

УДК: 621.318.1:548.53.

## ҚУЁШ САНДОНИДА СИНТЕЗ ҚИЛИНГАН, ОКСИДЛИ ТЕМИРБАРИЙЛИ МАТЕРИАЛ

**Пайзуллаханов Мухаммаде-Султанхан Саидивалиханович**

ф.-м.ф.н. лаборатория мудири;

**Шерматов Жавоҳир Зафарович**

кичик илмий ходим;

**Ражамаатов Отабек Тулаббоевич**

кичик илмий ходим;

**Нодирматов Эркин Зокирматович**

кичик илмий ходим

ЎЗР ФА «Физика-Қуёш» ИИЧБ Материалшунослик институти

**Аннотация.** Ишқорий ер металлари ферритлари асосидаги магнит материаллар юқори солиштирма электрик қаршилик (104-107 Ом) ва юқори коэрцитив куч (500 кА/м) намоён этади. Бунда магнитланиш тўйинувчанлиги қиймати доменлар (кристаллитлар) ўлчамларига кучли боғлиқ. Шаклланаётган материал микроструктураси ҳамда кристаллитлар ўлчамлари технологик шартларга боғлиқ бўлади. Шунинг учун материал микроструктураси (кристаллитлар ўлчамлари)ни бошқариш орқали материалнинг магнит хоссаларини бошқариш мумкин. Бу эса магнит материалларни эритмадан синтез қилиш жараёнларини тадқиқ этишининг фундаментал ва амалий долзарблигини белгилайди. Ушбу ишнинг мақсади магнит материаллар – барий, стронций ва висмут ферритларини Катта қуёш печида эритиш орқали синтез қилиш жараёнларини ўрганишдан иборат. Ишда рентгеноструктуравий таҳлил, микроскопия ҳамда материалларнинг физик параметрларини ўлчаш усуллари қўлланилди. Қуёш сандонида синтез қилинган, феррит барий ўрганилган. Мақолада  $\text{BaCO}_3 + \text{Fe}_2\text{O}_3$  қоришмаси юқори мужассамланган қуёш нурлари ( $350\text{Вт}/\text{см}^2$ ) таъсирида, гексагонал феррит барий  $4(\text{Fe}_2\text{O}_3)4(\text{FeO})\text{BaFeO}_3\text{-X}$ , кубик  $\text{Ba}_3\text{Fe}_2\text{O}_6\text{-X}=2(\text{BaO})\text{FeO}\text{BaFeO}_3\text{-X}$  ва тетрагонал  $\text{BaOFeO}\text{BaFeO}_3\text{-X}$  модификацияси ҳосил бўлганлиги кўрсатилган. Технологик жараённи модификациялаш орқали зарур хоссалар (солиштирма электр қаршилиги 1010 Ом·см, зичлиги  $5\text{ г}/\text{см}^3$ , магнитодиелектрик эффекти 4,1%) намоён этувчи магнит материаллар олиш мумкин. Бундай материаллар электрон схемаларда частота ва ток кучланиш амплитудаларини стабиллаш учун қўлланиши мумкин.

**Таянч тушунчалар.** магнит материал, қуёш сандони, структура деффектлари, диэлектрик ўтказувчанлик.

## ОКСИДНЫЙ ЖЕЛЕЗИСТОБАРИЕВЫЙ МАТЕРИАЛ, СИНТЕЗИРОВАННЫЙ НА СОЛНЕЧНОЙ ПЕЧИ

**Пайзуллаханов Мухаммаде-Султанхан Саидивалиханович**

к.ф.-м.н., заведующий лабораторией;

**Шерматов Жавоҳир Зафарович**

младший научный сотрудник;

**Ражамаатов Отабек Тулаббоевич**

младший научный сотрудник;

**Нодирматов Эркин Зокирматович**

младший научный сотрудник

Институт материаловедения НПО «Физика-Солнце» АН РУз

**Аннотация.** Магнитные материалы на основе ферритов щелочноземельных элементов имеют высокое удельное электрическое сопротивление (104-107 Ом) и высокую коэрцитивную силу (500 кА/м). При этом значения намагниченности насыщения сильно зависят от размера доменов (кристаллитов). Микроструктура, а также размер кристаллитов структурируемого материала зависит от технологических условий синтеза. Поэтому управляя микроструктурой (размерами кристаллитов) материала, можно добиться варьирования магнитных свойств материала, тем самым исследование процессов синтеза магнитных материалов из расплава представляется актуальным как в фундаментальном, так и прикладном аспектах. Целью данной работы было изучение процессов синтеза магнитных материалов – ферритов бария путем плавления смеси исходных реагентов на Большой Солнечной Печи. Использовались методы рентгеноструктурного анализа, микроскопии, а также измерения физических параметров материала. Показано, что при воздействии на смеси  $BaCO_3 + Fe_2O_3$  концентрированного солнечного излучения высокой ( $350 \text{ Вт/см}^2$ ) плотности образуется феррит бария гексагональный  $4(Fe_2O_3)4(FeO)BaFeO_3-X$ , кубический  $Ba_3Fe_2O_6-X=2(BaO)FeOBaFeO_3-X$ , тетрагональный  $BaOFeOBaFeO_3-X$  модификации. Благодаря модификации технологического процесса можно получить материал с повышенными параметрами электрического сопротивления  $1010 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ , плотности  $5 \text{ г/см}^3$ , магнетодиелектрического эффекта  $4,1\%$ . Такие материалы могут быть использованы в электронных схемах для стабилизации частоты, тока и амплитуды напряжения.

**Ключевые слова:** магнитный материал, солнечная печь, дефекты структуры, диэлектрическая проницаемость.

## OXIDE IRON-MATERIAL SYNTHESIZED ON A SOLAR FURNACE

**Payzylakhanov Myhammad-Sultanhan Sailvalihanovich**

PhD in Physical-Mathematical sciences, Head of the Laboratory;

**Shermatov Javohir Zafarovich**

Research assistant;

**Rajamatov Otabek Tulabboevich**

Research assistant;

**Nodirmatov Erkin Zokirmatovich**

Research assistant

---

Institute of Material Sciences of the Academy of Sciences of Uzbekistan

**Annotation.** Magnetic materials based on ferrite earth-metal elements have high electrical resistivity (104-107 Ohm) and high coercive force (500 kA / m). In this case, the magnetization values of saturation strongly depend on the size of the domains (crystallites). The microstructure as well as the crystallite size of the structured material depend on the technological conditions of the synthesis. Therefore, the control of the microstructure (crystallite size) of the material enables to vary the magnetic properties of the material, since the study of the synthesis of magnetic materials from the melt seems relevant both in fundamental and applied aspects. The purpose of the work is to study the processes of synthesis of magnetic materials – barium ferrites by melting the mixture of initial reagents in the Large Solar Furnace. The methods of X-ray structural analysis, microscopy and the measurements of the physical parameters of the material have been used. The study deals with the formation of the barium hexagonal ferrite  $4(Fe_2O_3)4(FeO)BaFeO_3-X$  and the cubic  $Ba_3Fe_2O_6-X=2(BaO)FeOBaFeO_3-X$ , tetragonal  $BaOFeOBaFeO_3-X$  modifications due to the exposure of concentrated solar radiation of high ( $350 \text{ W/cm}^2$ ) density on  $BaCO_3+Fe_2O_3$  mixture. The modification of the technological process makes possible to obtain a material with high parameters of electrical resistance  $1010 \text{ Ohm}\cdot\text{cm}$ , density  $5 \text{ g/cm}^3$ , magnetodielectric effect  $4.1\%$ . Such materials can be used in electronic circuits to stabilize the frequency, current and voltage amplitude.

**Key words.** magnetic material, solar furnace, structural defects, dielectric constant.

### Введение

В материаловедении особый интерес представляют материалы, обладающие ферромагнитными и сегнетоэлектрическими свойствами. Такие материалы называют мультиферроиками, и они находят широкое применение в микроэлектронике, в частности в спиновой электронике (спинтронике), в сенсорной и СВЧ-технике, в устройствах для записи, считывания и хранения информации и др. [1].

Ферриты на основе систем  $\text{BaO} - \text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SrO} - \text{Fe}_2\text{O}_3$  с гексагональной кристаллической структурой имеют высокое электрическое сопротивление  $10^4 - 10^7$  Ом и большую коэрцитивную силу  $H_c > 0,5 \cdot \text{МА/м}$  и широко применяются в качестве постоянных магнитов, материалов СВЧ-техники и др., что способствует использованию их при высоких частотах.

К фундаментальным особенностям ферритов относится их способность разбиваться на большое число крошечных областей, называемых доменами. Домены отделены друг от друга доменными стенками – переходными областями, в которых магнитные моменты изменяют свое направление, характерное для одного домена, на направление в другом.

Анализ литературных данных показывает, что гексагональные ферриты бария и стронция  $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ ,  $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ , приготовленные из высокочистого сырья по керамической технологии с добавкой оксида бора, при спекании в атмосфере кислорода проявляют магнитоэлектрический эффект [1–5]. Значения мультиферроидных характеристик образцов  $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ ,  $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$  существенно превышают таковые пленочных образцов наиболее изученного классического высокотемпературного мультиферроика  $\text{BiFeO}_3$ .

На сегодняшний день феррит висмута является самым известным и наиболее изученным магнитным ферритом с реализацией маг-

нитных и сегнетоэлектрических характеристик при комнатной температуре. Благодаря этим свойствам с пленками  $\text{BiFeO}_3$  связывают перспективы построения многих приборов на магнитоэлектрическом эффекте [6]. Остаточная намагниченность образцов  $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$  и  $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$  в сотни раз больше остаточной намагниченности для пленочного образца.

Доменная структура ферритов зависит от симметрии кристаллов и часто связана с дисперсностью, а также природой и характером распределения в них дефектов. Размеры зерен, дефекты в кристаллических решетках, их количество и тип зависят от параметров технологического процесса синтеза. Поэтому при синтезе материалов необходимо применять всячески доступные приемы изменения параметров технологического процесса. При выборе метода синтеза мелкодисперсных порошков учитываются химическая природа соединения и требуемые свойства конечного продукта в соответствии с его дальнейшим применением. Методы можно классифицировать по различным принципам. Как было сказано выше, дисперсные свойства конечного материала в большей степени зависят от состояния границы раздела в момент образования твердофазного продукта реакции. При синтезе из газовой фазы образование частиц происходит в результате конденсации или химической реакции компонентов газовой фазы или разложения. Синтез в водных растворах протекает за счет химических реакций обмена, разложения, полимеризации, кристаллизации. В случае твердофазных реакций можно получить только связнодисперсную систему частиц, например, процесс выделения кристаллов при термообработке стекол и керамики [7–9].

Прямое осаждение из газовой фазы (физическое осаждение), как правило, используют для синтеза простых веществ, для оксидов

– реже. Суть метода заключается в последовательном испарении вещества (монокристаллического или порошкообразного), транспортировке его в место осаждения и охлаждения. В работе [9] осаждение наночастиц простого оксида ( $\text{Nb}_2\text{O}_5$ ) проводят на стеклянной подложке при комнатной температуре. Диаметр синтезируемых частиц определяется скоростью осаждения. Порошки оксидов цинка размером от 20 до 40 нм были получены в реакторе с применением солнечных печей для синтеза методом solar physical vapor deposition SPVD [10, 11]. Кристаллическая фаза формируется только после следующей за осаждением термической обработки ( $700^\circ\text{C}$ ).

Нагрев порошковой смеси  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SrO}$  в точке фокусировки лазерного луча ( $\text{CO}_2$ ) приводит к образованию плазмы. После осаждения порошки прокаливаются. Образование чистой кристаллической фазы  $\text{SrAl}_2\text{O}_4$  наблюдается после  $1200^\circ\text{C}$  [12].

Методом лазерной абляции также можно синтезировать частицы оксидов никеля, индия и титана. В работах [13] синтезированные частицы последних соединений характеризуются размерами 10–50 нм.

Анализ показывает, что применяющиеся методы синтеза материалов (конденсация из паровой фазы, механическое измельчение, лазерная абляция, механохимический синтез, термическое разложение, осаждение из водных растворов, золь-гель синтез) в зависимости от типа задач представляют различную эффективность. Синтез в солевом расплаве позволяет получать нанокристаллические слабо агломерированные порошки сложных оксидов с размером частиц до 200 нм. Для получения наноразмерных частиц эффективнее использовать конденсацию из газовой фазы (это не всегда доступно и дорого). Механоактивационный синтез долгий, малоэффективный. Осаждение из водных растворов и золь-гель методы также пригодны для получения наноразмерных частиц с различной степенью

агломерации. Термическое разложение или высокотемпературный синтез непригоден для получения агломерированных наноразмерных частиц. Как показывает анализ результатов исследований, синтез в потоке концентрированного солнечного излучения оказывает наиболее сильное влияние на дефектную структуру структурируемого материала, тем самым появляется возможность контролирования степени дефектности варьированием технологических параметров лучистого нагрева.

Целью данной работы является изучение процессов синтеза магнитных материалов – ферритов бария на Большой Солнечной Печи.

### *Основная часть*

Для получения ферритов бария использовали исходные реактивы: карбонат бария  $\text{BaCO}_3$  ОСЧ 9-3 ТУ 6-09-351-76, карбонат стронция  $\text{BaCO}_3$  ОСЧ 7-2 ТУ 6-09-01-659-91, двуокись железа  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  ОСЧ 2-4 ТУ 6-09-1418-78. Порошки смешивались в необходимой пропорции и брикетировались.

Плавление смеси оксидов железа и карбоната бария производили на фокальной плоскости солнечной печи при воздействии концентрированного светового потока плотностью  $350 \text{ Вт/см}^2$ , с выдержкой в состоянии плавки в течение 15 минут. Расплавы охлаждали на воздухе ( $102 \text{ град/с}$ ) и в проточной воде ( $103 \text{ град/с}$ ). Полученные образцы обозначали А1- и А2-типами.

Расплавы мололи в шаровой мельнице мокрым способом (материал:вода:мельющие тела=1:1:1) в течение 10 часов. Просеивали через сито с ячейками 0,05 мм. Брикетировали во вращающейся печи при температуре  $T=1300^\circ\text{C}$  в течение 1,5 ч, при  $T=1150^\circ\text{C}$  в течение 2,0 ч и при  $T=1000^\circ\text{C}$  в течение 2,0 ч с целью проведения ферритизации. По окончании отжига проводилась закалка брикетов в деионизованной дистиллированной воде, а далее – дробление, грубое измельчение, сухой помол и сверхтонкий мокрый помол в вибромельницах. Операция мокрого помола завер-

шалась по достижении частицами порошка среднего размера 0,3–0,5 мкм.

По завершении мокрого помола проводилась прессовка образцов в виде пластин 15×15×1 мм, а также в виде кубов с ребром а=6,0 мм. Удельное давление прессования составляло 350 кгс/см<sup>2</sup>. Спрессованные образцы проходили сушку в сушильной камере при температуре 40 °С и нормальном атмосферном давлении в течение 12 ч, далее спекались в течение 5 ч при температуре 1200 °С, в течение 6 ч при температуре 1100 °С и в течение 4-5 ч при температуре 900 °С в атмосфере кислорода при нормальном атмосферном давлении.

Полученные образцы обозначали В-типом.

В качестве контрольных использовали образцы феррита бария, спеченные из смеси оксида железа и карбоната бария в электрической печи при 12500 °С (образцы С-типа).

Рентгенофазовый и рентгеноструктурный анализы исследуемых образцов проводились на дифрактометрах «ДРОН-3М» (CuKα –излучение). Длина волны излучения  $\lambda = 0,193728$  нм. При регистрации спектров образцов использовался фильтр из Mn. Фокусировка осуществлялась по методу Брэгга-

Бретано с двумя щелями Соллера. Измерения проводились при комнатной температуре.

Удельное сопротивление измерялось методом вольт-амперных характеристик и двухзондовым методом. При проведении электрофизических измерений использовались медные контакты, нанесенные напылением на установку ВУП=3.

Магнитодиэлектрический эффект (МД-эффект, магнитоёмкость) регистрировался путем изменений диэлектрической проницаемости при внесении образца в магнитное поле:

$$\Delta(\epsilon)/\epsilon(0) = (\epsilon(H) - \epsilon(0))/\epsilon(0),$$

где  $\epsilon(H)$  и  $\epsilon(0)$  – диэлектрическая проницаемость соответственно в магнитном поле и при его отсутствии.

Регистрация магнитодиэлектрического эффекта проводилась в постоянном магнитном поле напряженности  $H = 3,0$  кОе

#### **Морфология образцов А1- и А2-типа.**

На рисунке 1 показаны микроскопические снимки расплавов  $\text{BaCO}_3 + \text{Fe}_2\text{O}_3$ , охлажденных а) на воздухе ( $10^2$  град/с) и б) в проточной воде ( $10^3$  град/с).

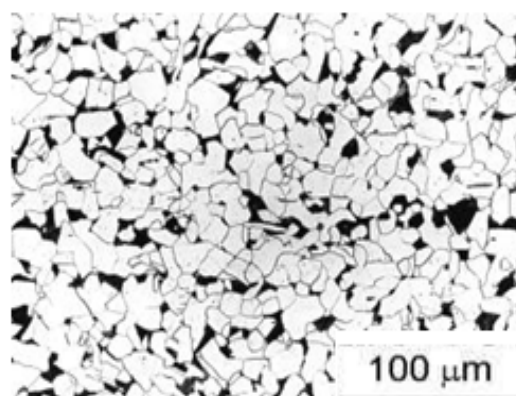
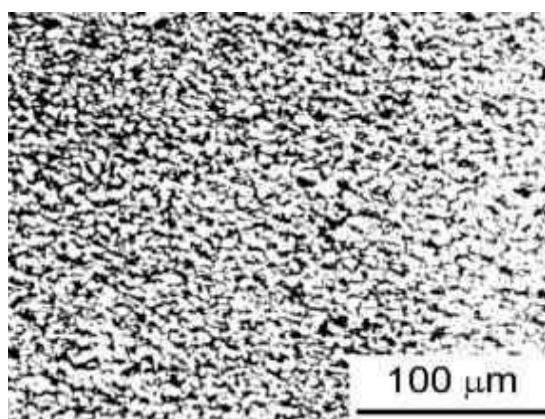


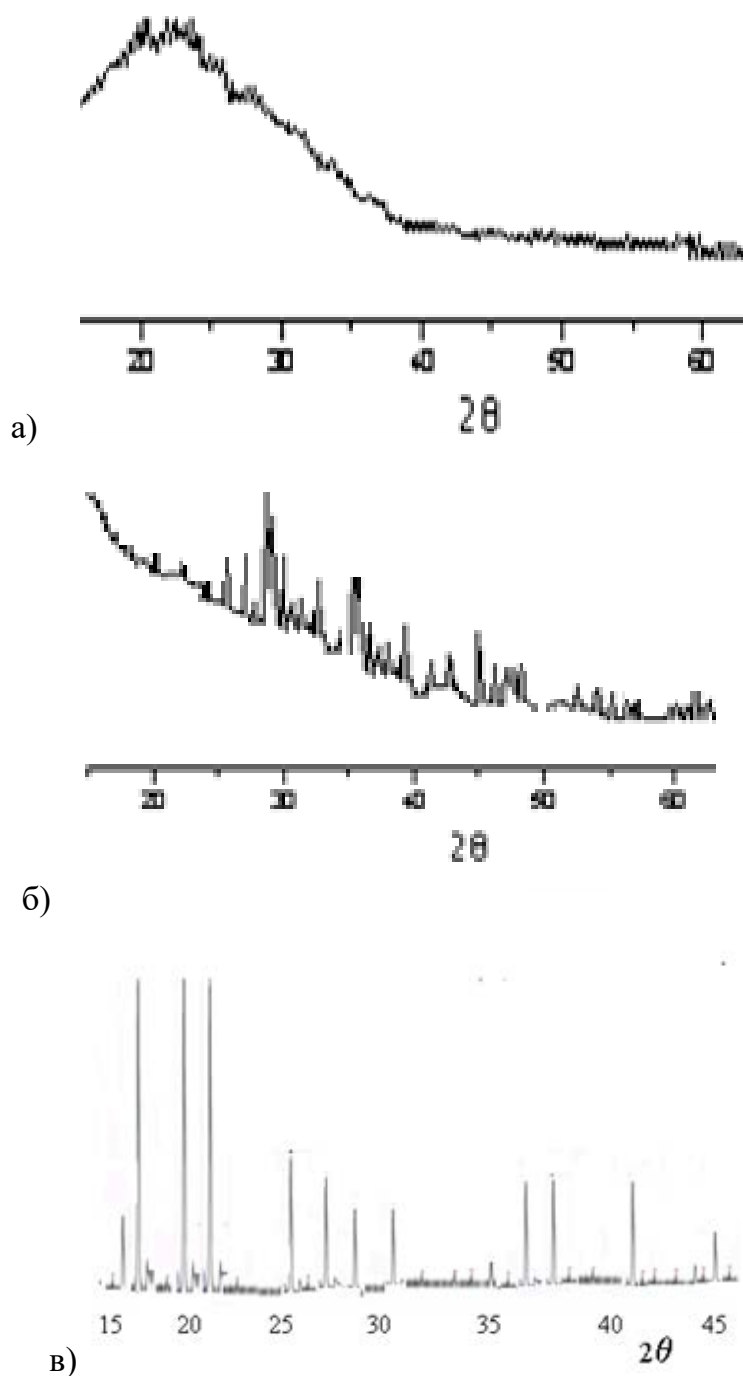
Рис. 1. Микроскопические снимки расплавов  $\text{BaCO}_3 + \text{Fe}_2\text{O}_3$ , охлажденных: а) на воздухе ( $10^2$  град/с) и б) в проточной воде ( $10^3$  град/с)

Анализ микроскопических снимков показал, что расплавы состоят из частиц различного размера и формы. В случае охлаждения на воздухе морфология расплава соответствует мелкозернистому строению с размерами частиц 1-5 мкм, а в случае охлаждения в воде – 10-20 мкм.

На рисунке 2 показаны рентгенограммы

расплавов  $\text{BaCO}_3 + \text{Fe}_2\text{O}_3$ , охлажденных а) на воздухе ( $10^2$  град/с), б) в проточной воде ( $10^3$  град/с), в) – обожженных при температуре  $T = 1300^\circ\text{C}$ .

Из анализа рентгенограмм (рис. 2) расплавов  $\text{BaCO}_3 + \text{Fe}_2\text{O}_3$ , охлажденных а) на воздухе ( $10^2$  град/с) и б) в проточной воде ( $10^3$  град/с), следует, что в зависимости от



а) на воздухе ( $10^2$  град/с); б) в проточной воде ( $10^3$  град/с); в) обожженных при температуре  $T=1300^\circ\text{C}$

**Рис. 2. Рентгенограммы расплавов  $\text{BaCO}_3 + \text{Fe}_2\text{O}_3$ , охлажденных:**

скорости охлаждения можно получить материал в различной степени аморфности. Закалка в воде позволяет фиксировать аморфное состояние вещества. В то же время охлаждение в воздухе на поверхности водоохлаждаемой подложки приводит к смеси аморфной и кристаллической фаз – стеклокристаллический материал.

Рентгенодифракционные исследования показали, что образцы, обожженные при температуре  $T = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ , являлись поликристаллическими и представляли собой смесь фаз феррита бария различной модификации – гексагональный феррит бария  $4(\text{Fe}_2\text{O}_3)4(\text{FeO})\text{BaFeO}_3\text{-X}$  с параметрами решетки  $a=5,86$ ,

$c=23,2$  А, кубический  $\text{Ba}_3\text{Fe}_2\text{O}_6\text{-X}=2(\text{BaO})\text{FeOBaFeO}_3\text{-X}$  с параметром  $a=16,79$  А, тетрагональный  $\text{BaOFeOBaFeO}_3\text{-X}$  с параметрами  $a=5,98$ ,  $c=13,93$  А.

Для получения ферритов бария использовали исходные реактивы карбонат бария  $\text{BaCO}_3$  ОСЧ 9-3 ТУ 6-09-351-76, двуокись железа  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  ОСЧ 2-4 ТУ 6-09-1418-78. Порошки смешивались в необходимой пропорции и брикетировались.

Технология плавления, охлаждения и обжига была подобной технологии получения ферритов бария.

В таблице 1 приведены результаты LCR измерений феррита бария в зависимости от типа образцов.

Таблица 1

Результаты LCR измерений феррита бария

Образцы	$\epsilon$	C, $\mu\text{F}$
Закалка в воде	22340	920
Медленное охлаждение на воздухе	19210	790
Спеченные после закалки	14600	600
Твердофазный синтез в электрической печи	7450	540

Как видно из таблицы 1, образцы А-типа проявляют повышенные диэлектрические свойства по сравнению с образцами В- и С-типов.

На рисунке 3 приведена зависимость диэлектрической проницаемости образцов А1-типа, обожженных при различных температурах.

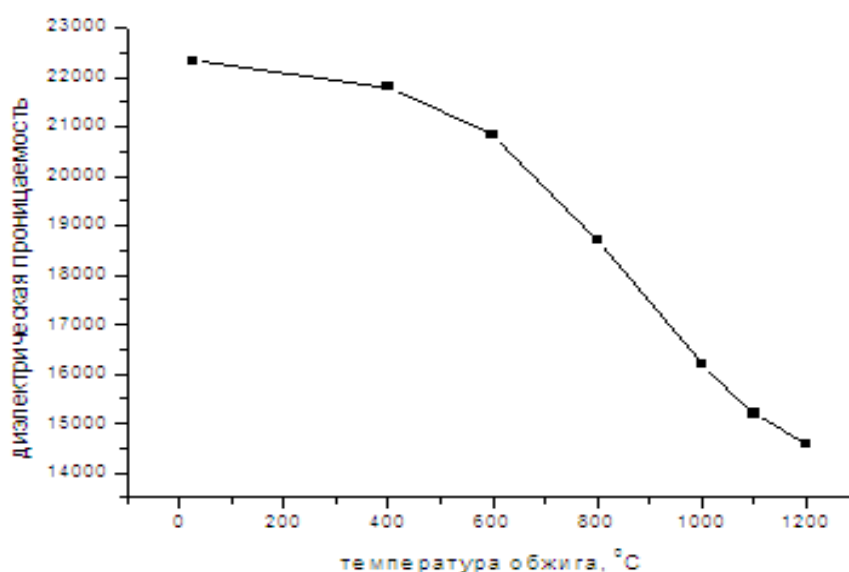


Рис. 3. Зависимость диэлектрической проницаемости образцов А1-типа, обожженных при различной температуре

Из рисунка 3 видно, что с ростом температуры обжига диэлектрическая проницаемость уменьшается по сравнению с плавленным образцом. Это связано с тем, что при плавлении на солнечной печи под воздействием концентрированного солнечного излучения высокой плотности образуются большое количество дефектов структуры типа вакансии по кислороду преимущественно в приграничных областях, что обуславливает повышение диэлектрической проницаемости. Эти дефекты обжигаются при термических обжигах в воздушной среде, и наблюдается уменьшение диэлектрической проницаемости материала.

Вследствие большого различия температур сегнетоэлектрического (ТФЕ=750–770 К) и ферромагнитного (ТФМ=105 К) фазовых переходов магнитодиэлектрический эффект (МДЭ) в манганите висмута  $\text{BiMnO}_3$  проявляется очень слабо (–0,6% при магнитной индукции  $B=9 \text{ Т}$  [29,30]). Для увеличения МДЭ используют сближение температур ТФЕ и ТФМ путем замещения части ионов  $\text{Bi}$  ионами  $\text{La}$ . Манганит лантана-висмута  $\text{Bi}_{1/2}\text{La}_{1/2}\text{MnO}_3$  испытывает ферромагнитный фазовый переход при температуре ТФМ=120 К [31], и в нем можно ожидать достаточно сильный МДЭ. Количественной мерой МДЭ являются магнитодиэлектрический коэффициент  $MD$  и магнитоэлектрический коэффициент диэлектрических потерь  $ML$ , рассчитываемые по формулам:

$$MD(B) = \frac{\epsilon'(B) - \epsilon'(0)}{\epsilon'(0)}, \quad ML(B) = \frac{\epsilon''(B) - \epsilon''(0)}{\epsilon''(0)}$$

где  $\epsilon = \epsilon' - i\epsilon''$  – комплексная диэлектрическая проницаемость материала,  $\epsilon'$  и  $\epsilon''$  – ее действительная и мнимая части,  $\epsilon(B)$  и  $\epsilon(0)$  – диэлектрические проницаемости, измеренные в переменном электрическом поле с круговой частотой  $\omega=2\pi f$  и напряженностью  $E$  в присутствии и в отсутствие постоянного магнитного поля с напряженностью  $H$  и индукцией  $B$ .

Из предыдущих выводов можно заключить, что существующие термические (твердофазные реакции при высоких температурах ( $T_{\text{син}} < T_{\text{пл}}$ ) и химические (реакции в растворах) способы не позволяют получить однофазный феррит висмута. В этом аспекте научный интерес представляет вопрос синтеза из расплава, полученного воздействием на вещество концентрированного светового излучения высокой плотности, при котором соединения образуются при реакциях в расплавах, а затем такое состояние фиксируется закалкой.

Используя преимущества синтеза материалов путем воздействия концентрированного лучистого потока (возможность осуществлять значительный перегрев расплава благодаря большой мощности печи, а также различные методы охлаждения расплава), можно варьировать фазовый состав и микроструктуру конечного продукта, регулируя тем самым его свойства. Кроме того, получение ситаллов по керамической технологии, в отличие от широко распространенной стекольной, является в настоящее время особенно актуальной, так как она менее жестко регламентирована химическим составом исходных стекол, что, в свою очередь, облегчает получение стеклокристаллических материалов с заданным уровнем свойств.

Таблица 2  
Мультиферроидные свойства полученной гексагональной ферритовой керамики  $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$  и  $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$  в сравнении с аналогичными свойствами  $\text{BiFeO}_3$ .

Материал	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Удельное электро-сопротивление, Ом см	Магнито-диэлектрический эффект, %
$\text{BiFeO}_3$	4,89–4,92	(1–2) 1010	1,0
$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$	4,95–4,99	(4–9) 1010	4,18
$\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$	5,00–5,12	(5–9) 106	4,12



Полученные результаты позволяют заключить, что гексагональные ферриты бария и стронция, приготовленные из высококачественного сырья по расплавной технологии, при спекании на воздухе являются прекрасными высокотемпературными мультиферроиками. Данный вывод подтверждается наглядно представленными в таблице 2 данными.

Как видно из табл. 2, магнитодиэлектрический эффект материалов, синтезированных из расплава на солнечной печи (образцы А-типа) составов  $BaFe_{12}O_{19}$  и  $SrFe_{12}O_{19}$ , на порядки превышает таковые для образцов, полученных по керамической технологии. При этом следует отметить, что значения магнитодиэлектрического эффекта в 4 раза выше в случае образцов гексагональных ферритов бария и стронция по сравнению с эффектом, наблюдаемым на образцах феррита висмута.

Таким образом, мультиферроидные свойства гексагональной поликристаллической керамики  $BaFe_{12}O_{19}$  и  $SrFe_{12}O_{19}$  существенно превышают таковые для феррита висмута  $BiFeO_3$ .

Следует отметить, что в настоящей работе впервые удалось реализовать проявление мультиферроидных свойств в гексагональных ферритах бария и стронция, полученных по расплавной технологии. Благодаря такой модификации технологического процесса удалось повысить удельное сопротивление образцов до величины  $10^{10}$  Ом·см.

Внешнее магнитное поле приводит к уменьшению величины диэлектрической про-

ницаемости и росту тангенса угла диэлектрических потерь. Полученные закономерности свидетельствуют о возникновении в композитах магнитострикционной деформации под действием магнитного поля, приводящей к диэлектрическому отклику пьезоэлектрических зерен.

Следовательно, ферриты висмута, бария и стронция, синтезированные на базе прекурсоров – оксидов железа и висмута, карбонатов бария и стронция, плавящихся на солнечной печи, имеют более плотную структуру, низкий коэффициент термического расширения по сравнению с традиционно синтезируемым ферритом висмута. Технология создания керамических материалов на основе феррита висмута требует тщательной регламентации физико-химического состояния исходных веществ.

Как видно из вышеприведенного, с ростом температуры обжига диэлектрическая проницаемость уменьшается по сравнению с плавленным образцом. Это связано с тем, что при плавлении на солнечной печи под воздействием концентрированного солнечного излучения высокой плотности образуется большое количество дефектов структуры типа вакансии по кислороду преимущественно в приграничных областях, что обуславливают повышение диэлектрической проницаемости [14-18]. Эти дефекты обжигаются при термических обжигах в воздушной среде, и наблюдается уменьшение диэлектрической проницаемости материала.

### Источники и литература

1. Пятаков А.П., Звездин А.К. *Магнитоэлектрические материалы и мультиферроики*. // УФН. – 2012. – Т.186. – №2. – С. 593-620.
2. Амиров А.А., Батдалов А.Б., Каллаев С.Н. и др. *Особенности тепловых, магнитных и диэлектрических свойств мультиферроиков  $BiFeO_3$  и  $Bi_{0.95}La_{0.05}FeO_3$*  // ФТТ. – 2009. – Т. 51. – Вып. 6. – С. 1123-1126.
3. Wang J., Neaton J.B., Zheng H. et. al. *Epitaxial  $BiFeO_3$  Multiferroic Thin Film Heterostructures*// Science. – 2003. – Vol. 299. – P. 1719-1722.
4. Костишин В.Г., Крупа Н.Н., Невдача В. // *Инженерный вестник Дона*. – 2013. – №3. – С. 1–7.
5. Звездин А.К., Пятаков А.П. *Магнитоэлектрические материалы и мультиферроики* // УФН, 2012. – Т. 182. – № 6. – С. 593-620.
6. Гаврилюк А.Г., Стружкин В.В., Любутин И.С., Троян И.А. *Уравнение состояния и структурный переход при высоком гидростатическом давлении в кристалле  $BiFeO_3$* // *Письма в журнал эксперимен-*

тальной и теоретической физики. – 2007. – Т. 86 – №3. – С. 226-230.

7. Морозов М.И. и др. Особенности образования  $\text{BiFeO}_3$  в смеси оксидов висмута и железа (III) // Журнал общей химии. – 2003. – Т. 73. – вып. 11. – С. 1772-1776.

8. Bernardo M.S. Reaction pathways in the solid state synthesis of multiferroic  $\text{BiFeO}_3$  // J. of the European Ceramic Society. – 2011. – Vol. 31. – P. 3047-3053.

9. Костишин В.Г., Панина Л.В., Кожитов Л.В., Тимофеев А.В., Зюзин А.К., Ковалев А.Н. О возможности синтеза гексагональной ферритовой керамики  $\text{BaFe}_2\text{O}_9$ ,  $\text{SrFe}_2\text{O}_9$  и  $\text{PbFe}_2\text{O}_9$  с мультиферроидальными свойствами // Журнал технической физики. – 2015. – Т. 85. – Вып. 8. – С. 85-90.

10. Dutta D. P. et al. Magnetic, ferroelectric and magnetocapacitive properties of sonochemically synthesized Sc-doped  $\text{BiFeO}_3$  nanoparticles // The Journal of Physical Chemistry C. – 2013. – Т. 117. – №. 5. – С. 2382-2389.

11. Dhawan S., Dhawan T., Vedeshwar A. G. Growth of  $\text{Nb}_2\text{O}_5$  quantum dots by physical vapor deposition // Materials Letters. – 2014. – Т. 126. – С. 32-35.

12. Claude J. A. Monty Characterization and properties of nanophases prepared by solar physical vapor deposition (SPVD) in the solar reactor heliotron. // Journal for Science and Engineering, – 2010. – Vol. 35. – P. 189-193.

13. Ait Ahcene T., Monty C. Preparation by solar physical vapor deposition (SPVD) and nanostructural study of pure and Bi doped  $\text{ZnO}$  nanopowders, Journal of the European Ceramic Society. – 2007. – Vol. 27. – P. 3413-3424.

14. Abdurakhmanov A.A., Paizullakhanov M.S., Akhadov Z. Synthesis of calcium aluminates on the big solar furnace // Applied Solar Energy. – Vol. 48 (2). – P. 129-131.

15. Abdurakhmanov A.A., Faiziev S.A., Akbarov R.Y., Suleimanov S.K., Rumi M.K. Properties of pyroxene glass ceramics, heat treated in the Big Solar Furnace // Applied Solar Energy. – Vol. 45 (1). – P. 45-47.

16. Akbarov R.Y., Paizullakhanov M.S. Characteristic Features of the Energy Modes of a Large Solar Furnace with a Capacity of 1000 kW // Applied Solar Energy. – Vol. 54 (2). – P. 99-109.

17. Paizullakhanov M.S., Faiziev S.A., Nurmatov S.R., Shermatov Z.Z. Synthesis features of barium titanate in the field of concentrated light energy // Applied Solar Energy. – Vol. 49 (4). – P. 248-250.

18. Wang J., Neaton J.B., Zheng H. et. al. Epitaxial  $\text{BiFeO}_3$  Multiferroic Thin Film Heterostructures // Science. – 2003. – Vol. 299. – P. 1719-1722.

---

#### Рецензент:

Ашуров Х., д.т.н., директор Института ионно-плазменных и лазерных технологий