

05,06

Магнитоэлектрический эффект в гибридных структурах металл—магнитоэлектрик—металл

© Н.Н. Поддубная¹, В.М. Лалетин¹, Д.А. Филиппов²

¹ Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

² Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого, Великий Новгород, Россия

E-mail: poddubnaya.n@rambler.ru

Поступила в Редакцию 18 августа 2023 г.

В окончательной редакции 18 августа 2023 г.

Принята к публикации 23 августа 2023 г.

Для повышения магнитоэлектрического преобразования впервые получены композиционные магнитоэлектрические структуры на основе объемного магнитоэлектрического композита цирконат-титанат свинца: феррит никеля, на который с двух сторон электрохимическим осаждением нанесены слои никеля и чередующие слои никель-кобальт. Исследованы полевые зависимости линейного низкочастотного магнитоэлектрического эффекта полученных структур. Показано, что в гибридных структурах величина магнитоэлектрического коэффициента в полтора раза больше его величины по сравнению с объемными образцами того же состава. Кроме того происходит смещение его максимума в область более слабых полей как при продольной, так и при поперечной ориентациях магнитного поля.

Ключевые слова: магнитострикция, пьезоэлектричество, магнитоэлектрический эффект, магнитоэлектрический коэффициент, композиционная структура.

DOI: 10.61011/FTT.2023.10.56323.184

1. Введение

Магнитоэлектрические (МЭ) композиты являются одними из перспективных материалов для использования в устройствах стрейнтроники — нового направления электроники [1]. На их основе возможно, в частности, создание таких устройств как: высокочувствительные детекторы магнитного поля [2–8], сборщики энергии (харвесторы) [9], преобразователи ток-напряжение (гираторы) [10,11], катушки индуктивности, в которых управление параметрами осуществляется как магнитным, так и электрическим полями [12]. Для получения максимального эффекта принципиальным остается вопрос повышения эффективности МЭ-преобразования, особенно в области низких частот, где величина МЭ-связи практически не зависит от частоты. По этой причине продолжают исследования, направленные на получение новых кристаллических и композиционных структур с высокими магнитоэлектрическими свойствами. Многие работы посвящены изучению свойств объемных материалов [13–15], слоистых композитов, полученных по различным технологиям [16–20]. Ряд работ посвящен исследованию структур с полимерной матрицей [21–23]. Существуют структуры, позволяющие увеличить величину магнитоэлектрического взаимодействия за счет тороидальной формы [24,25] и других сложных конструкций [26]. В данной работе мы впервые получили и исследовали структуры с гибридным типом связности $2/3-0/2$, сочетающие в себе преимущества как слоистых, так и объемных композитов. В основу

работы было положено предположение об усилении МЭ-преобразования за счет увеличения магнитного поля, воздействующего на объемный композит (связности $3-0$) при использовании ферромагнитных слоев в составе композиционной структуры (связности 2) в качестве концентраторов магнитного поля [27], а также увеличение деформаций пьезоэлектрической фазы за счет дополнительного вклада от магнитоэлектрических слоев.

2. Материалы и методы

Объемный композиционный магнитоэлектрический материал связностью $3-0$ был изготовлен из пьезоэлектрического порошка цирконата-титаната свинца ЦТС 23 (PZT) и магнитоэлектрического феррита никеля $\text{NiFe}_{1.98}\text{Co}_{0.02}\text{O}_4$ (NFO). Необходимый состав феррита никеля был получен двойным высокотемпературным синтезом обезвоженных порошков NiO , Fe_2O_3 и Co_2O_3 . Состав шихты рассчитывали с учетом содержания основного вещества. Порошки перемешивались в яшмовой ступе в присутствии этилового спирта в течение 30 мин. Полученные смеси прессовались под давлением 50 МПа с использованием водного раствора поливинилового спирта (ПВС) в качестве пластификатора. Синтез проводили на воздухе при температуре 1050°C в течение двух ч. Синтезированный феррит подвергали дроблению и помолу в яшмовой ступе, вновь брикетировали с добавлением ПВС и синтезировали при температуре

1050°C в течение двух h. Синтезированный и смолотый порошок феррита просеивали через сито № 007.

Объемные композиты из смеси порошков пьезокерамики и феррита никеля (PZT:NFO) изготавливали аналогичным способом. Образцы спекали в тиглях со свинец содержащей засыпкой в течение двух h при температуре 1240°C. Изготовленные образцы имели диаметр 8.7–8.8 mm и доводились ступенчатой полировкой до толщины 0.4 mm. На образцы наносили подслои никеля методом химической металлизации из раствора хлорида никеля. Этот подслой выполнял роль электродов при последующем электрохимическом осаждении ферромагнитных металлов. Полученную композиционную структуру поляризовали нормально к плоскости в электрическом поле напряженностью 0.7–4 kV/cm (в зависимости от состава) в силиконовом масле. Для изготовления гибридных структур (2/3–0/2) на объемном PZT:NFO композите с двух сторон наносили никель или чередующие слои никель/кобальт/никель методом электрохимического осаждения из растворов сульфата никеля и сульфата кобальта. Выбор пары материалов PZT:NFO — никель был обусловлен тем, что они оба имеют отрицательную магнитострикцию и примерно одинаковые значения магнитных полей при которых происходит насыщение магнитострикции и величину магнитострикции насыщения, которые соответственно равны для никеля [28] $H_S^{Ni} = 80$ kA/m и $\lambda_S^{Ni} = -30$ ppm и для феррита никеля [29], $H_S^{NFO} = 40$ kA/m и $\lambda_S^{NFO} = -27$ ppm. Гибридные структуры Ni/Co/Ni были использованы с целью создания градиента намагниченности, который должен был привести к увеличению эффекта при нулевом поле подмагничивания [30]. Осаждение слоев металла проводилось с использованием реверсивного тока плотностью 3.5 A/dm² при длительности импульсов, соответствующих полярности осаждения/растворения 90/9 s. Толщина слоев для разных образцов составляла 20–100 μm с каждой стороны. Полученные слои представляли собой, дополнительно к ферриту никеля в объемном PZT:NFO композите, магнитострикционную составляющую со связностью 2 в составе гибридной структуры.

Для качественного анализа состава полученных структур использовали исследования микроструктуры излома и химический элементный анализ, выполненные сканирующим электронным микроскопом S-4800 HITACHI. Рентгенофазовый анализ проведен дифракционным рефрактометром ДРОН-2. Исследования линейного магнитоэлектрического эффекта проводили путем измерения напряжения, возникающего на образце под действием переменного (H_{ac}) и подмагничивающего (H_{bias}) магнитных полей. Переменное магнитное поле создавалась катушкой Гельмгольца и его напряженность составляла около $H_{ac} \sim 80$ A/m при частоте 1 kHz. Напряженность подмагничивающего поля изменялась в пределах $H_{bias} = -200 - +200$ kA/m. Величину МЭ-коэффициента по напряжению α_E определяли с

помощью следующего соотношения:

$$\alpha_E = \left(\frac{V}{t^{ME} H_{ac}} \right), \quad (1)$$

где t^{ME} — толщина слоя объемного PZT:NFO композита.

3. Результаты и их обсуждение

Полученные данные рентгеноструктурного анализа композиционных структур состава PZT:NFO представлены на рис. 1.

Величина пиков интенсивности, соответствующих углам рассеяния 39 и 45°, относящихся к характерным пикам для керамики ЦТС и феррита никеля, перераспределяется в соответствии с изменением исходного состава керамической подложки от 90 до 50% пропорционально концентрации фаз, входящих в состав композита. В то же время в двухфазном растворе не появляются новые соединения или комплексы.

Результаты энергодисперсионного анализа показали перераспределение характерных пиков интенсивности основных элементов пропорционально концентрации фаз, входящих в состав композита. Анализ распределения химических элементов по поверхности излома в композициях показал некоторое снижение равномерности распределения фаз при увеличении относительной доли феррита в композите. При этом элементный химический состав образцов сохраняется, а изменение концентрации элементов в составе соответствует изменению концентрации фаз феррит:пьезокерамика.

Элементный состав поверхности и микроструктуру излома металлических слоев исследовали для покрытий, отделенных от объемного NFO:PZT композита. Толщина химически осажденного подслоя никеля во всех случаях составляла менее 1 μm (рис. 2). Частицы никеля

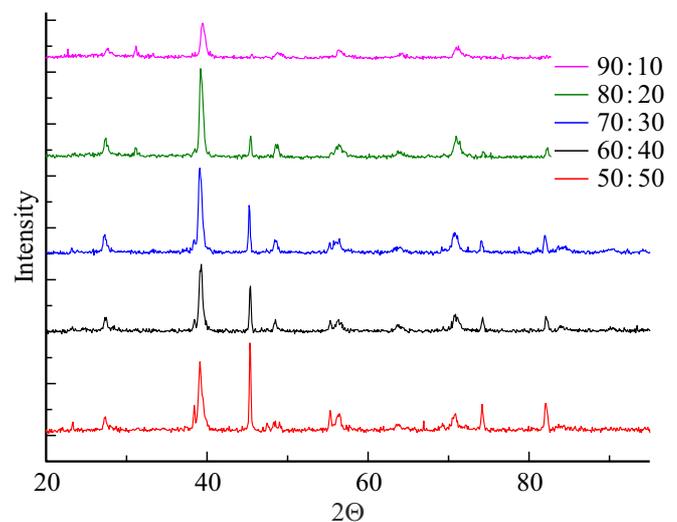


Рис. 1. Рентгенограммы объемных композитных структур с различным массовым соотношением PZT:NFO.

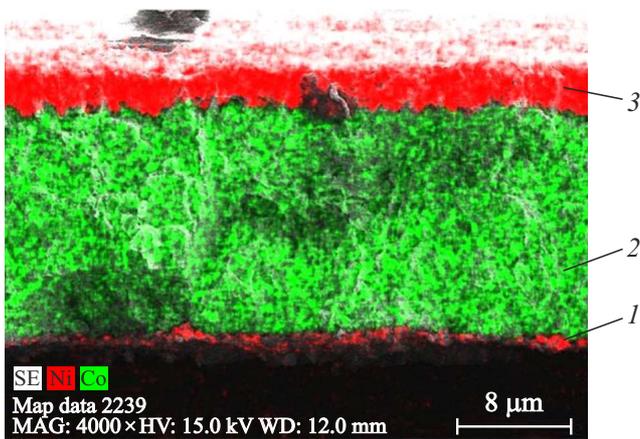


Рис. 2. Микроструктура поверхности и энергодисперсионный анализ химического состава излома образца. 1 — химически осажденный подслоем никеля, 2 — электрохимически осажденный слой кобальта, 3 — электрохимически осажденный слой никеля.

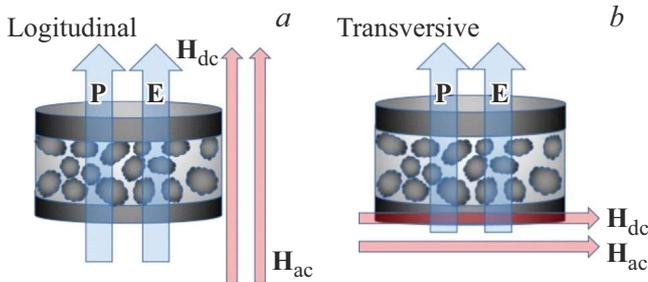


Рис. 3. Схематическое изображение ориентации магнитных полей по отношению к направлению поляризации структуры: *a* — продольный эффект, *b* — поперечный эффект.

проникают в объемный NFO:PZT композит на глубину нескольких микрон. Изучение изломов различных структур показало, что элементный состав покрытий сохраняется для каждого используемого раствора и не зависит от толщины покрытий.

При экспериментальном исследовании низкочастотной полевой зависимости МЭ-коэффициента по напряжению (ME voltage coefficient, MEVC) α_E гибридных структур под действием магнитного поля были использованы ориентации магнитного поля, направленного как вдоль направления поляризации структуры — продольный (longitudinal) эффект, так и перпендикулярно — поперечный (transverse) эффект. Схематическое изображение гибридной структуры композита и ориентация поляризации и внешнего магнитного поля при проведении исследований показаны на рис. 3.

С целью выявления вклада дополнительных магнитоэлектрических слоев в величину МЭ-эффекта вначале была исследована полевая зависимость MEVC от процентного содержания феррита в объемном PZT:NFO

комposite. Результаты исследований для продольного и поперечного эффектов представлены на рис. 4.

Полевая зависимость MEVC от процентного содержания феррита имеет типичную зависимость [31]. Как видно из графиков, на зависимостях MEVC от процентного содержания феррита в составе композита имеются максимумы, значения которых наблюдаются при примерно равном соотношении NFO и PZT в составе композита. При дальнейшем увеличении содержания феррита происходит уменьшение величины эффекта. Это связано с тем, что в PZT:NFO объемном композите величина MEVC пропорциональна произведению эффективных значений пьезоэлектрического и магнитного пьезомодулей на модуль Юнга композита и обратно пропорциональна эффективной диэлектрической проницаемости [32]. С увеличением процентного содержания феррита происходит уменьшение пьезоэлектрического модуля и эффективной диэлектрической проницаемости. В то же время происходит увеличение эффективного пьезомагнитного модуля и эффективного модуля Юнга композита. Все это ведет к возникновению максимума на зависимости MEVC от процентного содержания феррита. Следует заметить, что максимальная величина MEVC достигается при продольном эффекте в полях около 100 кА/м, в то время, как при поперечном эффекте — в полях около 50 кА/м. Причем, чем больше концентрация феррита — тем большие поля нужны для достижения максимальной величины MEVC при продольном, и тем меньшие поля в случае поперечного эффекта. Это объясняется величиной размагничивающих факторов. В объемных и слоистых композитах продольный эффект существенно уступает по величине поперечному. Величина продольного и поперечного эффектов сравнима по значениям, что характерно для гибридных структур. В случае продольной ориентации гибридного композита внешнее магнитное поле, действующее на композит связности 3–0, существенно усиливается за счет магнитных покрытий связности 2, ориентированных перпендикулярно линиям индукции внешнего магнитного поля. При поперечной ориентации линии магнитной индукции почти не оказывают такого воздействия, располагаясь в плоскости магнитных пленок. Такое поведение объяснимо именно структурой композита 2/3–0/2, поляризованного перпендикулярно плоскости слоев.

Для выяснения влияния дополнительных магнитоэлектрических слоев на объемный PZT:NFO композит электрохимическим способом были нанесены слои никеля и чередующиеся слои никель/кобальт/ никель. Как показали результаты экспериментов, дополнительные слои ведут к увеличению MEVC как при продольном, так и поперечном эффекте, причем величина эффекта зависит как от толщины нанесенных слоев, так и от процентного содержания феррита в объемном PZT:NFO композите. На рис. 5 представлены полевые зависимости MEVC при продольном и поперечном эффекте для МЭ-композиата PZT:NFO состава 50:50% и с нанесенными на него с двух сторон слоями никеля толщиной 20 μm каждый.

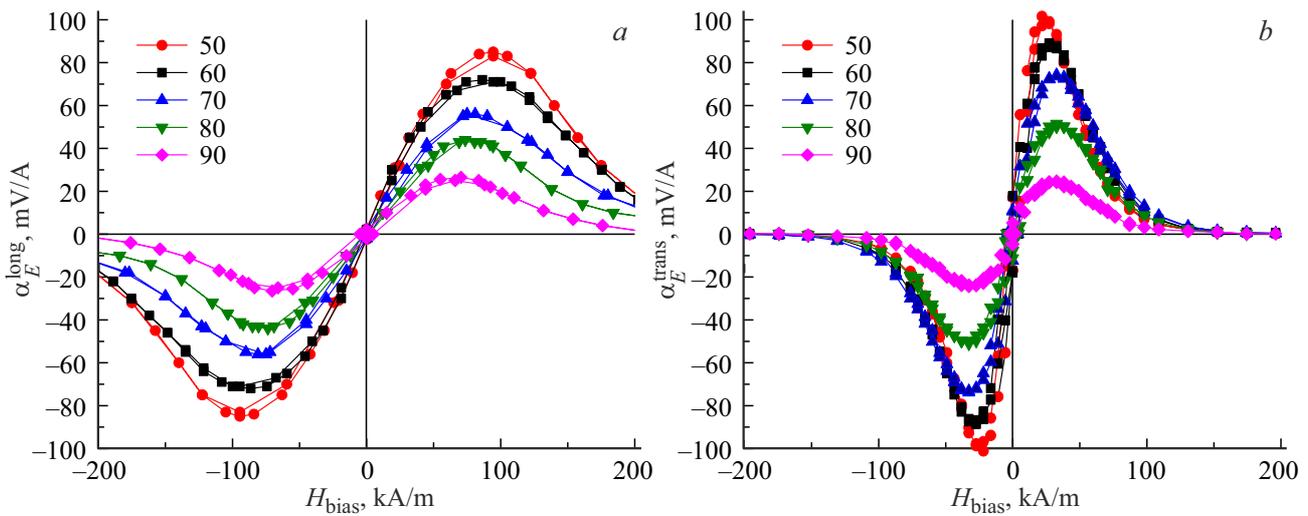


Рис. 4. Зависимость MEVC от величины поля подмагничивания: *a* — продольный эффект, *b* — поперечный эффект.

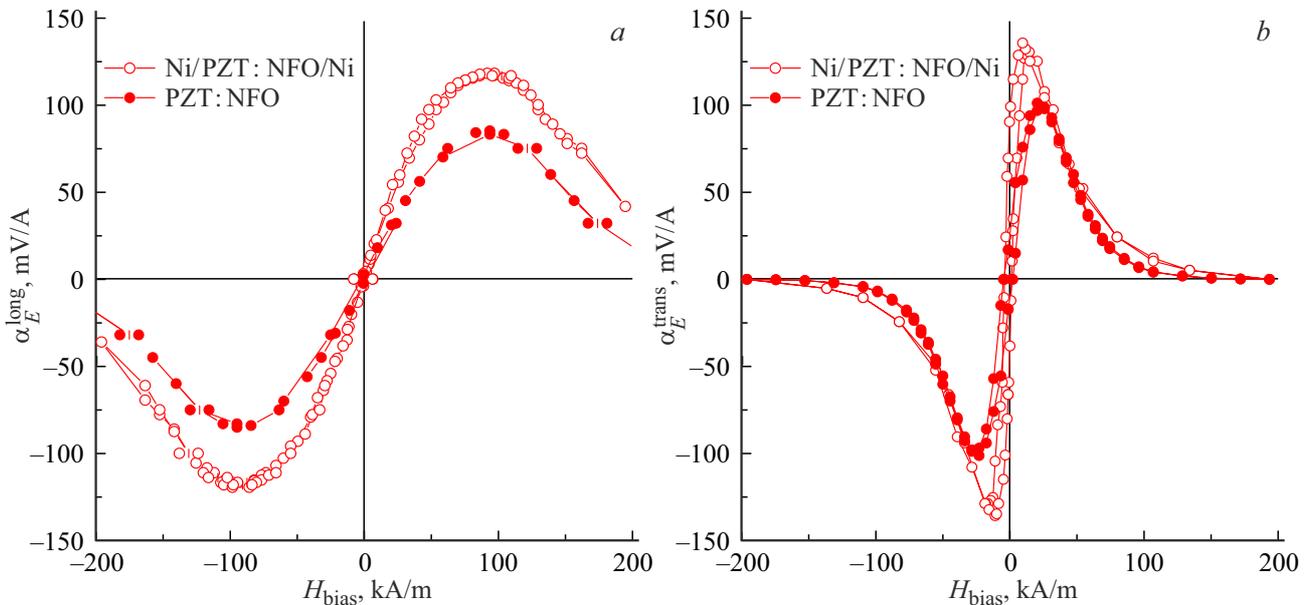


Рис. 5. Зависимость MEVC от поля подмагничивания для PZT:NFO композита состава 50:50% и для гибридной структуры Ni/PZT:NFO/Ni с двумя слоями никеля толщиной 20 μm каждый: *a* — продольный эффект, *b* — поперечный эффект.

Как видно из рис. 5, для гибридной структуры величина эффекта в максимуме почти в полтора раза превосходит величину эффекта в PZT:NFO композите как при продольном, так и при поперечном эффекте, причем значение поля, на которую приходится максимум эффекта, смещается в область более слабых полей.

Результаты эксперимента показали, что величина эффекта для гибридной структуры зависит как от состава PZT:NFO композита, так и от толщины нанесенных дополнительно магнитоstrictionных слоев. На рис. 6 представлена зависимость MEVC от состава PZT:NFO композита для гибридной структуры Ni/PZT:NFO/Ni с толщиной слоя никеля 20 μm каждый.

Данные экспериментального исследования линейного низкочастотного MEVC при поперечной ориентации полей для гибридных структур с толщиной никеля 100 μm представлены на рис. 7.

Из сравнения графиков, представленных на рис. 6, *b* и рис. 7 следует, что увеличение толщины Ni от 20 до 100 μm приводит перераспределению максимумов МЭ-коэффициента. В этом случае максимальное значение наблюдается в структурах с концентрацией PZT:NFO в соотношении 90:10%, а минимальное в структуре 50:50%. Полученные результаты можно объяснить на основе модели, основанной на совместном решении системы уравнений для каждой из фаз, входящих в

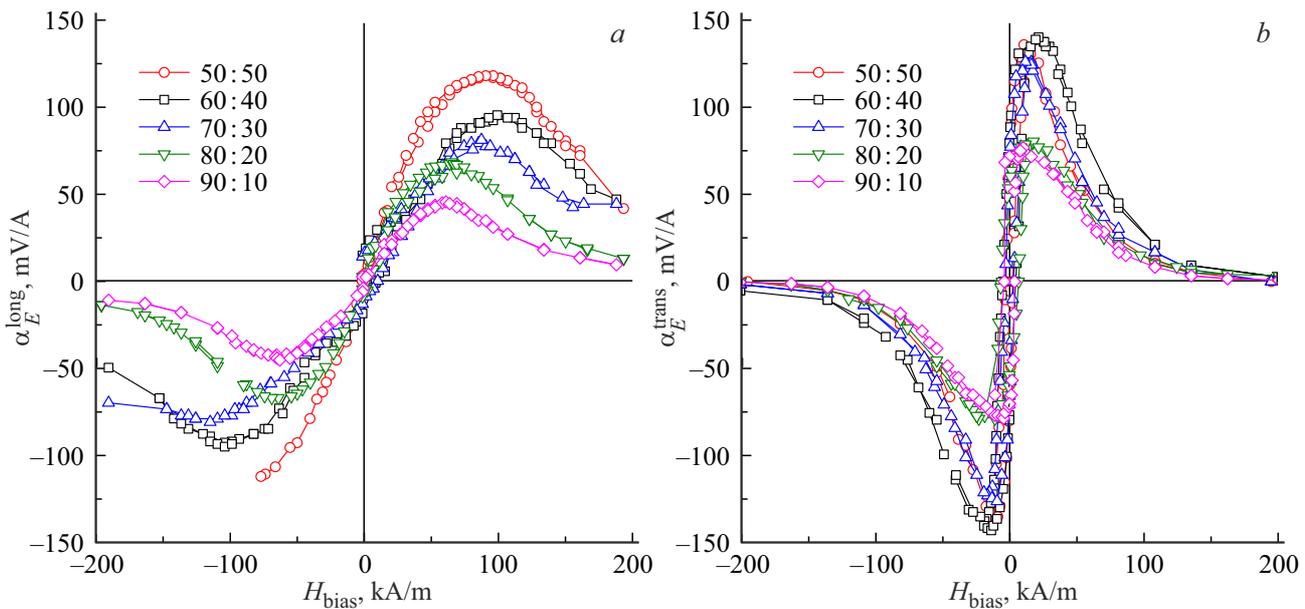


Рис. 6. Зависимость MEVC от поля подмагничивания для гибридной структуры Ni/PZT:NFO/Ni с толщиной слоя никеля 20 μm от состава PZT:NFO композита: *a* — продольный эффект, *b* — поперечный эффект.

состав гибридной структуры. Проводя вычисления, аналогичные вычислениям проведенным в [33] для MEVC гибридной структуры, обусловленного планарными колебаниями, получим следующее выражение:

$$\alpha_{E, \text{long}} = \frac{Y^{ME} d_{31}^{ME}}{\epsilon_{33} \bar{Y} t} \times \frac{[Y^{ME} t^{ME} (q_{11}^{ME} + q_{12}^{ME}) + 2Y^{\text{Ni}t^{\text{Ni}}} (q_{11}^{\text{Ni}} + q_{12}^{\text{Ni}})]}{[1 - 2k_p^2 (1 - Y^{ME} t^{ME} / \bar{Y} t)]}. \quad (2)$$

Здесь Y^{ME} , Y^{Ni} , t^{ME} , t^{Ni} — модули Юнга и толщина PZT:NFO композита и Ni соответственно, d_{31}^{ME} , q_{1i}^{ME} и ϵ_{33} — эффективные значения пьезомодулей и диэлектрической проницаемости композита, q_{1i}^{Ni} — величина пьезомагнитного модуля Ni, k_p^2 — квадрат коэффициента электромеханической связи, $t = t^{ME} + 2t^{\text{Ni}}$ — толщина гибридной структуры, $\bar{Y} = (Y^{ME} t^{ME} + 2Y^{\text{Ni}t^{\text{Ni}}})/t$ — среднее значение модуля Юнга структуры.

Из выражения (2) следует, что при малых толщинах никеля $t^{\text{Ni}} \ll t^{ME}$ определяющий вклад в величину эффекта будет давать первый член, стоящий в квадратных скобках в числителе уравнения (2), поэтому зависимость MEVC гибридной структуры от соотношений концентрации PZT:NFO будет повторять концентрационную зависимость объемного NFO:PZT композита. Отличие будет заключаться лишь в том, что вклад Ni пропорционален не только толщине слоя, но и значению эффективного пьезоэлектрического модуля композита d_{31}^{ME} , который уменьшается с ростом процентного содержания феррита, поэтому максимум зависимости для гибридной структуры приходится на состав 60:40, а не на состав 50:50, как для объемного NFO:PZT композита. Кроме

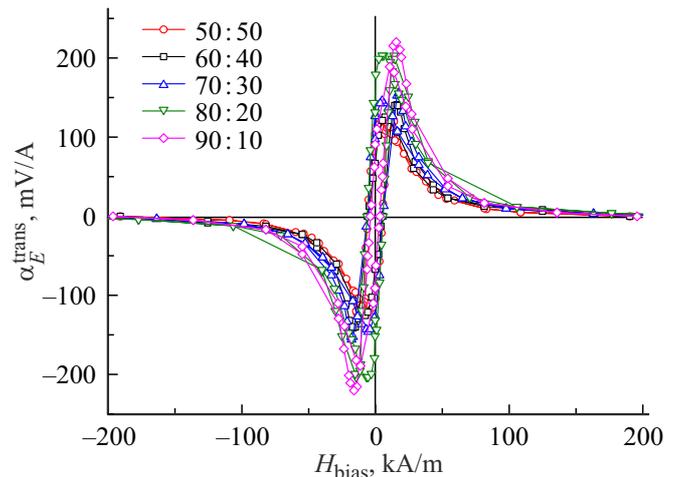


Рис. 7. Зависимость MEVC от поля подмагничивания для гибридной структуры Ni/PZT:NFO/Ni с толщиной слоя никеля 100 μm от состава PZT:NFO композита при поперечном эффекте.

того, наличие ферромагнитного слоя Ni приводит к увеличению индукции магнитного поля, действующего на объемный NFO:PZT композита, вследствие чего происходит смещение максимального значения MEVC в область меньших значений поля подмагничивания.

При увеличении толщины слоя Ni вклад второго члена, стоящего в квадратных скобках в числителе уравнения (2), в величину эффекта будет определяющим, поэтому максимальное значение MEVC будет наблюдаться в гибридной структуре с максимальным эффективным значением пьезоэлектрического модуля

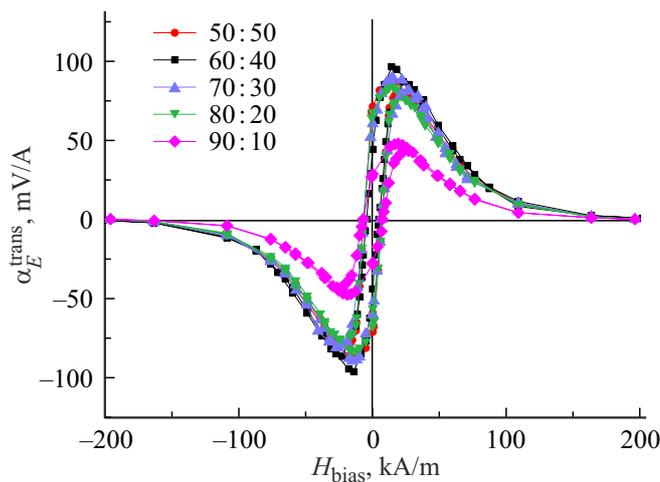


Рис. 8. Зависимость MEVC от поля подмагничивания для гибридной структуры Ni/Co/Ni/PZT:NFO/Ni/Co/Ni с толщиной слоев 20/40/20 μm от состава PZT:NFO композита при поперечном эффекте.

d_{31}^{ME} , т.е. в структуре состава 90:10. Однако первый член также дает вклад в величину эффекта, вследствие чего наблюдается зависимость MEVC от состава композита.

На рис. 8 представлены результаты исследований полевой зависимости MEVC для гибридных структур с чередующимися слоями Ni/Co/Ni.

Как следует из рис. 8, в гибридной структуре, состоящей из чередующихся слоев Ni/Co/Ni (20/40/20 μm) величина эффекта меньше, чем в гибридной структуре, состоящей из нанесенных слоев никеля (100 μm). Кроме того, ожидаемого увеличения величины эффекта при нулевом поле смещения, связанного с наличием градиента намагниченности не наблюдалось. Так в гибридной структуре с чередующимися слоями Ni/Co/Ni при нулевом поле смещения максимальное значение величины эффекта составило 71 мВ/А, в то время как в структуре со слоями Ni максимальное значение эффекта при $H_{\text{bias}} = 0$ составило 131 мВ/А. Отсюда можно сделать вывод, что эффект „самосмещения“ не связан с наличием градиента намагниченности, а связан, как показано в работах [34,35], с наличием остаточной намагниченности.

4. Заключение

В результате исследований установлено, что использование дополнительных слоев ферромагнитных металлов приводит к усилению МЭ-взаимодействия гибридной структуры по сравнению с объемным NFO:PZT композитом. Это усиление наблюдается как при продольном, так и поперечном эффекте. Оно связано с тем, что наличие дополнительных магнитоэлектрических слоев приводит к увеличению деформаций объемного МЭ-композита, что ведет к увеличению MEVC. Кроме того,

наличие дополнительных ферромагнитных слоев приводит к увеличению магнитного поля в объемном композите, в результате чего максимальное значение MEVC достигается при более низком поле подмагничивания, по сравнению с объемным PZT:NFO композитом, причем величина продольного эффекта становится сопоставимой по значению с поперечным.

Создание структур с чередующимися слоями Ni/Co/Ni, имеющими градиент намагниченности, не привело к ожидаемому эффекту увеличения MEVC при нулевом поле подмагничивания, по сравнению с гибридной структурой с покрытием никеля. Это позволяет считать, что эффект „самосмещения“, т.е. возникновение МЭ-эффекта при нулевом поле подмагничивания, не связан с наличием градиента намагниченности, а обусловлен остаточной намагниченностью.

Как было показано, наличие металлических покрытий с магнитоэлектрическими свойствами позволяет повысить MEVC, и приводит к смещению максимального значения коэффициента в область меньших магнитных полей. Это позволяет увеличить чувствительность таких структур к изменению магнитного поля, что перспективно для практического применения.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Белорусского фундаментального фонда научных исследований в рамках гранта Ф20МС–006.

Исследование проведено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00763, <https://rscf.ru/project/22-19-00763/> в Новгородском государственном университете им. Ярослава Мудрого.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] А.А. Бухараев, А.К. Звездин, А.П. Пятаков, Ю.К. Фетисов. УФН **188**, 12, 1288 (2018).
- [2] M. Bichurin, R. Petrov, O. Sokolov, V. Leontiev, V. Kuts, D. Kiselev, Y. Wang. Sensors **21**, 6232 (2021).
- [3] T. Deng, Z. Chen, W. Di, R. Chen, Y. Wang, L. Lu, H. Luo, T. Han, J. Jiao, B. Fang. Smart Mater. Struct. **30**, 085005 (2021).
- [4] J. Gao, Z. Jiang, S. Zhang, Z. Mao, Y. Shen, Z. Chu. Actuators **10**, 109 (20210).
- [5] V. Annapureddy, H. Palneedi, W.-H. Yoon, D.-S. Park, J.-J. Choi, B.-D. Hahn, C.-W. Ahn, J.-W. Kim, D.-Y. Jeong, J.A. Ryu. Sensors Actuators A **260**, 15, 206 (2017).
- [6] D. Viehland, M. Wuttig, J. McCord, E. Quandt. MRS Bull. **3**, 834 (2018).
- [7] V.N. Serov, D.V. Chashin, L.Y. Fetisov, Y.K. Fetisov, A.A. Berzin. J. IEEE Sensors **18**, 20, 8256 (2018).
- [8] D.A. Burdin, D.V. Chashin, N.A. Ekonomov, Y.K. Fetisov, A.A. Stashkevich. JMMM **405**, 244 (2016).

- [9] V. Annappureddy, H. Palneedi, G.-T. Hwang, M. Peddigari, D.-Y. Jeong, W.-H. Yoon, K.-H. Kim, J. Ryu. *Sustainable Energy Fuels* **1**, 2039 (2017).
- [10] C. M. Leung, X. Zhuang, D. Friedrichs, J. Li, R. W. Erickson, V. Laletin, M. Popov, G. Srinivasan, D. Viehland. *Appl. Phys. Lett.* **111**, 122904 (2017).
- [11] J. Zhang, W. Zhu, D.A. Filippov, W. He, D. Chen, K. Li, S. Geng, Q. Zhang, L. Jiang, L. Cao, R. Timilsina, G. Srinivasan. *Rev. Sci. Instrum.* **90**, 015004 (2019).
- [12] Y. Yan, L. D. Geng, L. Zhang, X. Gao, S. Gollapudi, H.-C. Song, S. Dong, M. Sanghadasa, K. Ngo, Y.U. Wang, S. Priya. *Sci. Rep.* **7**, 16008 (2017).
- [13] J. Yu, L. Bai, R. Gao. *Proc. Appl. Ceram.* **14**, 4, 336 (2020).
- [14] X. Qin, R. Xu, H. Wu, G. Rongli, Z. Wang, G. Chen, C. Fu, X. Deng, W. Cai. *Proc. Appl. Ceram.* **13**, 4, 349 (2019).
- [15] R. Elshater, A.S. Atlam, M.K. Elnimr, S.T. Assar, D. Tishkevich, T. Zubar, S. Trukhanov, A.V. Trukhanov, D. Zhou, M. Darwish. *Mater. Sci. Eng. B* **286**, 10, 116025 (2022).
- [16] Y. Fetisov, D. Chashin, D. Saveliev, L. Fetisov, M. Shamonin. *Materials* **12**, 19, 3228 (2019).
- [17] G. Schileo, C. Pascual-Gonzalez, M. Alguero, I.M. Reaney, P. Postolache, L. Mitoseriu, K. Reichmann, M. Venet, A. Feteira. *J. Eur. Ceram. Soc.* **38**, 4, 1473 (2017).
- [18] G. Wu, R. Zhang. *Письма в ЖТФ* **48**, 24, 3 (2022).
- [19] S. Saha, R.P. Singh, Y. Liu, A.B. Swain, A. Kumar, V. Subramanian, A. Arockiarajan, G. Srinivasan, R. Ranjan. *Phys. Rev. B* **103**, L140106 (2021).
- [20] M. Popov, Y. Liu, V.L. Safonov, I.V. Zavislyak, V. Moiseienko, P. Zhou, G. Srinivasan. *Phys. Rev. Appl.* **14**, 3, 1 (2020).
- [21] L.Y. Fetisov, D.V. Chashin, D.V. Saveliev, M.S. Afanas'ev, I.D. Simonov-Emel'yanov, M.M. Vopson, Y.K. Fetisov. *JMMM* **485**, 9, 251 (2019).
- [22] S.K. Chacko, B. Raneesh. *J. Mater. Sci.* **58**, 3, 1158 (2023).
- [23] G. Schileo, C. Pascual-Gonzalez, M. Alguero, I.M. Reaney, P. Postolache, L. Mitoseriu, K. Reichmann, M. Venet, A. Feteira. *J. Eur. Ceram. Soc.* **38**, 4, 1473 (2018).
- [24] J. Zhang, B. Ge, Q. Zhang, J. Wu, J. Tao, J. Chen, L. Jiang, L. Cao. *IEEE Transact. Magn.* **58**, 2, 1 (2022).
- [25] B. Ge, J. Zhang, Q. Zhang, D.A. Filippov, J. Wu, J. Tao, J. Chen, L. Jiang, L. Cao, G. Srinivasan. *JMMM* **564**, 12, 170115 (2022).
- [26] Y. Wang, D. Gray, D. Berry, J. Gao, M. Li, J. Li, D. Viehland. *Adv. Mater.* **23**, 4111 (2011).
- [27] V. Laletin, N. Poddubnaya, D. Filippov. *AIP Conf. Proc.* **2486**, 030021 (2022).
- [28] D.V. Chashin, Y.K. Fetisov, K.E. Kamentsev, G. Srinivasan. *Appl. Phys. Lett.* **92**, 102511 (2008).
- [29] S.R. Murphy, T.S. Rao. *Phys. Status Solidi A* **90**, 631 (1985).
- [30] M.I. Bichurin, R.V. Petrov, V.S. Leontiev, O.V. Sokolov, A.V. Turutin, V.V. Kuts, I.V. Kubasov, A.M. Kislyuk, A.A. Temirov, M.D. Malinkovich, Y.N. Parkhomenko. *Sensors* **20**, 7142 (2020).
- [31] Д.А. Филиппов, В.М. Лалетин, G. Srinivasan. *ЖТФ* **82**, 1, 47 (2012).
- [32] M.I. Bichurin, V.M. Petrov, G. Srinivasan. *Phys. Rev.* **68**, 054402 (2003).
- [33] Д.А. Филиппов, Т.А. Галкина, И.Н. Маничева. *ЖТФ* **93**, 2, 230 (2023).
- [34] J. Zhang, D.K. Li, D.A. Filippov, B. Ge, Q. Zhang, X. Hang, L. Cao, G. Srinivasan. *AIP Advances* **9**, 035137 (2019).
- [35] Y. Liu, J. Zhang, P. Zhou, C. Dong, X. Liang, W. Zhang, T. Zhang, N.X. Sun, D. Filippov, G. Srinivasan. *J. Appl. Phys.* **126**, 114102 (2019).

Редактор Т.Н. Василевская