

06

О возможности синтеза гексагональной ферритовой керамики $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$, $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ и $\text{PbFe}_{12}\text{O}_{19}$ с мультиферроидальными свойствами

© В.Г. Костишин,¹ Л.В. Панина,¹ Л.В. Кожитов,¹ А.В. Тимофеев,¹ А.К. Зюзин,² А.Н. Ковалев¹

¹ Национальный исследовательский технологический университет „МИСиС“, 119049 Москва, Россия

² Научно-технический институт межотраслевой информации, 125252 Москва, Россия
e-mail: drvgkostishyn@mail.ru

(Поступило в Редакцию 28 января 2015 г.)

Изучена возможность получения методом керамической технологии гексагональных ферритов бария, стронция и свинца типа М с мультиферроидными свойствами. При использовании модифицированной керамической технологии (применялось особо чистое исходное сырье, добавка V_2O_5 , спекание проводилось в атмосфере кислорода) впервые получены образцы $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ и $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ с интенсивными мультиферроидными свойствами при комнатной температуре. В то же время используемая технология не позволила получить образцы $\text{PbFe}_{12}\text{O}_{19}$ с проявлением сегнетоэлектричества. Проведено сравнение мультиферроидных характеристик полученных образцов с характеристиками классического высокотемпературного мультиферроидика BiFeO_3 , а также характеристиками ферритовой керамики $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$, $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ и $\text{PbFe}_{12}\text{O}_{19}$, полученной по технологии полимерных прекурсоров. Предложен механизм для объяснения мультиферроидных свойств образцов гексагональной ферритовой керамики, отмечено важное практическое значение полученных результатов.

Введение

Последнее десятилетие характеризуется повышенным интересом физиков и инженеров к мультиферроикам — материалам, проявляющим существенную взаимосвязь магнитных и электрических свойств [1]. Открытие материалов, проявляющих магнитоэлектричество при комнатных температурах, породило целый бум научных изысканий в этой области, направленных на исследование таких материалов, а также на изучение возможностей построения на их основе новых приборов (сенсоров магнитного поля, электрически переключаемых постоянных магнитов, устройств магнитной памяти и спиновой электроники, устройств СВЧ-техники, магноники, магнитофотоники и т.п.) с принципом работы на магнитоэлектрическом (МЭ) эффекте в условиях окружающей среды. Характерно, что известные на сегодняшний день высокотемпературные мультиферроики обладают слабыми магнитными свойствами [1]. Для практических задач магнитоэлектроники, в частности для создания электрически управляемых магнитов, потребуются мультиферроики с большими значениями намагниченности и коэрцитивной силы. Претендентами на эту роль могут быть соединения, созданные на базе гексагональных ферритов.

Цель настоящей работы — исследование возможности проявления мультиферроидных свойств классической ферритовой керамикой типа М, — ферритами состава $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$, $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ и $\text{PbFe}_{12}\text{O}_{19}$.

1. Экспериментальная часть

1.1. Синтез гексагональной ферритовой керамики $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$, $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ и $\text{PbFe}_{12}\text{O}_{19}$

Все приготовленные образцы представляли собою стехиометрические соединения $\text{BaO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$, $\text{SrO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ и $\text{PbO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ и были получены путем твердофазной реакции между окисью бария, окисью стронция, окисью свинца и окисью железа в процессе термической обработки.

Исходными реагентами являлись карбонат бария BaCO_3 ОСЧ 9-3 ТУ 6-09-351-76, карбонат стронция SrCO_3 ОСЧ 7-2 ТУ 6-09-01-659-91, оксид свинца PbO ОСЧ 22-3 ТУ 6-09-5282-86 и двуокись железа Fe_2O_3 ОСЧ 2-4 ТУ 6-09-1418-78. Порошки смешивались в необходимой пропорции и брикетировались. Брикетыв отжигались во вращающейся печи при температуре $T = 1300^\circ\text{C}$ в течение 1.5 h, при $T = 1150^\circ\text{C}$ в течение 2.0 h и при $T = 1000^\circ\text{C}$ в течение 2.0 h с целью проведения ферритизации. По окончании отжига проводилась калка брикетов в деионизованной дистиллированной воде, а далее — дробление, грубое измельчение, сухой помол и сверхтонкий мокрый помол в вибромельницах. Операция мокрого помола завершалась по достижении частицами порошка среднего размера 0.3–0.5 μm . По завершении мокрого помола проводилась прессовка образцов в виде пластин $15 \times 15 \times 1 \text{ mm}$, а также в виде кубов с ребром $a = 6.0 \text{ mm}$. Удельное давление прессования составляло 350 kgf/cm^2 . Спрессованные образцы проходили сушку в сушильной камере при температуре

40°С и нормальном атмосферном давлении в течение 12 h, далее спекались в течение 5 h при температуре 1200°С, в течение 6 h при температуре 1100°С и в течение 4–5 h при температуре 900°С в атмосфере кислорода при нормальном атмосферном давлении.

После операции сухого помола в шихту каждого вида получаемой ферритовой керамики добавлялась окись бора B_2O_3 ОСЧ 12-3 ТУ 6-09-3558-78 в количестве 0.5–1.5 wt.% с целью получения в феррите мелкозернистой структуры и высокоомной прослойки между зернами. Имея температуру плавления 450°С, B_2O_3 в процессе нагрева шихты преобразуется в жидкость и, „обволакивая“ частицы образующихся зерен феррита, ограничивает их рост, делая структуру мелкозернистой. Являясь хорошим диэлектриком, оксид бора в виде прослоек существенно уменьшает электрическую проводимость между зернами феррита, и таким образом, позволяет получить в ферритовой керамике высокое удельное сопротивление.

По окончании процесса спекания проводилось естественное охлаждение образцов каждого состава до комнатной температуры. В соответствии с представленной технологией были изготовлены по 10 штук образцов каждого состава.

Для проведения исследований обе стороны каждого образца-пластинки шлифовались и полировались до 14-го класса чистоты.

2. Методика экспериментальных исследований

Рентгенофазовый и рентгеноструктурный анализы исследуемых образцов проводились на дифрактометрах „ДРОН-3М“ (CuK_α -излучение, графитовый монохроматор) и „Гайгерфлекс“ фирмы Rigaku. В последнем случае в качестве источника рентгеновского излучения использовалась трубка с железным анодом (рабочий ток 25 mA, напряжение 25 kV). Длина волны излучения $\lambda = 0.193728$ nm. При регистрации спектров образцов использовался фильтр из Mn. Фокусировка осуществлялась по методу Брэгга-Бретано с двумя щелями Соллера. Измерения проводились при комнатной температуре.

Магнитные характеристики объектов исследования измерялись на вибромагнитометре EG&G PARC (США) при комнатной температуре и нормальном атмосферном давлении. Для проведения измерений на вибромагнитометре из образцов в виде куба были изготовлены сферы диаметром 4–4.5 mm. Удельное сопротивление измерялось методом вольт-амперных характеристик и двузондовым методом. В качестве измерителя малых токов применялся электрометр „Keithley 6514“. При проведении электрофизических измерений использовались электроды на основе серебряной пасты, а также на основе (In, Ga)-эвтектики. Оба типа электродов позволяли создать хороший омический контакт, тип электродов

не влиял на результаты измерений. Магнитоэлектрический эффект определялся путем измерения напряжения, возникающего на образце при наложении на него переменного магнитного поля. Величина магнитоэлектрического эффекта характеризовалась магнитоэлектрическим коэффициентом α_{ME} , определяющимся из выражения

$$\alpha_{ME} = \frac{dE}{dH} = \frac{dU}{hdH}, \quad (1)$$

где h — толщина образца, dH — величина приложенного переменного магнитного поля, dU — величина напряжения, возникающая на концах образца при приложении переменного магнитного поля. Переменное магнитное поле создавалось парой катушек Гельмгольца. Амплитуда переменного магнитного поля составляла 500–550 A/m, частота $f = 50$ kHz.

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

$$\frac{\Delta(\epsilon)}{\epsilon(0)} = \frac{\epsilon(H) - \epsilon(0)}{\epsilon(0)}, \quad (2)$$

где $\epsilon(H)$ и $\epsilon(0)$ — диэлектрическая проницаемость в магнитном поле и при его отсутствии соответственно. Регистрация магнитодиэлектрического эффекта проводилась в постоянном магнитном поле напряженности $H = 3.0$ kOe.

Петля диэлектрического гистерезиса объектов исследования регистрировалась по схеме Соьера-Тауэра [2]. Использовалось переменное напряжение промышленной частоты 50 Hz, величина напряжения варьировалась в пределах $U = 0$ –2000 V.

3. Результаты и их обсуждение

Рентгено-дифракционные исследования показали, что образцы являлись поликристаллическими однофазными и представляли собой соответственно гексагональный феррит бария с параметрами решетки $a = 5.86$ Å,

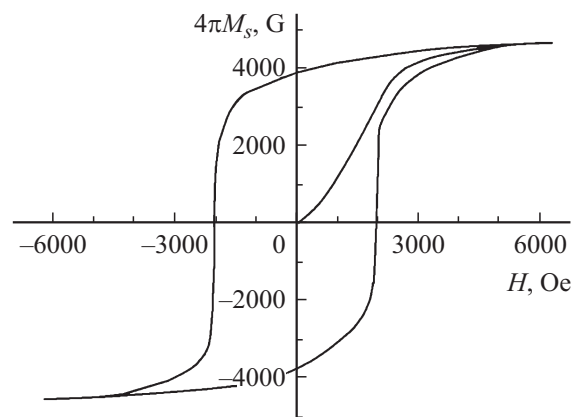


Рис. 1. Характерная петля магнитного гистерезиса полученных образцов гексагональной ферритовой керамики $BaFe_{12}O_{19}$.

Таблица 1. Основные характеристики образцов полученной гексагональной ферритовой керамики $BaFe_{12}O_{19}$, $SrFe_{12}O_{19}$ и $PbFe_{12}O_{19}$

Полученные образцы	Намагниченность насыщения $4\pi M_s, G$	Остаточная намагниченность $4\pi M_r, G$	Коэрцитивная сила по намагниченности J_{Hc}, Oe	Плотность $\gamma, g/cm^2$	Удельное сопротивление $\rho, \Omega \cdot cm$	Температура Нееля $T_N, ^\circ C$	МЭ-коэффициент $\alpha_{ME}, V/A$	МД-эффект, %
$BaFe_{12}O_{19}$	4760–4775	3640–3700	1900–2000	4.89–4.92	$(1-2) \cdot 10^{10}$	447	0.031–0.033	4.12–4.25
$SrFe_{12}O_{19}$	3450–3570	2420–2650	3400–3500	4.95–4.99	$(9-9) \cdot 10^9$	456	0.30–0.31	4.08–4.17
$PbFe_{12}O_{19}$	2450–2700	1600–1800	2200–2600	5.00–5.10	$(5-9) \cdot 10^6$	437	–	–

$c = 23.2 \text{ \AA}$, гексагональный феррит стронция с параметрами решетки $a = 5.88 \text{ \AA}$, $c = 23.03 \text{ \AA}$ и гексагональный феррит свинца с параметрами решетки $a = (5.775-5.786) \text{ \AA}$, $c = (23.117-23.120) \text{ \AA}$.

В табл. 1 представлены значения основных характеристик объектов исследования.

На рис. 1 представлена характерная петля магнитного гистерезиса полученных образцов поликристаллов $BaFe_{12}O_{19}$. Форма петли и значения магнитных характеристик образцов аналогичны полученным по традиционной промышленной технологии [3]. Такого же типа петлю гистерезиса имели полученные образцы гексагональной ферритовой керамики $SrFe_{12}O_{19}$ и $PbFe_{12}O_{19}$.

На рис. 2 представлены характерные для полученной керамики $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$ сегнетоэлектрические петли гистерезиса.

По данным проведенных исследований максимальная поляризация образцов керамики $BaFe_{12}O_{19}$ составляла $P_m = (48.0-49.5) \mu C/cm^2$, остаточная поляризация $P_r = (28.0-29.5) \mu C/cm^2$ и электрическое коэрцитивное поле $E_C = (115-120) kV/m$, а для образцов керамики $SrFe_{12}O_{19}$ максимальная поляризация $P_m = (43.0-45.5) \mu C/cm^2$, остаточная поляризация $P_r = (22.5-24.5) \mu C/cm^2$ и электрическое коэрцитивное поле $E_C = (210-216) kV/m$.

К сожалению, ни для одного из 10 образцов $PbFe_{12}O_{19}$ зарегистрировать сегнетоэлектрическую петлю гистерезиса не удалось. Причиной такого результата являлись существенные токи утечки, имеющие место из-за низкого удельного сопротивления образцов (в соответствии с экспериментальными данными (табл. 1), ρ образцов керамики $PbFe_{12}O_{19}$ на три порядка и более меньше значения ρ образцов ферритов $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$). Столь низкие значения удельного сопротивления образцов гексаферрита свинца, по всей видимости, следует объяснять их нестехиометрией, формирующейся вследствие высокой летучести ионов свинца как в процессе ферритизации, так и в процессе отжига [3]. В пользу нестехиометрии полученной в настоящей работе ферритовой керамики $PbFe_{12}O_{19}$ говорит существенный разброс удельного сопротивления, плотности, магнитных параметров (табл. 1) и параметра решетки.

Для многих задач магнитоэлектроники возможность управления магнитными характеристиками материала с

помощью электрического поля является весьма актуальной проблемой, поскольку последнее в планарной технологии с использованием конденсаторов существенно проще создавать, чем магнитное поле с помощью катушек с токами. В рамках настоящего исследования проводилось также изучение влияния электрического поля на петли магнитного гистерезиса образцов керамики $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$. Для феррита $BaFe_{12}O_{19}$ результаты представлены на рис. 3.

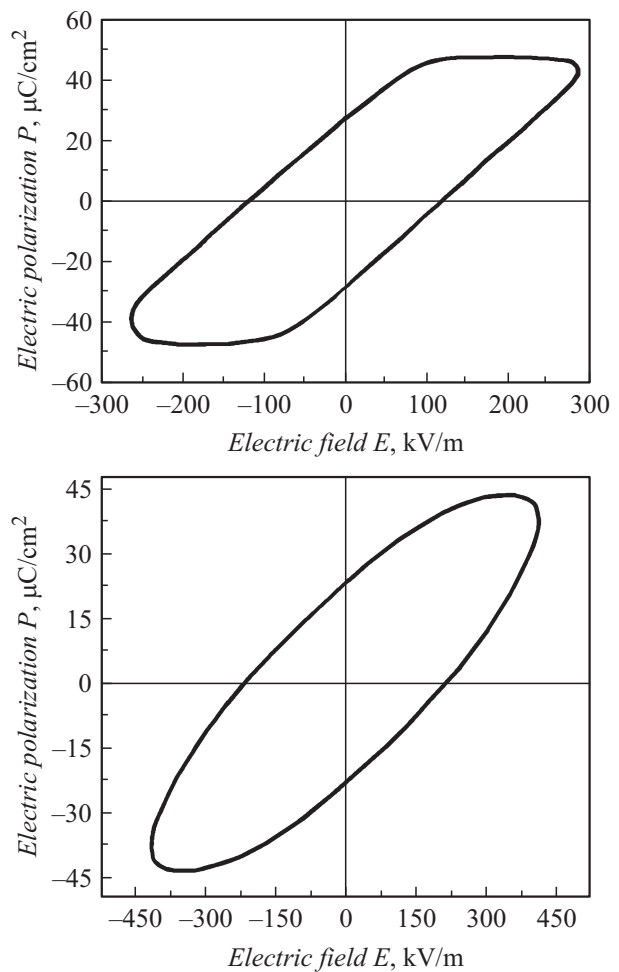


Рис. 2. Характерные петли сегнетоэлектрического гистерезиса полученных образцов гексагональной ферритовой керамики: вверху — $BaFe_{12}O_{19}$, внизу — $SrFe_{12}O_{19}$.

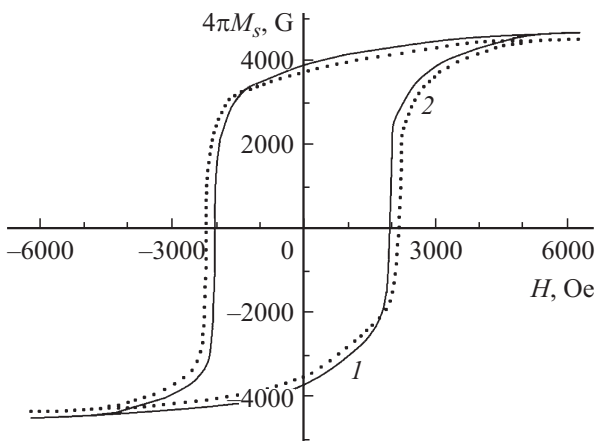


Рис. 3. Влияние приложенного электрического поля на петлю магнитного гистерезиса полученных образцов гексагональной ферритовой керамики $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$: 1 — исходная петля, 2 — петля после приложения к образцу электрического поля $E = 20 \text{ kV/cm}$ ($\mathbf{E} \perp \mathbf{H}$).

Как видно из рис. 3, воздействие электрического поля на поликристаллический образец $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ приводит к уменьшению остаточной намагниченности и увеличению коэрцитивного поля. При воздействии электрического поля напряженностью $E = 20 \text{ kV/cm}$ остаточная намагниченность изученных образцов $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ уменьшалась на 5–8%, а коэрцитивная сила росла на 6–8%. Для образцов феррита $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ было зафиксировано уменьшение намагниченности насыщения на 8–10% и рост коэрцитивной силы на 6–8%.

4. Обсуждение полученных результатов

Полученные результаты позволяют заключить, что гексагональные ферриты бария и стронция, приготовленные из высокочистого сырья по керамической технологии с добавкой оксида бора, при спекании в атмосфере кислорода являются прекрасными высокотемпературными мультиферроиками. Данный вывод хорошо подтверждает наглядно представленное в табл. 2 сравне-

ние мультиферроидных свойств $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$, $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ и BiFeO_3 [4–8].

На сегодняшний день феррит висмута является самым известным и наиболее изученным мультиферроиком с реализацией магнитных и сегнетоэлектрических характеристик при комнатной температуре. Благодаря этим свойствам, с пленками BiFeO_3 связывают перспективы построения многих приборов на магнитоэлектрическом эффекте [1]. Как видно из табл. 2, остаточная намагниченность полученных в настоящей работе образцов $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ и $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ в 380 и в 260 раз больше остаточной намагниченности для объемного образца BiFeO_3 , в 34 и в 24 раза больше остаточной намагниченности пленочного соответственно. Максимальная поляризация полученных образцов $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ и $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ сравнима с максимальной поляризацией пленок BiFeO_3 , МЭ — коэффициент в 8.4 и в 7.8 раз выше, а магнитоэлектрический коэффициент — в 4.2 и в 4.12 раз выше соответственно. Таким образом, мультиферроидные свойства гексагональной поликристаллической керамики $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ и $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ существенно превышают аналогичные свойства пленок BiFeO_3 .

Следует отметить, что в настоящей работе впервые удалось реализовать проявление мультиферроидных свойств в гексагональных ферритах бария и стронция типа М, полученных по керамической технологии. Успех получен благодаря тому, что классическая керамическая технология была модифицирована: использовалось исходное сырье типа ОСЧ, применялась легкоплавкая добавка V_2O_5 , спекание образцов проводилось в атмосфере кислорода. Благодаря такой модификации технологического процесса удалось повысить удельное сопротивление образцов до величины $\sim 10^{10} \Omega\cdot\text{cm}$. Существенная роль величины удельного сопротивления при регистрации магнитоэлектрических и сегнетоэлектрических эффектов в магнитных материалах отмечается во многих работах. Так, в [9] отмечено, что повышенная проводимость образцов гексаферритов $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$, $\text{SrCo}_2\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$, $\text{Sr}_2\text{Co}_2\text{Fe}_{12}\text{O}_{22}$, $\text{Sr}_3\text{Co}_2\text{Fe}_{12}\text{O}_{22}$, $\text{Sr}_2\text{Co}_2\text{Fe}_{28}\text{O}_{46}$ и др., синтезированных по обычной керамической технологии, не позволила реализовать их поляризацию в оптимальном режиме и провести изучение МЭ-эффекта. В [10] сообщается, что для композитов $x\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}-(1-x)\text{BaTiO}_3$ ($x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$ и 1.0), полученных по золь-

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 пленок BiFeO_3

Материал	Свойство			
	Остаточная намагниченность $4\pi M_r$, G	Максимальная поляризация P , $\mu\text{C}/\text{cm}^2$	МЭ-коэффициент α_{ME} , V/A	Магнито-диэлектрический эффект, %
BiFeO_3	< 9.6 [4] объемный образец 107 [5] пленка	55–100 [6]	0.0038 [7]	1.0 [8]
$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$	3670	50	0.032	4.18
$\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$	2535	44	0.030	4.12

Таблица 3. Сравнение основных сегнетоэлектрических характеристик гексагональных ферритов типа М $BaFe_{12}O_{19}$, $SrFe_{12}O_{19}$ и $PbFe_{12}O_{19}$, полученных по модифицированной керамической технологии и по технологии полимерных прекурсоров

Гексаферрит	Модифицированная керамическая технология		Технология полимерных прекурсоров	
	остаточная поляризация $P_r, \mu C/cm^2$	электрическое коэрцитивное поле $E_C, kV/m$	остаточная поляризация $P_r, \mu C/cm^2$	электрическое коэрцитивное поле $E_C, kV/m$
$BaFe_{12}O_{19}$	29.0	117.5	11.8 [11]	6.0 [11]
$SrFe_{12}O_{19}$	23.5	213.0	15.0 [12]	14.6 [12]
$PbFe_{12}O_{19}$	—	—	33.5 [13]	96.0 [13]

гель технологии, из-за наличия токов утечки качественные петли сегнетоэлектрического гистерезиса удавалось зарегистрировать только для композитов с содержанием $x \leq 0.3$.

Об интенсивном сегнетоэлектрическом эффекте в гексагональной ферритовой керамике $BaFe_{12}O_{19}$, $SrFe_{12}O_{19}$ и $PbFe_{12}O_{19}$, полученной по технологии полимерных прекурсоров, сообщается в [11–13] соответственно.

В табл. 3 представлено сравнение основных сегнетоэлектрических характеристик ферритовой керамики бария, стронция и свинца типа М, полученной в настоящей работе по модифицированной керамической технологии и в [11–13], полученной по технологии полимерных прекурсоров.

Как видно из табл. 3, значение остаточной поляризации для всех ферритов независимо от технологии их получения одного порядка и находится в пределах $(11.8–33.5) \mu C/cm^2$. Величина электрического коэрцитивного поля образцов ферритов, полученных по модифицированной керамической технологии, того же порядка, что и коэрцитивное поле для феррита $PbFe_{12}O_{19}$, полученного по технологии полимерных прекурсоров, и на порядок больше значения E_C для ферритов $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$, полученных по технологии полимерных прекурсоров.

Обнаруженное в настоящей работе у $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$ сегнетоэлектричество можно объяснить реализацией следующих механизмов.

1. Фиксацией 180° -ных доменных стенок на границах зерен феррита, образованных диэлектрической прослойкой B_2O_3 , и возникновением электрической поляризации в направлении, перпендикулярном поверхности искривленной стенки.

2. Наличие нецентросимметричного искаженного октаэдра FeO_6 в гексагональных элементарных ячейках $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$ приводит к возникновению электрических дипольных моментов и, таким образом, к спонтанной электрической поляризации.

Заключение

Впервые обнаружены при комнатной температуре интенсивные мультиферроидные свойства у образцов гексагональной ферритовой керамики $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$, полученных по керамической технологии из особо чистого сырья с использованием добавки окиси бора и спекании в атмосфере кислорода.

Значения мультиферроидных характеристик образцов $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$ существенно превышают таковые пленочных образцов наиболее изученного классического высокотемпературного мультиферроика $BiFeO_3$.

Предполагается, что проявление сегнетоэлектрических свойств $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$ обусловлено фиксацией 180° -ных доменных стенок на границах зерен феррита, образованных диэлектрической прослойкой B_2O_3 , и возникновением вследствие этого электрической поляризации, а также наличием в ячейках $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$ нецентросимметричного искаженного октаэдра FeO_6 , являющегося электрическим диполем.

Полученные результаты открывают перспективы применения $BaFe_{12}O_{19}$ и $SrFe_{12}O_{19}$ в новых устройствах на МЭ-эффекте в условиях окружающей среды.

Работа выполнена в рамках задания № 11.2502.2014/К от 17.07.2014 г. на выполнение научно-исследовательской работы в рамках проектной части государственного задания в сфере научной деятельности (тема № 3219022).

Список литературы

- [1] Пятаков А.П., Звездин А.К. // Успехи физических наук. 2012. Т. 182. № 6. С. 593–620.
- [2] Ньонхем Р.Э. Свойства материалов: анизотропия, симметрия, структура / Пер. с англ. А.А. Чумичкина. М., Ижевск: Ин-т комп. исслед., 2007. 651 с.
- [3] Летюк Л.М., Костишин В.Г., Гончар А.В. Технология ферритовых материалов магнитоэлектроники. М.: МИСиС, 2005. 352 с.
- [4] Wang J., Neaton J.B., Zheng H. et. al. // Science. 2003. Vol. 299. P. 1719–1722.

- [5] *Костишин В.Г., Крупа Н.Н., Невдача В.В.* и др. // Инженерный вестник Дона. 2013. № 3. С. 1–7.
- [6] *Li J., Wang J.* et. al. // Appl. Phys. Lett. 2005. Vol. 84. P. 5261.
- [7] *Амиров А.А., Комилов И.К., Батдалов А.Б.* и др. // Письма в ЖТФ. 2008. Т. 34. Вып. 17. С. 72–77.
- [8] *Амиров А.А., Батдалов А.Б., Каллаев С.Н.* и др. // ФТТ. 2009. Т. 51. Вып. 6. С. 1123–1126.
- [9] *Дьяконица О.Ю., Шкуратов В.Я., Каменцев К.Е., Буш А.А.* // Матер. Междунар. научно-техн. конф. INTERMATIC-2014. МИРЭА. 1–5 декабря 2014 г. Ч. 2. С. 7–10.
- [10] *Sadhana Katlakunta, Pantagani Raju* et al. // Physica. B. 2014. Vol. 448. P. 323–326.
- [11] *Guolong Tan, Xiuna Chen.* // J. Magn. And Magn. Mat. 2013. Vol. 327. P. 87–90.
- [12] *Guolong Tan, Xiuna Chen.* // J. Electronic Materials. 2013. Vol. 42. N 5. P. 906–911.
- [13] *Guolong Tan, Min Wang.* // J. Electrotram. 2011. Vol. 26. P. 170–174.