

05,06

## Магнитоэлектрический эффект в двухслойных композитах с градиентной магнитной фазой

© В.Н. Шут<sup>1</sup>, В.Л. Трубловский<sup>1</sup>, В.М. Лалетин<sup>1</sup>, И. Ядройцев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

<sup>2</sup> Central University of Technology, Free State, Bloemfontein, South Africa

E-mail: shut@vitebsk.by

Поступила в Редакцию 18 июня 2020 г.

В окончательной редакции 8 июля 2020 г.

Принята к публикации 9 июля 2020 г.

На основе твердых растворов никель–цинковых ферритов  $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$  изготовлены образцы одно- и многослойной керамики с градиентом состава ( $x = 0.2 \rightarrow 0.1 \rightarrow 0 \rightarrow 0.1 \rightarrow 0.2$ ) по толсто пленочной технологии. После спекания по двухступенчатому режиму градиентные образцы имели плавное неоднородное распределение химических элементов (Zn, Ni) по толщине.

Исследованы продольный ( $\alpha_{E33}$ ) и поперечный ( $\alpha_{E31}$ ) магнитоэлектрические эффекты в двухслойных композитах PZT–феррит никеля. Величины магнитоэлектрических коэффициентов в отсутствие внешнего постоянного магнитного поля были незначительны. Максимальное значение продольного магнитоэлектрического коэффициента в композитах с градиентной магнитной фазой практически в два раза превышало значение  $\alpha_{E33}$  в однородных структурах.

**Ключевые слова:** никель-цинковые ферриты, керамика с градиентом состава, магнитные свойства, магнитоэлектрический эффект.

DOI: 10.21883/FTT.2020.11.50109.132

### 1. Введение

В последние годы сохраняется устойчивый интерес к магнитоэлектрикам (мультиферроикам) — классу материалов, в которых сосуществуют магнитное и электрическое упорядочение [1–3]. Взаимодействие электрической и магнитной подсистем в этих материалах проявляется в виде магнитоэлектрического (МЕ) эффекта. Этот эффект заключается в возникновении в образце электрического поля  $\mathbf{E}$  (или поляризации  $\mathbf{P}$ ) при приложении магнитного поля  $\mathbf{H}$  ( $\mathbf{E} = \alpha_E \mathbf{H}$  — прямой МЕ-эффект); или намагниченности  $\mathbf{M}$  (или магнитного поля  $\mathbf{H}$ ) при приложении электрического поля  $\mathbf{E}$  ( $\mathbf{H} = \alpha_H \mathbf{E}$  — обратный МЕ-эффект). Наличие в материалах указанных эффектов открывает широкие перспективы их использования в различных приборах и устройствах, не связанных с протеканием постоянных электрических токов и сопряженных с этим тепловыми потерями [4,5]. Однако для однофазных магнитоэлектриков (таких как  $\text{BiFeO}_3$ ,  $\text{YMnO}_3$ ,  $\text{Sr}_2\text{O}_3$  и др.) характерны малые величины МЕ-эффектов и низкие температуры их проявления, что не позволяло говорить об их практическом применении [6,7]. Ситуация стала коренным образом меняться после того, как была практически реализована идея создания композитных сред, состоящих из двух механически связанных друг с другом фаз: пьезомагнитной (или магнитоэлектрической) и пьезоэлектрической. Ключевыми моментами при создании композитов с большими МЕ-коэффициентами являются высокие характеристики отдельных компонентов, формирование качественного

интерфейса (perfect interface) между магнитной и пьезоэлектрической фазами и тип связности [1,3,8]. Новым подходом, направленным на повышение свойств МЕ-композитов, является создание структур с градиентом состава (свойств), когда примеси распределены в объеме материала не однородно, а по некоторому закону. Теоретически предсказано, что МЕ-константы в слоистых композитах (со связностью 2-2) значительно возрастают при использовании структур с градиентом состава (свойств) в качестве сегнетоэлектрической и (или) магнитной компоненты [9]. В то же время, все применяемые в качестве магнитной фазы материалы (в частности, ферриты) не являются пьезомагнетиками. Их использование обусловлено наличием в этих материалах псевдопьезомагнитного эффекта ( $q = d\lambda/dH$ ,  $\lambda$  — коэффициент магнитоэлектрики), проявляющегося при одновременном приложении к ним смещающего постоянного ( $H_{dc}$ ) и переменного ( $H_{ac}$ ) магнитных полей. В связи с этим, увеличение характеристик композитов может быть вызвано двумя факторами. Во-первых, в градиентных магнетиках теоретически предсказана возможность формирования внутреннего магнитного поля  $H_{int}$ , приводящего к сдвигу петли гистерезиса и появлению спонтанной намагниченности, направленной перпендикулярно плоскости образца [10]. В этом случае МЕ-эффект может проявляться без приложения смещающего постоянного поля. Во-вторых, при воздействии переменного магнитного поля  $H_{ac}$  на материал с поперечной спонтанной намагниченностью, в магнитном слое возникают добавочные изгибные и крутящие

моменты, способствующие увеличению электрического отклика [11].

Композиты, не требующие приложения внешних постоянных полей, получили название „самосмещенных“ МЕ-материалов (self biased magnetoelectric materials). Mandal и др. [11] исследовали двух- ( $\text{PZT}-\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x\text{Fe}_2\text{O}_4$ ) и трехслойные структуры ( $\text{PZT}-\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x\text{Fe}_2\text{O}_4-\text{PZT}$ ). Градиент ферритового слоя формировался за счет последовательного соединения (склеивания) керамических дисков с различным соотношением Ni/Zn. Такие композиты характеризовались наличием МЕ-сигнала при  $H_{dc} = 0$  и увеличением его максимального значения при использовании градиентной магнитной подсистемы. Аналогичные результаты были получены и для других композитов с градиентной магнитной фазой [12–15]. Отметим, что полевые зависимости МЕ-коэффициента в указанных выше работах были симметричными.

Интересные результаты и иная их интерпретация были представлены Menghui Li и др. в [16]. В этой работе были получены двухслойные магнитные структуры путем склеивания аморфного Metglas и частично кристаллического Metglas. Аморфный и частично кристаллический Metglas имеют существенно различную магнитную „жесткость“ при близкой намагниченности насыщения.  $M-H$ -кривые для таких образцов были смещены по оси  $H$ , встроенное магнитное поле составляло ( $H_{bias} \approx 2.7$  Ое). Такой сдвиг на кривой  $M-H$  обусловлен магнитными взаимодействиями между „мягкой“ и „жесткой“ фазами. Симметричные композиты Metglas/PZT/Metglas на основе этих материалов обладали высоким МЕ-коэффициентом  $\alpha_E = 12 \text{ V} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{Oe}^{-1}$  на частоте  $f = 1 \text{ kHz}$  при нулевом внешнем магнитном поле. Важно отметить, что полевые зависимости МЕ-коэффициента имели ярко выраженный несимметричный вид.

О наличии встроенного магнитного поля, проявляющегося в смещении  $M-H$ -кривых и не симметричных полевых зависимостях МЕ-коэффициента, сообщалось в [17,18]. В качестве пьезоэлектрика использовался AlN, в качестве магнитной компоненты — многослойные структуры Ta/Cu/Mn<sub>70</sub>Ir<sub>30</sub>/Fe<sub>50</sub>Co<sub>50</sub> или Ta/Cu/Mn<sub>70</sub>Ir<sub>30</sub>/Fe<sub>70.2</sub>Co<sub>7.8</sub>Si<sub>1.2</sub>B<sub>10</sub>, полученные ВЧ-магнетронным распылением. Возникновение  $H_{bias}$  было обусловлено анизотропией обменного взаимодействия между антиферромагнетиком (Mn<sub>70</sub>Ir<sub>30</sub>) и ферромагнетиком (Fe<sub>50</sub>Co<sub>50</sub>). Не симметричная зависимость МЕ-коэффициента от внешнего поля наблюдалась в композитах, в которых градиентная магнитная фаза была получена с помощью электроосаждения различных металлов [19]. Более детально информация о „самосмещенных“ композитах систематизирована в [20].

Несмотря на многообещающие теоретические предсказания по поводу характеристик градиентных композитов, количество посвященных им публикаций невелико. В первую очередь это связано со сложностью практического получения композитов с изменяющимися в пространстве характеристиками (составом) даже одной из

фаз — пьезоэлектрической или магнитной. Большинство проведенных к настоящему времени экспериментальных работ выполнены на структурах с небольшим числом слоев (обычно трех) в условиях, когда изменение параметров  $q$  и  $d$  является очень резким и происходит в узкой пространственной области на поверхности раздела фаз. Хотя эти работы в ряде случаев подтверждают теоретические предсказания, остается еще много непонятного и противоречивого в количественной оценке эффектов. Очевидно, что создание структур с плавным (в идеале непрерывным) изменением состава, исследование их интегральных характеристик, будет способствовать более глубокому пониманию отмеченных выше эффектов.

Целью настоящей работы является получение керамики на основе никель-цинковых ферритов ( $\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x$ )Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> с градиентом состава, исследование МЕ-эффекта в двухслойных композитах пьезоэлектрик-градиентный феррит.

## 2. Образцы и методы эксперимента

Порошки никель-цинковых ферритов были получены по керамической технологии с использованием оксидов ZnO и Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> марки ЧДА и NiO квалификации Ч [21,22]. Были синтезированы порошки ( $\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x$ )Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> трех составов:  $x = 0; 0.1; 0.2$ . Из приготовленных порошков методом шликерного литья получали пленки толщиной  $\sim 27-28 \mu\text{m}$ . Однородные структуры (с фиксированной концентрацией цинка) собирались из пленок одинакового состава. Для изготовления структур с градиентом состава ( $x = 0.2 \rightarrow 0 \rightarrow 0.2$ ) совместно прессовались пленки различных составов ((Ni<sub>0.8</sub>Zn<sub>0.2</sub>)Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> + (Ni<sub>0.9</sub>Zn<sub>0.1</sub>)Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> + NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> + (Ni<sub>0.9</sub>Zn<sub>0.1</sub>)Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> + (Ni<sub>0.8</sub>Zn<sub>0.2</sub>)Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) — по два слоя каждого состава (рис. 1).

Из пакетов вырубались заготовки размерами  $5.5 \times 4.0 \text{ mm}$ . Для уменьшения диффузионных процессов на границах слоев с различным составом был применен двухступенчатый режим спекания образцов. На первом этапе температура повышалась до максимального значения  $1270^\circ\text{C}$  (скорость нагрева составляла

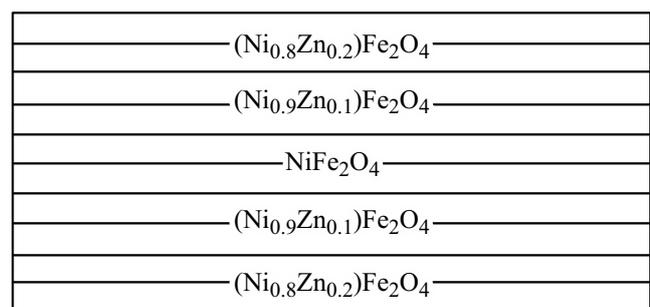
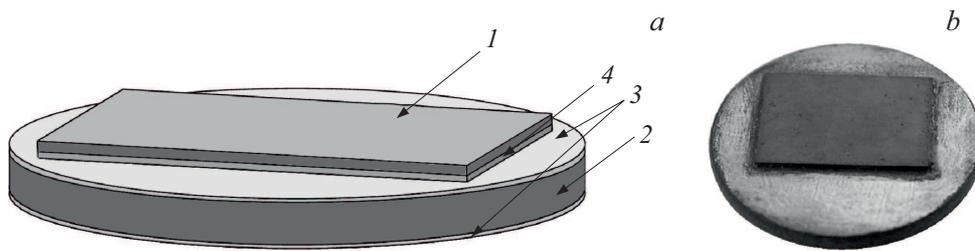
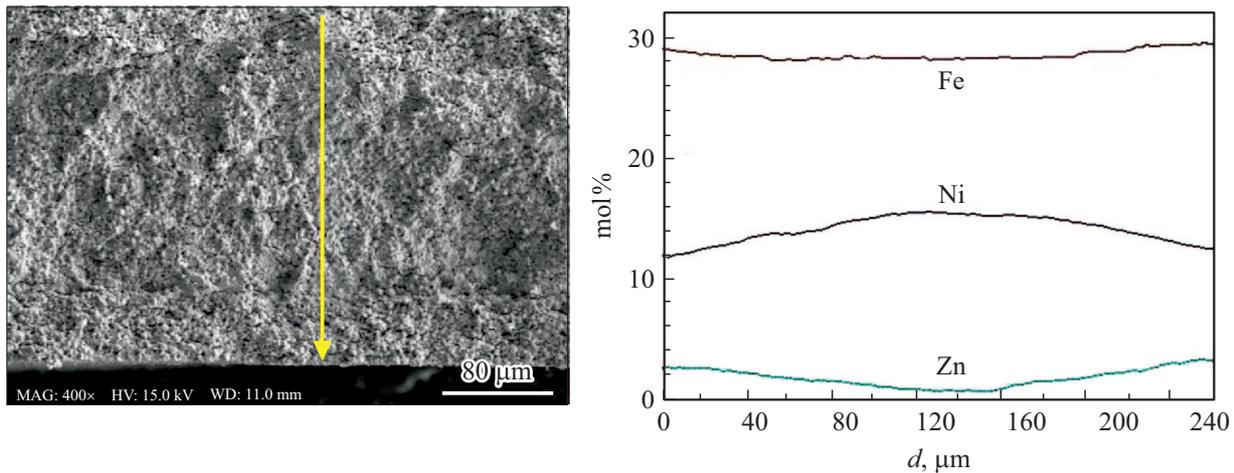


Рис. 1. Схема структуры с „встречным“ градиентом состава ( $x = 0.2 \rightarrow 0 \rightarrow 0.2$ ).



**Рис. 2.** Схема структуры и фотография МЕ-композиата: 1 —  $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$ , 2 — PZT, 3 — серебряные электроды, 4 — клей.



**Рис. 3.** Фотография торца (стрелкой указана линия, вдоль которой проводились измерения) и распределение элементов по толщине градиентной керамики  $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$  ( $x = 0.2 \rightarrow 0 \rightarrow 0.2$ ).

350°C/h), затем снижалась до 1100°C, при которой осуществлялась выдержка в течение 3 h. Окончательная толщина многослойных образцов составляла  $\sim 260 \mu\text{m}$ . Полученные керамические образцы не имели видимых деформационных искажений.

Для приведения всех образцов к одинаковой толщине и обеспечения плоскостности поверхности, однородная и градиентная магнитная керамика шлифовалась с одной стороны до толщины  $180 \mu\text{m}$ . Кроме того, в случае градиентных образцов эта операция необходима для создания однонаправленного градиента состава. В качестве пьезоэлектрика использовались керамические диски PZT диаметром 8.9 и толщиной 0.62 mm. Таблетки покрывались серебряными электродами и затем поляризовались в постоянном электрическом поле. Для формирования композита пьезоэлектрические и магнитные материалы склеивались в соответствии со схемой, приведенной на рис. 2.

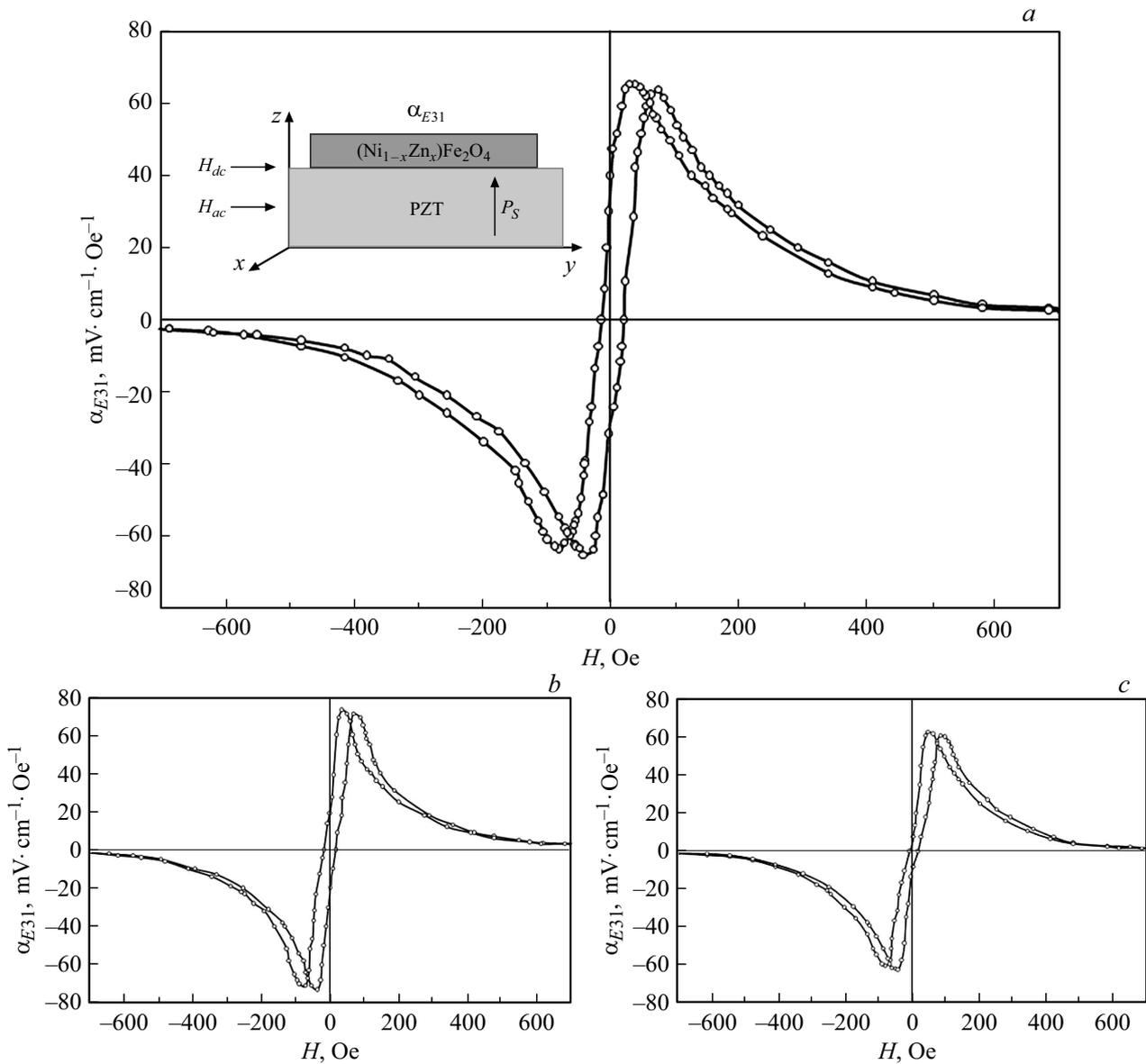
Исследования микроструктуры и распределения химических элементов проводились на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения S-4800 (Hitachi) с рентгеновским спектрометром QUANTAX 200.

Магнитоэлектрический сигнал измерялся при двух вариантах эксперимента: поперечный (transverse) МЕ-коэффициент  $\alpha_{E31}$  определялся, когда постоянное  $H_{dc}$  и переменное  $H_{ac}$  магнитные поля были параллельны друг

другу и главной плоскости образцов (перпендикулярны  $P_S$ ); продольный (longitudinal) МЕ-коэффициент  $\alpha_{E33}$  определялся, когда постоянное и переменное магнитные поля были параллельны друг другу и перпендикулярны плоскости образцов (параллельны  $P_S$ ).

### 3. Результаты и их обсуждение

Результаты исследований структуры и свойств никель-цинковых ферритов  $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$  подробно описаны в работах [21,22]. Все полученные магнитные материалы имели шпинельную структуру. Параметры элементарной ячейки увеличивались при увеличении концентрации цинка ( $a = 8.34 \text{ \AA}$  при  $x = 0$ ,  $a = 8.40 \text{ \AA}$  при  $x = 0.2$ ). Образцы имели однородную микроструктуру, размеры зерен составлял  $2\text{--}5 \mu\text{m}$  (и незначительно изменялся с изменением концентрации цинка). Зависимости удельной намагниченности от величины индукции магнитного поля  $\sigma = f(B)$  были изучены при комнатных температурах в геометрии параллельного и перпендикулярного направления магнитного поля относительно плоскости пленок. В однородных образцах удельная намагниченность увеличивалась от  $\sigma = 46 \text{ A} \cdot \text{m}^2 \cdot \text{kg}^{-1}$  (при  $x = 0$ ) до  $\sigma = 67 \text{ A} \cdot \text{m}^2 \cdot \text{kg}^{-1}$  (при  $x = 0.2$ ). Петли магнитного гистерезиса градиентных материалов были симметричными по обоим осям. Искажений в виде перетяжек также не наблюдалось.

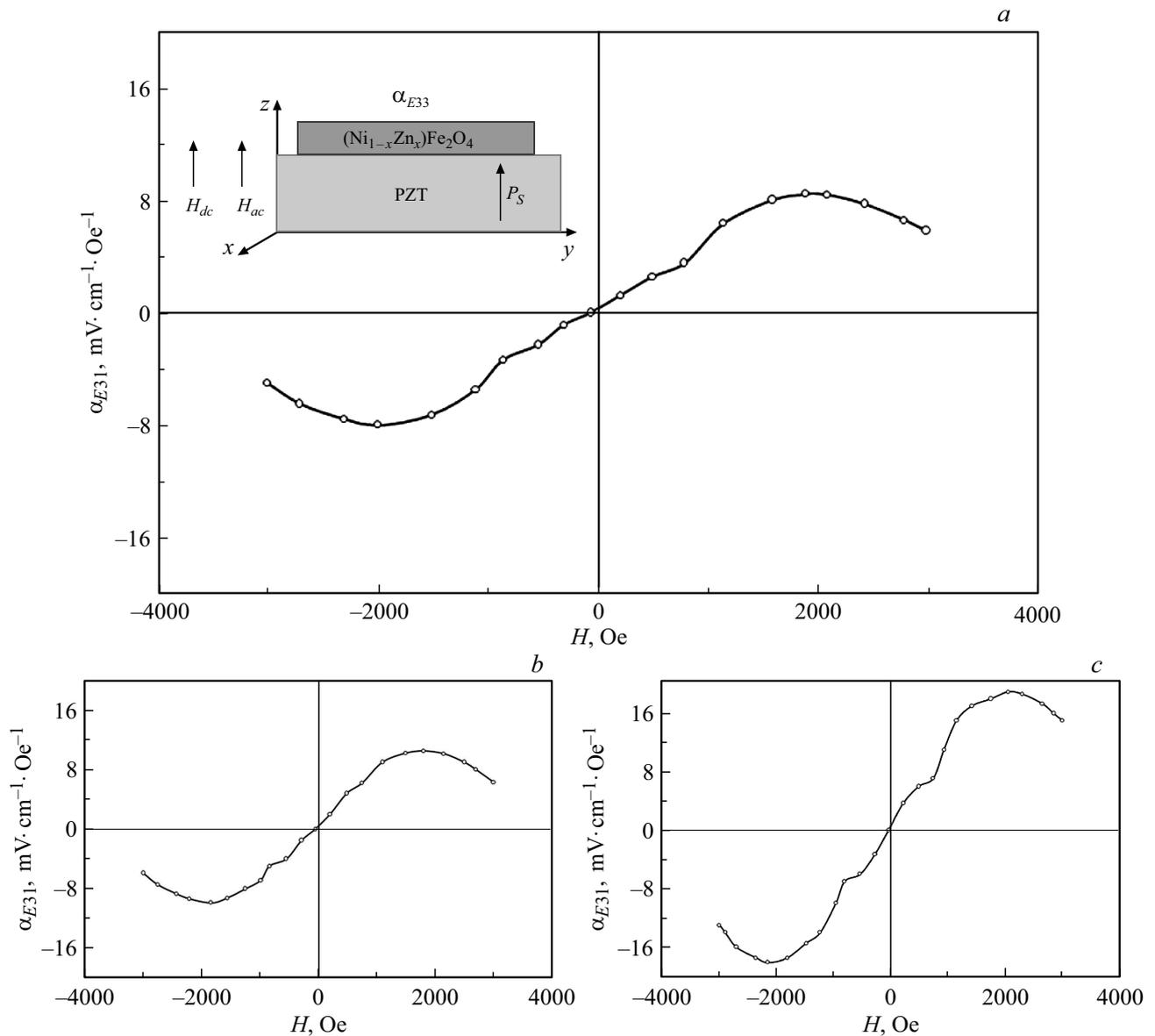


**Рис. 4.** Полевые зависимости поперечного МЕ-коэффициента  $\alpha_{E31}$  при различном составе магнитной фазы: а)  $\text{NiFe}_2\text{O}_4$ , б)  $(\text{Ni}_{0.8}\text{Zn}_{0.2})\text{Fe}_2\text{O}_4$ , в) градиентный феррит.

**Поперечный МЕ-эффект в двухслойных структурах пьезоэлектрик– $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$ .** Отметим, что изначально были изготовлены структуры магнитных материалов  $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$  со ступенчатым изменением состава ( $x = 0.2 \rightarrow 0.1 \rightarrow 0 \rightarrow 0.1 \rightarrow 0.2$ ). После спекания концентрация цинка плавно изменялась от  $\sim 0.3 \text{ mol.}\%$  в центре до  $\sim 2.3 \text{ mol.}\%$  на краю образцов (рис. 3). Концентрация никеля составляла  $13 \text{ mol.}\%$  в центре и  $10.9 \text{ mol.}\%$  на краю (при общей толщине  $\sim 260 \mu\text{m}$ ) [22]. Таким образом, используемый двухстадийный режим спекания позволяет достичь компромисса: обеспечить синтез керамики и сохранить при этом закономерно-неоднородное распределение химических элементов. Далее образцы шлифовались до толщины  $180 \mu\text{m}$ . Поэтому в градиентных ферритах, используемых при изготовле-

нии магнитоэлектрических композитов, изменение концентрации цинка по толщине составляло  $0.3\text{--}2.3 \text{ mol.}\%$ .

Полевые зависимости поперечного МЕ-коэффициента  $\alpha_{E31}$  (магнитное поле направлено перпендикулярно оси поляризации) приведены на рис. 4. Они имеют типичный вид — с увеличением постоянного магнитного поля МЕ-коэффициент увеличивается, достигает максимума и затем снижается до нуля. МЕ-сигнал прямо пропорционален псевдопьезомагнитному коэффициенту  $q = d\lambda/dH$  и, следовательно,  $H$ -зависимость по существу повторяет наклон  $\lambda$  от  $H$ . Для соединения феррита цинка теоретически рассчитано, что  $q$  линейно возрастает с увеличением концентрации цинка в диапазоне  $x = 0\text{--}0.3$ , а затем снижается при  $x > 0.3$ . Экспериментальные исследования двухслойных



**Рис. 5.** Полевые зависимости продольного МЕ-коэффициента  $\alpha_{E33}$  при различном составе магнитной фазы: а)  $\text{NiFe}_2\text{O}_4$ , б)  $(\text{Ni}_{0.8}\text{Zn}_{0.2})\text{Fe}_2\text{O}_4$ , в) градиентный феррит.

композиций в целом подтверждают эту тенденцию [23]. Однако для керамической технологии характерны достаточно большие разбросы характеристик. Они могут быть обусловлены отклонением свойств пьезоэлектрической и магнитоэлектрической фазы, а также различным коэффициентом связи на границе слоев структуры в различных образцах. В наших экспериментах магнитоэлектрический коэффициент возрастал при увеличении концентрации цинка ( $\alpha_{E31} = 65.4 \text{ mV} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{Oe}^{-1}$  при  $x = 0$ ;  $\alpha_{E31} = 73.1 \text{ mV} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{Oe}^{-1}$  при  $x = 0.2$ ). При замещении однородного феррита на градиентный МЕ-сигнал был несколько ниже:  $\alpha_{E31} = 63.6 \text{ mV} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{Oe}^{-1}$ . В двухслойных структурах пьезомагнитный коэффициент определяется как  $q = q_{11} + q_{12} = d\lambda_{11}/dH + d\lambda_{12}/dH$ , где  $\lambda_{11}$  — коэффициент магнитострикции в

направлении, параллельном магнитному полю  $H$ ,  $\lambda_{12}$  — перпендикулярно  $H$ . В двухслойных структурах внешнее магнитное поле генерирует два типа механических напряжений: продольные напряжения (in-plane strain), вызванные магнитострикцией, и напряжения, обусловленные деформацией изгиба из-за асимметрии структуры. Изгибные напряжения имеют составляющую в направлении продольных напряжений (in-plane component) и уменьшают общую интенсивность МЕ-взаимодействия [11]. При создании композитов с градиентной магнитной фазой возможны два варианта формирования структуры: отрицательный градиент  $q$ , когда величина  $q$  уменьшается от интерфейса PZT — феррит; и положительный градиент. Во втором случае, положительный градиент  $q$  способствует появлению изгибающего

момента, направленного противоположно деформации изгиба, вызванной асимметрией структуры. В результате МЕ-коэффициент возрастает. В наших экспериментах двухслойный композит имеет положительный градиент  $q$ . Однако МЕ-коэффициент не увеличивается. Этот факт можно объяснить зависимостью интенсивности МЕ-взаимодействия от объемной доли феррита по отношению к пьезоэлектрику. Наиболее сильно влияние градиентной структуры проявляется, когда объемная доля феррита составляет более 20–30%. Когда объемная доля феррита меньше 20% МЕ-коэффициент резко уменьшается и его величина не зависит от того, является ли магнитная подсистема однородной или градиентной (а также не зависит от направления градиента  $q$ ) [9]. В наших образцах объемное соотношение феррит/PZT составляло  $\sim 0.12$ .

**Продольный МЕ-эффект в двухслойных структурах пьезоэлектрик– $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$ .** При исследовании продольного МЕ-эффекта  $\alpha_{E33}$  внешнее постоянное и переменное магнитные поля были направлены параллельно вектору спонтанной поляризации PZT и градиенту намагниченности (или градиенту состава). Именно такое расположение внешнего поля относительно направления градиента намагниченности (состава) наиболее благоприятно для возникновения в системе новых эффектов. Как было отмечено, в наших градиентных ферритах сдвига и искажений петель гистерезиса обнаружено не было. Это свидетельствует об отсутствии внутреннего магнитного поля, либо о малой величине  $H_{int}$ . Поэтому величина МЕ-коэффициента в отсутствие внешнего магнитного поля незначительна (рис. 5). В двухслойных композитах небольшие МЕ-сигналы могут проявляться из-за несимметричности структур и гистерезисных явлений. Полевые зависимости  $\alpha_{E33}$  практически симметричны, что также подтверждает отсутствие внутреннего магнитного поля в ферритах.

Максимальное значение МЕ-коэффициента существенно возрастает при использовании градиентных материалов в качестве магнитной подсистемы по сравнению с однородными структурами ( $\alpha_{E33} = 18.9 \text{ mV} \cdot \text{cm}^{-1} \text{Oe}^{-1}$  для градиентной структуры;  $\alpha_{E33} = 8.4 \text{ mV} \cdot \text{cm}^{-1} \text{Oe}^{-1}$  для однородного образца с  $x = 0$ ;  $\alpha_{E33} = 10.5 \text{ mV} \cdot \text{cm}^{-1} \text{Oe}^{-1}$  для однородного образца с  $x = 0.2$ ). Здесь следует подчеркнуть, что продольный и поперечный МЕ-эффекты были исследованы на одних и тех же композитах, т.е. при двух геометриях эксперимента магнитные, пьезоэлектрические, механические свойства материалов, а также коэффициент связи между слоями были идентичны. Следовательно, увеличение продольного МЕ-коэффициента в градиентных структурах имеет место при отсутствии внутреннего магнитного поля. Наши результаты не позволяют утверждать, что повышение величины  $\alpha_{E33}$  обусловлены только наличием градиента намагниченности. Возможно, в таких композитах возникают дополнительные механические напряжения благодаря наличию градиента упру-

гих свойств, обусловленных закономерно неоднородным изменением состава.

Как правило, в композитах (в том числе и градиентных) исследуется поперечный сигнал. Это связано с тем, что его величина более чем в два раза больше по сравнению с продольным сигналом ( $\alpha_{E31} > 2\alpha_{E33}$ ), и он проявляется при меньших внешних магнитных полях. О многократном увеличении  $\alpha_{E33}$  сообщалось в [2]. В этой работе приведены результаты исследования симметричной структуры PZT–compositionally graded  $\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x\text{Fe}_2\text{O}_4$ –PZT. При замещении однородного феррита никеля на градиентный, максимальное значение  $\alpha_{E33}$  увеличивалось более чем в 10 раз. При этом композиты не проявляли значительного МЕ-взаимодействия в отсутствие внешнего смещающего поля  $H_{dc}$ , что находится в соответствии с полученными нами результатами.

#### 4. Заключение

По толстопленочной технологии получены образцы однородной ( $x = 0; 0.1; 0.2$ ) и многослойной керамики с градиентом состава на основе твердых растворов никель-цинковых ферритов  $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$ . Изменение концентрации цинка по толщине градиентных образцов составляло 0.3–2.3 mol.%. Изготовлены двухслойные композиты PZT– $\text{NiFe}_2\text{O}_4$ , PZT– $(\text{Ni}_{0.8}\text{Zn}_{0.2})\text{Fe}_2\text{O}_4$ , PZT–градиентный  $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$ . Исследованы продольный и поперечный МЕ-эффекты в полученных композитах. Величины МЕ-коэффициентов в отсутствие внешнего магнитного поля были незначительны. Максимальное значение поперечного МЕ-коэффициента не увеличивалось при замене однородного феррита на градиентный феррит. Максимальное значение продольного МЕ-коэффициента практически в два раза увеличивалось в композитах с градиентной магнитной фазой по сравнению с однородными структурами ( $\alpha_{E33} = 18.9 \text{ mV} \cdot \text{cm}^{-1} \text{Oe}^{-1}$  для градиентной структуры;  $\alpha_{E33} = 8.4 \text{ mV} \cdot \text{cm}^{-1} \text{Oe}^{-1}$  для однородного образца с  $x = 0$ ;  $\alpha_{E33} = 10.5 \text{ mV} \cdot \text{cm}^{-1} \text{Oe}^{-1}$  для однородного образца с  $x = 0.2$ ). Полевые зависимости  $\alpha_{E33}$  практически симметричны, что свидетельствует об отсутствии внутреннего магнитного поля в ферритах. Возможно, в композитах возникают дополнительные механические напряжения благодаря наличию градиента упругих свойств, обусловленных закономерно неоднородным изменением состава.

#### Финансирование работы

Работа выполнена при частичной поддержке Белорусского фонда фундаментальных исследований (грант № Ф20МС-026).

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] J. Ma, J. Hu, Z. Li, C.-W. Nan. *Adv. Mater.* **23**, 1062 (2011).
- [2] G. Srinivasan. *Annu. Rev. Mater. Res.* **40**, 153 (2010).
- [3] C.-W. Nan, M.I. Bichurin, S. Dong, D. Viehland, G. Srinivasan. *J. Appl. Phys.* **103**, 031101 (2008).
- [4] C.M. Leung, J.-F. Li, D. Viehland, X. Zhuang. *J. Phys. D* **51**, 263002 (2018).
- [5] J.-M. Hu, L.-Q. Chen, C.-W. Nan. *Adv. Mater.* **28**, 15 (2016).
- [6] T. Jia, Z. Cheng, H. Zhao, H. Kimura. *Appl. Phys. Rev.* **5**, 021102 (2018).
- [7] A.N. Masyugin, S.S. Aplesnin, Y.Y. Loginov, O.N. Bandurina. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* **822**, 012025 (2020).
- [8] В.Н. Шут, В.М. Лалетин, С.Р. Сырцов, В.Л. Трубловский, Ю.В. Медведева, К.И. Янушкевич, М.В. Бушинский, Т.В. Петлищкая. *ФТТ* **60**, 1699 (2018).
- [9] V.M. Petrov, G. Srinivasan. *Phys. Rev. B* **78**, 184421 (2008).
- [10] J.V. Mantese, A.L. Micheli, N.W. Schubring, R.W. Hayes, G. Srinivasan, S.P. Alpay. *Appl. Phys. Lett.* **87**, 082503 (2005).
- [11] S.K. Mandal, G. Sreenivasulu, V.M. Petrov, G. Srinivasan. *Appl. Phys. Lett.* **96**, 192502 (2010).
- [12] S.K. Mandal, G. Sreenivasulu, V.M. Petrov, G. Srinivasan. *Phys. Rev. B* **84**, 014432 (2011).
- [13] G. Sreenivasulu, S.K. Mandal, S. Bandekar, V.M. Petrov, G. Srinivasan. *Phys. Rev. B* **84**, 144426 (2011).
- [14] U. Laletin, G. Sreenivasulu, V.M. Petrov, T. Garg, A.R. Kulkarni, N. Venkataramani, G. Srinivasan. *Phys. Rev. B* **85**, 104404 (2012).
- [15] S.-C. Yang, C.-S. Park, K.-H. Cho, S.J. Priya. *J. Appl. Phys.* **108**, 093706 (2010).
- [16] M. Li, Z. Wang, Y. Wang, J. Li, D. Viehland. *Appl. Phys. Lett.* **102**, 082404 (2013).
- [17] E. Lage, C. Kirchhof, V. Hrkac, L. Kienle, R. Jahns, R. Knöchel, E. Quandt, D. Meyners. *Nature Mater.* **11**, 523 (2012).
- [18] E. Lage, N.O. Urs, V. Röbisch, I. Teliban, R. Knöchel, D. Meyners, J. McCord, E. Quandt. *Appl. Phys. Lett.* **104**, 132405 (2014).
- [19] D. Xie, Y.G. Wang, J.H. Cheng. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **26**, 3545 (2015).
- [20] Y. Zhou, D. Maurya, Y. Yan, G. Srinivasan, E. Quandt, S. Priya. *Energy Harvest. Syst.* **3**, 1 (2016).
- [21] В.Н. Шут, С.Р. Сырцов, Л.С. Лобановский, К.И. Янушкевич. *ФТТ* **58**, 1907 (2016).
- [22] В.Н. Шут, С.Р. Сырцов, В.Л. Трубловский, М. Vijatovic Petrovic. *ФТТ* **61**, 1793 (2019).
- [23] G. Srinivasan, V.M. Laetsin, R. Hayes, N. Puddubnaya, E.T. Rasmussen, D.J. Fekel. *Solid State Commun.* **124**, 373 (2002).

Редактор Т.Н. Василевская