ получилась различной. В связи с этим пористость сырых прессовок также оказалась раз-

ной. Прессовки составов, имеющих одним из металлических компонентов медь, лучше сохраняют форму даже при малых давлениях прессования по сравнению с композициями, содержащими олово. Смеси порошков Si с Cu и Si с Sn имели заметно худшую формуемость по сравнению со смесями, содержащими BaTiO_3 . Поэтому для получения достаточно прочных сырых прессовок в композиции с кремнием перед смешиванием необходимо было добавлять пластификатор.

Обоймы из нержавеющей стали, использованные в качестве оправок композиционных катодов, имели внутреннюю полость для запрессовки порошковых смесей (рис. 1). Для запрессовки применялись порошковые смеси Si+50 % Sn, Si+50 % Ni с дисперсностью порошка кремния <50 мкм.

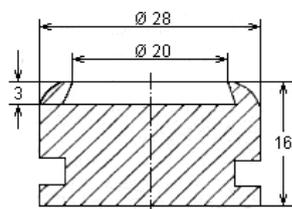


Рис. 1. Эскиз оправки катода для запрессовки порошковой смеси

Запрессовка смесей систем Si–Sn и Si–Ni осуществлялась под давлением 500 МПа. Предполагалось, что благодаря закругленным краям обоймы данная конструкция катода позволит получить требуемую эмиссию электронов за счет фокусировки электрического поля на его рабочей поверхности. Данная конструкция катода проходит испытания в экспериментальном диодном устройстве.

2. Спеченные катодные заготовки на основе меди

С целью повышения прочности большая часть прессовок подвергалась твердофазному спеканию. Температуры вакуумного спекания выбирались в соответствии с диаграммами состояния двойных систем, с учетом температур плавления отдельных компонентов и составляли 780, 850 и 900 °С. Время изотермической выдержки при температуре спекания равнялось 1 ч.

Известно, что эмиссия электронов происходит из так называемой тройной точки – места контакта металла с диэлектриком и микрозазора между ними, заполненного газом [3]. На основе существующих представлений об эмиссионных свойствах холодных катодов предполагалось, что открытые поры на поверхности спеченных материалов могут сыграть положительную роль в формировании источников электронов в окрестностях эмиссионных центров. В связи с этим оценивалась пористость образцов, полученных из разных композиций до и после спекания.

Пористость образцов системы Si–Cu в результате спекания при 900 °С уменьшилась от 22 до 16 %. Однако при этом правильная форма диска, которую имели сырые образцы, искажалась. Образцы этого же состава, спеченные при 780 °С, имели пори-

стость 21 % при сохранении их исходной формы. Образцы системы BaTiO_3 –Cu, спеченные при 780 °С, также сохраняли первоначальную форму.

Образцы из смесей Si–Cu и BaTiO_3 –Cu диаметром 28 и высотой 3 мм, спеченные при 780 °С, были испытаны в экспериментальном диоде в качестве катодов. Существенного улучшения эмиссионных свойств не было получено. Можно предполагать, что вероятной причиной этого является отсутствие на поверхности композиционных катодов микроострий, обеспечивающих аномально большой градиент напряженности электрического поля.

Другой из возможных причин отсутствия заметного положительного эффекта могла быть плоская форма поверхности катода, обращенная в сторону анода. Поэтому была сделана попытка изготовления катода с выпуклой поверхностью, рис. 2.

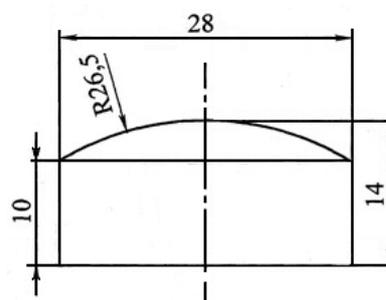


Рис. 2. Эскиз катода с выпуклой поверхностью

Цилиндрический катод с выпуклой формой рабочей поверхности изготавливался из порошковой смеси BaTiO_3 –Cu, в которой размер частиц титаната бария был менее 350 мкм. Чтобы обнажить на рабочей поверхности частицы BaTiO_3 , которые должны выполнять функцию микроострий, она протравливалась 65 % раствором HNO_3 в течение 1,5 мин с целью удаления поверхностного слоя меди. Проведенные испытания показали, что протравленный катод с выпуклой поверхностью не обладает каким-либо ощутимым преимуществом по сравнению с плоским нетравленным катодом.

3. Спеченные композиции Si+Ni(Sn)

Для приготовления смесей использовались порошки Si с размером частиц 125...350 и <50 мкм. Наряду с никелем без добавок в часть порошковых смесей вводили олово в количестве 5 мас. % от массы никеля с целью выявления возможного влияния олова на спекаемость порошковой композиции Si–Ni. Пористость сырых цилиндрических прессовок высотой 10 и диаметром 10 мм составляла 25...28 % для смеси Si+50 % Ni и 28...30 % для состава Si+(45 % Ni+5 % Sn). Спекание проводилось при температурах 500...800 °С.

После спекания при 500 и 600 °С объем прессовок состава Si+50 % Ni увеличился, соответственно, на 0,2 и 1 % при сохранении исходной формы. При увеличении температуры спекания до 700 °С образцы претерпели усадку на 1,1 % также при сохранении исходной формы. Образцы состава Si+(45 % Ni+5 % Sn), спеченные при температурах

500...700 °С, сохраняли исходную форму и имели достаточную прочность для механической обработки. Однако спекание при более высокой температуре привело к оплавлению образцов обоих составов, включая прессовки, содержащие олово.

4. Спеченные композиции, содержащие BaTiO₃

Параллельно с составами, в которых роль неметалла играл кремний, были исследованы композиции, содержащие в качестве керамической составляющей BaTiO₃. Литературных данных по исследованию спекаемости композиций BaTiO₃-Cu и BaTiO₃-Ni не обнаружено, поэтому проведение подобных исследований представлялось необходимым.

Для приготовления смесей использовались порошки BaTiO₃ разной дисперсности: 125...350, <350 и 350...1000 мкм. Спекание проводилось в диапазоне температур твердофазного спекания 620...1300 °С с температурным шагом в 50°. При этом прессовки из смеси BaTiO₃+50 % Cu спекались в интервале температур 830...1050 °С, из смеси BaTiO₃+50 % Ni – при температурах до 1300 °С.

Особых различий в объемных изменениях образцов из смесей BaTiO₃+50 % Cu и BaTiO₃+50 % Ni в диапазоне температур 620...850 °С не было обнаружено. Образцы сохраняли свою исходную форму. Разброс в результатах измерений для каждой температурной точки в случае образцов из смеси BaTiO₃+50 % Cu оказался меньше по сравнению с разбросом экспериментальных значений для смеси BaTiO₃+50 % Ni. Возможно, это связано с большей пластичностью меди [5] и, соответственно, лучшей прессуемостью состава BaTiO₃+50 % Cu по сравнению с композицией BaTiO₃+50 % Ni.

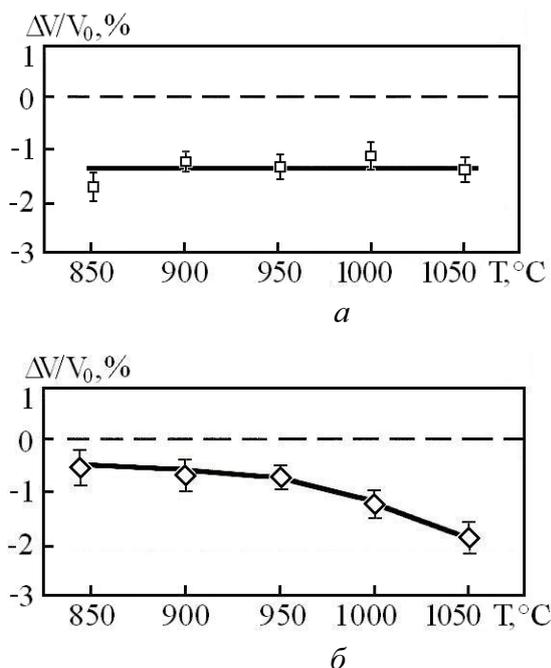


Рис. 3. Усадка образцов из смеси BaTiO₃+50 % Cu от температуры спекания в интервале 830...1050 °С при размере частиц BaTiO₃: а) 125...350; б) <350 мкм

На рис. 3 представлены зависимости относительного изменения объема образцов из смеси BaTiO₃+50 % Cu с дисперсностью частиц титаната бария 125...350 и <350 мкм от температуры спекания в интервале, не превышающем точку плавления меди. По оси ординат отложены выраженные в процентах значения относительного изменения объема образцов при спекании $\Delta V/V_0=(V-V_0)/V_0$, где V₀ – объем сырого образца, а V – спеченного. Можно отметить, что при размере частиц BaTiO₃ 125...350 мкм усадка около 1 % наблюдалась во всем температурном интервале спекания. Усадка образцов с размером частиц BaTiO₃<350 мкм с увеличением температуры спекания постепенно возрастала от 0,5 до 2 %. При повышении температуры спекания до 1100 °С происходило плавление меди (T_{пл.}=1083 °С), которая вытекала из образца, поскольку не смачивала BaTiO₃. Тем не менее, образцы хорошо сохраняли свою первоначальную цилиндрическую форму.

Аналогичная картина незначительных объемных изменений при спекании составов с разной дисперсностью BaTiO₃ в интервале низких температур спекания наблюдалась и в случае прессовок из смеси с никелем (рис. 4). При более высоких температурах спекания усадка образцов системы BaTiO₃+50 % Ni увеличивалась, причем более значительно (до 6 %) при размере частиц титаната бария 125...350 мкм (рис. 4, б).

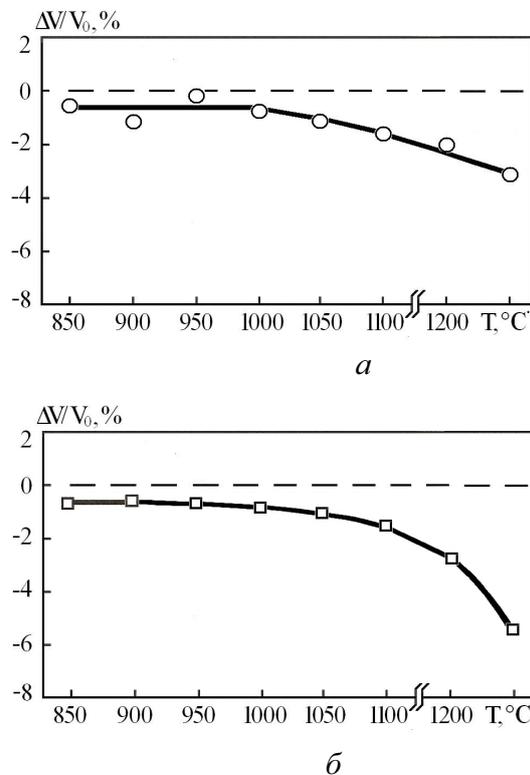


Рис. 4. Зависимости усадки образцов из смеси BaTiO₃+50 % Ni от температуры спекания в интервале 850...1300 °С при размере частиц BaTiO₃: а) 350...1000; б) 125...350 мкм

Большой разброс на рис. 4, *a*, обусловлен тем, что при засыпке порошковой навески в прессформу происходило частичное расслоение смеси, которое зависит от размера частиц титаната бария. В целом, плотность композитов росла с повышением температуры твердофазного спекания на высокотемпературном участке, а максимальная достигнутая усадка у композиций с никелем значительно выше, чем у композиций с медью.

Известно, что порошковые прессовки из меди и никеля без добавок хорошо спекаются в твердой фазе [6]. Таким образом, снижение скорости усадки частицами BaTiO_3 наиболее сильно проявлялось у композиций с медью. Возможная причина – проявление взаимодействия разнородных компонентов в этой композиции, часто вызывающее увеличение объема [7] и компенсирующее усадку за счет контактов «металл – металл». Признаки взаимодействия частиц титаната бария с медной матрицей обнаруживаются в виде диффузионных зон вокруг частиц BaTiO_3 (рис. 5, *б*).

На рис. 5 представлены фотографии микроструктуры спеченных образцов обеих композиций, содержащих порошок BaTiO_3 с размером частиц 125...350 мкм. Частицы титаната бария в результате полировки шлифа приобретали сглаженную поверхность. На образцах состава $\text{BaTiO}_3+50\% \text{Cu}$ вокруг его частиц наблюдались ободки, отличающиеся по цвету от металлической связки. Можно пред-

положить, что эти окрашенные по иному области являются диффузионными зонами, образовавшимися в результате взаимодействия фаз. На шлифах образцов $\text{BaTiO}_3+50\% \text{Ni}$ никаких зон вокруг частиц BaTiO_3 не наблюдалось. На микрофотографиях четко просматривается пористая структура крупных частиц самого порошка сегнетоэлектрика, что вносит некоторый вклад в общую пористость образцов, содержащих BaTiO_3 .

На рис. 6 представлены фотографии микроструктуры спеченных образцов обеих композиций, содержащих порошок BaTiO_3 с размером частиц 350...1000 мкм. Можно видеть, что распределение частиц BaTiO_3 по объему материала и поверхности шлифа было недостаточно равномерное. Использование мелкой фракции обеспечивало более равномерное распределение частиц BaTiO_3 в композитах (рис. 7), чем применение крупнодисперсного порошка (рис. 6, *a*).

Для более полной аттестации спеченных материалов была измерена их твердость. Сравнивались образцы с медной и никелевой связкой, содержащие различные фракции порошка титаната бария и спеченные при разных температурах.

Твердость образцов с медной связкой оказались ниже (25...30 НВ), чем композиций с никелем, для которых значения твердости с повышением температуры спекания увеличивались в среднем от 35 до 45 НВ, рис. 8.

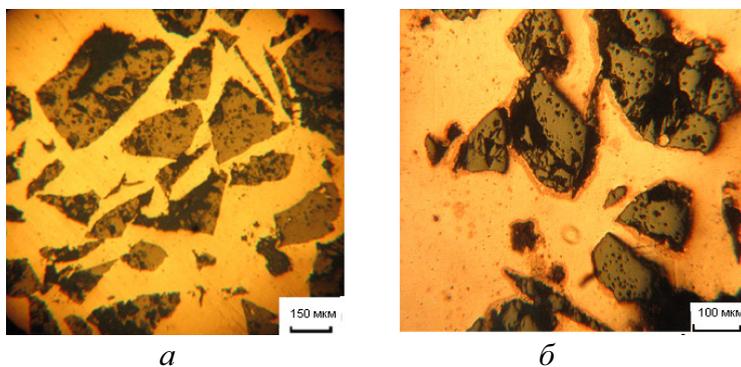


Рис. 5. Фотографии микроструктуры спеченных при 900 °С образцов, содержащих порошок BaTiO_3 дисперсностью 125...350 мкм: а) $\text{BaTiO}_3+50\% \text{Ni}$; б) $\text{BaTiO}_3+50\% \text{Cu}$

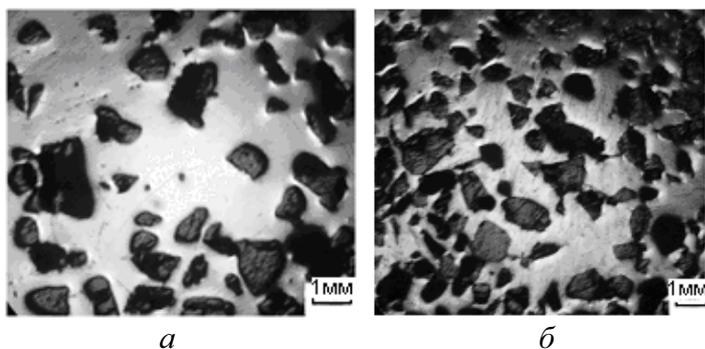


Рис. 6. Фотографии микроструктуры спеченных при 900 °С образцов, содержащих порошок BaTiO_3 дисперсностью 350...1000 мкм: а) $\text{BaTiO}_3+50\% \text{Cu}$; б) $\text{BaTiO}_3+50\% \text{Ni}$

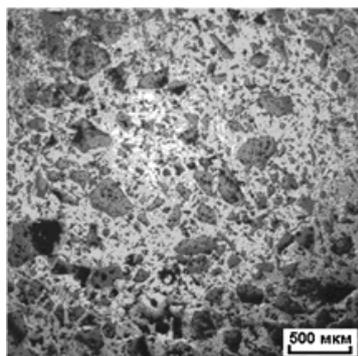


Рис. 7. Фотография микроструктуры спеченного при 1300 °С образца $\text{BaTiO}_3+50\% \text{Ni}$, содержащего порошок BaTiO_3 дисперсностью до 350 мкм

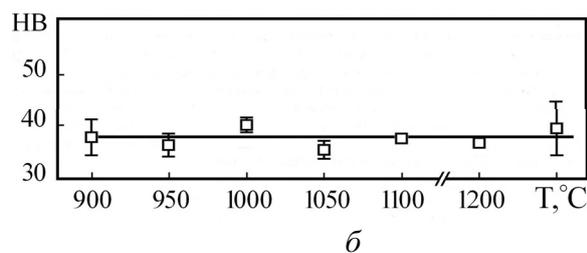
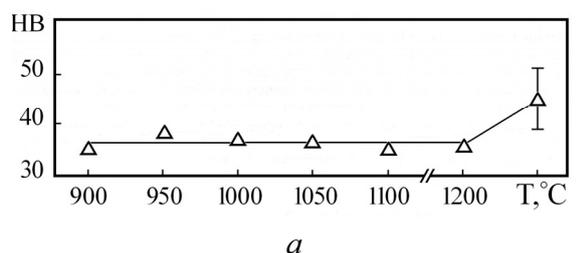


Рис. 8. Зависимость твердости образцов состава $\text{BaTiO}_3+50\% \text{Ni}$ от температуры спекания. Дисперсность BaTiO_3 : а) 350...1000, б) 125...350 мкм

5. Спеченные композиции, содержащие $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$

Для исследования спекаемости смесей, в которых диэлектрик BaTiO_3 заменен оксидом алюминия $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в том же объемном содержании, равном 50 %, в работе использовались две фракции порошка оксида алюминия: 50...90 и 90...125 мкм. При сухом перемешивании порошков из-за различия в плотности порошковых компонентов смеси легко расслаивались, что сказывалось на однородности состава прессовок по объему. Чтобы предотвратить расслоение, в смесь перед смешиванием добавлялся спирт. Образцы прессовали при давлении 500 МПа.

Вакуумное спекание прессовок из смеси $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Cu}$ с размером частиц порошка Al_2O_3 50...90 мкм проводилось в температурном интервале 950...1050 °С. При твердофазном спекании этих композиций образцы испытывали незначительную усадку, которая с увеличением температуры достигала 1,2 % (рис. 9). Для композиций с более крупной фракцией Al_2O_3 (90...125 мкм) получились не-

стабильные результаты. Предполагаемая причина – расслоение смеси, которое не удается устранить добавлением спирта.

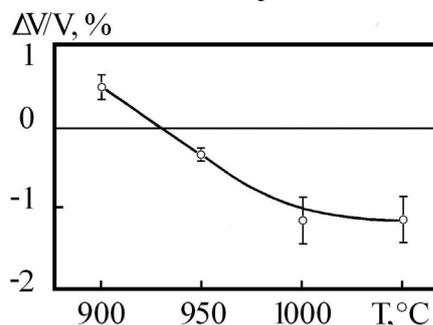


Рис. 9. Зависимость объемной усадки образцов состава $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Cu}$ от температуры спекания. Дисперсность порошка Al_2O_3 составляет 50...90 мкм

Прессовки из смеси $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Ni}$ с дисперсностью порошка диэлектрика 90...125 мкм спекались в температурном интервале от 950 до 1350 °С. До температуры 1060 °С образцы претерпевали некоторый объемный рост. Однако при более высоких температурах спекания рост сменялся постепенно возрастающей усадкой (рис. 10). При этом величина уплотнения при спекании прессовок из смеси $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Ni}$ в сравнении с образцами композиции $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Cu}$ оказалась более значительной.

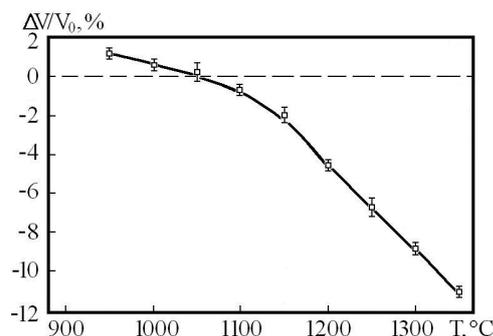


Рис. 10. Зависимость усадки образцов состава $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Ni}$ от температуры спекания. Дисперсность порошка Al_2O_3 составляет 90...125 мкм

Твердость образцов из смесей $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Cu}$ и $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Ni}$, спеченных при температурах 900...1050 °С, не удалось измерить из-за их высокой пористости и хрупкости. Образцы состава $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Ni}$, спеченные при 1350 °С, имели более высокую прочность и выдерживали минимальную нагрузку индентора. Твердость композита $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Ni}$ составила около 28 НВ.

На рис. 11 приведены фотографии микроструктуры спеченных образцов, содержащих включения оксида алюминия. Можно видеть, что частицы Al_2O_3 имеют равноосную форму, близкую к сферической. При этом распределение оксидных частиц более равномерное в образцах $\text{Al}_2\text{O}_3+50\% \text{Ni}$. Кроме того, видны поры, соизмеримые по размерам с частицами порошка оксида алюминия.

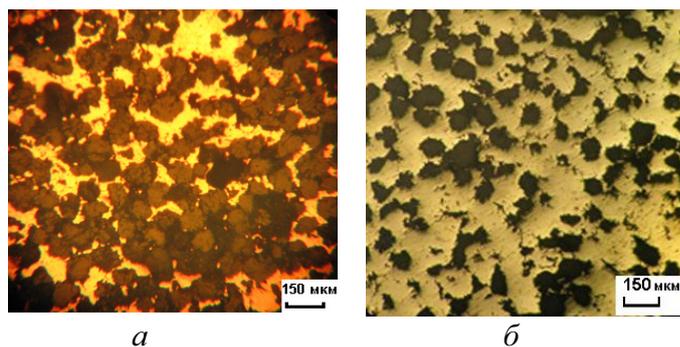


Рис. 11. Фотографии микроструктуры спеченных композитов, содержащих порошок Al_2O_3 с размером частиц 90...125 мкм. Образец состава: а) $Al_2O_3+50\% Cu$, спеченный при 1050 °С; б) $Al_2O_3+50\% Ni$, спеченный при 1350 °С

Выводы

1. С использованием метода порошковой металлургии получены двухфазные материалы из порошков неметаллов Si, $BaTiO_3$ и Al_2O_3 с металлическими связками, в качестве которых использованы Sn, Cu и Ni. Эти металлы химически не взаимодействуют с указанными неметаллическими компонентами или взаимодействуют с ними слабо. Часть спеченных композитов обладают достаточной прочностью и твердостью, которые позволяют подвергать их механической обработке с целью изготовления катодов.
2. На этапе заполнения пресс-формы обнаружено расслоение смесей из-за разной пикнометрической плотности исходных порошков, что требует

введения в смеси пластификатора, который легко удалялся бы при спекании. Уплотняемость при спекании прессовок состава $Al_2O_3+50\% Ni$ более значительна, чем образцов из смеси $Al_2O_3+50\% Cu$.

3. Спеченные композиции, содержащие $BaTiO_3$, обладают более высокой прочностью и твердостью, чем композиции с Al_2O_3 . Твердость образцов, содержащих титанат бария, практически не зависит от температуры спекания и размеров частиц порошка $BaTiO_3$. В целом образцы из смесей $BaTiO_3+50\% Cu$ и $BaTiO_3+50\% Ni$ оказались более прочными и твердыми по сравнению с образцами составов $Al_2O_3+50\% Cu$ и $Al_2O_3+50\% Ni$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Месяц Г.А., Яландин М.И. Пикосекундная электроника больших мощностей // Успехи физически наук. – 2005. – Т. 175. – № 3. – С. 225–246.
2. Месяц Г.А., Бернгольд С.А. Механизм генерации аномальных ионов вакуумной дуги // Успехи физически наук. – 2002. – Т. 172. – № 10. – С. 1113–1130.
3. Котов Ю.А., Литвинов Е.А., Соковнин С.Ю. и др. Металлокерамические катоды для ускорителей электронов // Доклады РАН. – 2000. – Т. 370. – № 3. – С. 332–335.
4. Бугаев С.П., Илюшкин В.А., Литвинов Е.А., Шпак В.Г. Взрывная эмиссия электронов из металлодиэлектрического катода // Журнал технической физики. – 1973. – Т. 43. – № 10. – С. 2138–2142.
5. Физические величины. Справочник / под ред. И.С. Григорьева и Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоиздат, 1991. – 1230 с.
6. Гегузин Я.Е. Физика спекания. – М.: Наука, 1967. – 360 с.
7. German R.M. Sintering theory and practice. – N.Y.: John Wiley & Sons, 1996. – 550 p.

Поступила 02.04.2010 г.