

О ВИЗУАЛИЗАЦИИ ОБЛАСТИ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТОНКОГО СЛОЯ ФЕРРОМАГНЕТИКА НА СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПОДЛОЖКЕ

© 2019 г. А. И. Стогний^{1, *}, Н. Н. Новицкий¹, С. А. Шарко¹, А. В. Беспалов²,
О. Л. Голикова², М. Н. Смирнова³, В. А. Кецко³

¹Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению,
Беларусь, 220072 Минск, ул. П. Бровки, 19

²Московский технологический университет, Россия, 119454 Москва, пр. Вернадского, 78

³Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова Российской академии наук,
Россия, 119991 Москва, Ленинский пр., 31

*e-mail: stognij@ifftp.bas-net.by

Поступила в редакцию 17.08.2018 г.

После доработки 07.09.2018 г.

Принята к публикации 15.10.2018 г.

Методами растровой электронной микроскопии показано, что взаимодействие ферромагнитного и сегнетоэлектрического компонентов в пленочной структуре $\text{Co}/\text{PbZr}_{0.45}\text{Ti}_{0.55}\text{O}_3/\text{Co}$, приводящее к значительному по величине (единицы – десятки мВ/А) низкочастотному магнитоэлектрическому эффекту при комнатной температуре, происходит на глубине до 20 мкм. Это позволяет оптимизировать толщину подложек $\text{PbZr}_{0.45}\text{Ti}_{0.55}\text{O}_3$ и улучшить характеристики указанных структур при использовании в качестве чувствительных элементов в устройствах формирования–обработки информации и датчиков магнитного поля на основе магнитоэлектрического эффекта.

Ключевые слова: магнитоэлектрический эффект, граница раздела ферромагнетик–сегнетоэлектрик, ионно-лучевое распыление-осаждение, электронная микроскопия, фокусированные ионные пучки

DOI: 10.1134/S0002337X1903014X

ВВЕДЕНИЕ

В последнее время интенсивно исследуется магнитоэлектрический (МЭ) эффект [1] в связанных слоистых структурах ферромагнетик–сегнетоэлектрик, обусловленный взаимодействием ферромагнитного (ФМ) и сегнетоэлектрического (СЭ) компонентов посредством механической деформации. Практический интерес к таким объектам вызван прежде всего тем, что МЭ-эффект выражен в них намного сильнее, чем в объемных композиционных материалах [1–3]. Предполагается, что они будут перспективны в различных устройствах взаимного преобразования электрической и магнитной энергии, а также хранения и считывания информации [4–6]. При этом открытым является вопрос о том, насколько однородно по толщине МЭ-взаимодействие в слоистых структурах, полученных такими распространенными методами, как спекание или склеивание [2, 7–9], а для получения количественных характеристик просто используется физическая толщина исходных слоев. В отличие от однофазных монокристаллов оксида хрома Cr_2O_3 [10] и феррита висмута BiFeO_3 [11]

здесь электрическая и магнитная фазы разнесены по объему, а на границе контакта фаз имеется рассогласование симметрии кристаллических структур. В диэлектрике из-за отсутствия магнитных моментов распространяются только упругие и электрические взаимодействия, приводящие к его поляризации. С другой стороны, невозможность поляризации ферромагнетика обусловлена отсутствием в нем связанных зарядов. Отсюда следует ожидать, что МЭ-взаимодействие в слоистых структурах является неоднородным по мере удаления от границы раздела химически разнородных компонентов с различными физическими свойствами.

В работах [12, 13] исследуются структуры в виде тонкого слоя ФМ-металла на плоской поверхности СЭ-подложки. В них существуют интенсивные МЭ-взаимодействия, которые из-за сосредоточения в области непосредственного контакта металл–керамическая подложка ранее были классифицированы, как интерфейсный МЭ-эффект. При этом структуры получают методом ионно-лучевого распыления-осаждения [12–15]. Они от-

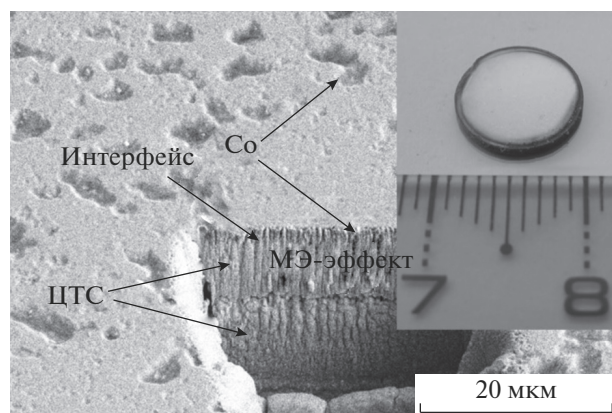


Рис. 1. Характерный вид микроучастка поверхности в области интерфейса Со (2 мкм)/ЦТС и его поперечное сечение; на вставке – внешний вид тонкопленочного элемента на основе структуры Со (2 мкм)/ЦТС (400 мкм)/Со (2 мкм).

личаются высокой адгезией слоя металла к подложке и обеспечивают надежную упругую связь компонентов и высокую добротность частотных характеристик МЭ-эффекта [12].

Исследование свойств структур с интерфейсным МЭ-эффектом и результаты экспериментов по их поляризации указывают на то, что область упруго-связанного состояния простирается на конечную глубину СЭ от границы раздела. Для определения этой глубины предлагается использовать сравнительный анализ методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) естественного скола и поперечного сечения, полученного с применением методики реза фокусированным ионным пучком (ФИП) и последующего ионного шлифования в высоком вакууме.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

СЭ-керамика на основе цирконата-титаната свинца (ЦТС) состава $\text{PbZr}_{0.45}\text{Ti}_{0.55}\text{O}_3$ синтезировалась в виде таблеток диаметром 8 мм и толщиной 400 мкм методом твердофазного синтеза [16, 17] путем спекания порошкообразных оксидов ZrO_2 , TiO_2 и PbO , взятых в соответствующей пропорции, спрессованных под давлением 2×10^8 Па. Поверхность образцов последовательно обрабатывалась методами механохимического полирования и ионно-лучевого распыления-осаждения с целью доведения ее среднеквадратической шероховатости до субмикронного уровня [14]. Затем на поверхность подложки методом ионно-лучевого распыления-осаждения наносился слой кобальта толщиной до 3 мкм [13, 14, 18, 19].

МЭ-измерения проводились при комнатной температуре в постоянном и переменном магнитных полях по методике, описанной в [7, 16, 20]. В

качестве МЭ-отклика принимался МЭ-коэффициент по напряжению α (мВ/(смЭ)).

Анализ поперечных сечений гетероструктур проводили на растровом электронно-ионном микроскопе Helios NanoLab 600 производства FEI Company (США). Для получения резов поперечного сечения с помощью ФИП использовались ионы галлия с энергией 32 кэВ. Естественные сколы получались методом раскалывания в вакууме в камере электронного микроскопа.

Рентгеновские исследования проводились на дифрактометре ДРОН-3 с использованием характеристического излучения CuK_α с длиной волны 1.5405 Å. При шаге сканирования 0.03° время сбора данных в точке составляло 3 с. Рефлексы идентифицировались с использованием базы данных ICSD (Inorganic crystal structure database).

Толщины металлических пленок определялись с помощью интерференционного микроскопа Линника–Номарски МИИ 4 и по данным РЭМ.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 показан участок поверхности структуры Со (2 мкм)/ЦТС (400 мкм) с поперечным резом, полученным при помощи ФИП. Глубина реза составляет более 20 мкм. На поперечном резе отчетливо наблюдаются три характерные области. Верхняя область соответствует слою кобальта толщиной 2 мкм, вторая – слою ЦТС толщиной примерно 8–14 мкм, она примыкает к слою кобальта и образует с ним условно плоскопараллельную границу. Третья область соответствует оставшейся части подложки, при этом между второй и третьей областями ЦТС формируется разрыв в виде трещины и отчетливо видны несовпадения в продольных неоднородностях реза, несовпадающих вдоль линии образования трещины. Продольные неоднородности второго слоя ЦТС хорошо согласуются с соответствующими неоднородностями поперечного сечения слоя кобальта.

Ранее при исследовании аналогичных структур [13, 19, 21, 22] было показано, что пленка кобальта толщиной 1.5–2.5 мкм обладает относительно совершенной кристаллической структурой и наводит наибольшие упругие напряжения в подложке ЦТС. Об этом же свидетельствуют максимальные величины МЭ-эффекта в таких структурах, полученных методом ионно-лучевого распыления. Следует отметить, что на поверхности образца, прилегающей к области реза (рис. 1, вставка), никаких особенностей, связанных с разрушением как пленки металла, так и всей структуры, не видно. Пленка кобальта лежит сплошным ровным слоем на поверхности подложки и имеет характерный металлический блеск, что говорит о хорошем качестве как самой пленки, так и всей структуры в целом.

Формирование характерной трещины между вторым и третьим слоями ЦТС можно объяснить следующим образом. По мере формирования поперечного реза при травлении ФИП и последующем его шлифовании в камере РЭМ образуется свободная боковая поверхность. Образование свободной поверхности сопровождается появлением свободной поверхностной энергии. Так как исходное состояние структуры является упруго-связанным, в области поперечного сечения реза, там, где упругие напряжения максимальны, дополнительный вклад от поверхностной энергии оказывается достаточным для разрыва связанной керамической подложки вдоль оптимального пути для релаксации упругих напряжений. В этом случае глубина формирования разрыва в виде продольной трещины может быть взята для оценки толщины слоя подложки, находящегося в упруго-связанном состоянии со слоем кобальта.

На рис. 2 показано поперечное сечение образца Co (2 мкм)/ЦТС (400 мкм) в области естественного скола. Видно, что сплошной и однородный слой кобальта конформным образом покрывает относительно крупные кристаллиты подложки, тогда как керамические блоки-кристаллиты, случайно ориентированные относительно поверхности раздела, имеют ярко выраженную огранку и плотно сопрягаются плоскостями друг с другом. На поперечном сечении естественного скола можно, как на рис. 1, выделить три области. Первая область соответствует слою кобальта; вторая – слою ЦТС, примыкающему к слою кобальта, с условной толщиной примерно в 10 мкм; третий слой относится к остальной части подложки. В отличие от сечения реза на рис. 1, второй и третий слои сплошным образом связаны друг с другом, но существенно отличаются морфологией боковой поверхности. Боковая поверхность второго слоя состоит в основном из выступающих над поперечным сечением участков и характеризуется более ярким контрастом по сравнению с третьей областью, которая более однородна и имеет более гладкую боковую поверхность.

Отличия в морфологиях поверхности второй и третьей областей поперечных сечений на рис. 1 и 2 можно объяснить отличиями механизмов их формирования. Во втором случае естественный скол получается методом раскалывания в вакууме. Обычно он формируется в наиболее дефектном участке образца и расходится от него в виде трещин, распространяющихся по энергетически выгодным участкам поперек образца, т.е. плоскость скола соответствует поверхности с минимальной энергией. Вторая область на рис. 2 находится в упруго-связанном состоянии со слоем кобальта, релаксация этих избыточных упругих напряжений по мере формирования свободной поверхности при раскалывании будет характеризоваться дополнительным вкладом в поверхност-

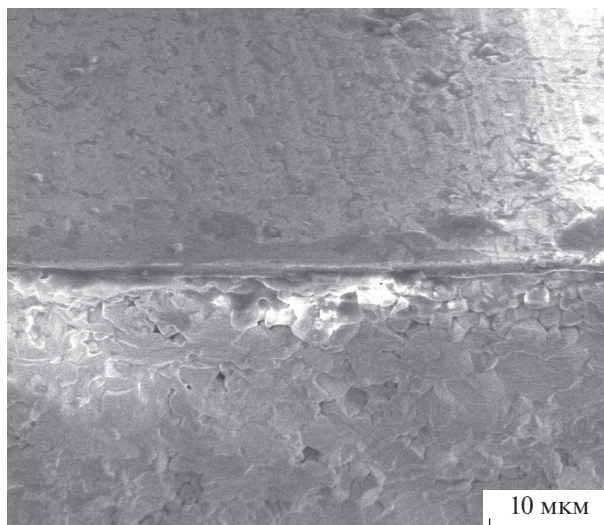


Рис. 2. Характерный вид микроучастка поверхности структуры Co (2 мкм)/ЦТС (400 мкм)/ Co (2 мкм) с естественным сколом в области интерфейса Co /ЦТС и его поперечное сечение.

ную энергию. Это в дальнейшем способствует формированию скола с более развитым рельефом и преобладанием выступов по сравнению со сколом третьей области, соответствующей менее напряженному состоянию СЭ-подложки.

Целостность упруго-связанного состояния слоя кобальта с подложкой ЦТС, формируемого методом ионно-лучевого распыления-осаждения, также подтверждается высокими значениями добротности колебаний, полученными при исследовании частотных свойств данных структур [12]. Добротность, как известно, обратно пропорциональна ширине резонансных линий на полувысоте. Наличие узких резонансных линий в частотном спектре свидетельствует о том, что данные структуры в переменном магнитном поле совершают колебания с меньшим набором, что свидетельствует об однородности образца.

Данные рентгеновских исследований приведены на рис. 3. Как известно, используемая керамика ЦТС состава $\text{PbZr}_{0.45}\text{Ti}_{0.55}\text{O}_3$ кристаллизуется в тетрагональной сингонии с параметрами решетки $a = 0.4017$ нм и $c = 0.4139$ нм (слегка удлиненный куб в направлении оси c).

На рентгенограмме в диапазоне углов 40° – 50° должны наблюдаться малоугловые рефлексы кобальта. Однако в этой области имеется размытость, обусловленная диффузным рассеянием рентгеновских лучей, на фоне которой едва заметны рефлексы ГПУ-фазы кобальта 10.0 и 00.2 при углах соответственно 41.6° и 44.6° и совсем не виден рефлекс 10.1 при 47.3° . Появление размытости вполне естественно объясняется напряженным состоянием самой пленки металла и ее осаждением на

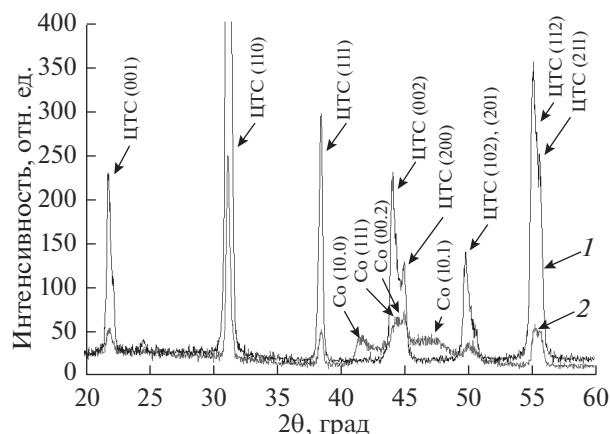


Рис. 3. Рентгенограммы структуры Co (2 мкм)/ЦТС (400 мкм) (1) и подложки ЦТС (2).

относительно развитый рельеф поверхности подложки. Пленка кобальта, упруго-связанная с подложкой, сама испытывает влияние подложки, что проявляется в непрерывном изменении ее параметров кристаллической решетки около тех положений, где должны быть рефлексы от свободной пленки. На рентгенограмме отчетливо наблюдаются рефлексы от пленки ГПУ- и ГЦК-фазы 00.2 и 111, очень близкие к рефлексу от подложки 002, а область размытости имеется там, где сосуществуют рефлексы от пленки кобальта и подложки. С другой стороны, три характерных малоугловых рефлекса от подложки 001, 110 и 111 в области углов 20° – 40° вдали от рефлексов пленки не размыты. Это дополнительно свидетельствует о релаксации упругих напряжений на кристаллической решетке, поскольку изменение параметров кристаллических решеток пленки и подложки возможно при их приблизительном равенстве, что отражается на близости соответствующих пиков на рентгенограмме, а размытость характеризует упругое состояние решеток в допустимых до разрыва пределах.

Полученные результаты рентгеновских исследований можно объяснить тем, что наиболее энергичная часть адатомов кобальта при ионно-лучевом осаждении на подложку, формируя прочную адгезионную связь с подложкой, частично проникает в решетку в виде дефектов, деформируя приповерхностную часть решетки и кристаллитов в целом, которые соотносятся с кристаллитами второго слоя СЭ, визуализированного на рис. 1 и 2.

Для рассматриваемых структур СЭ–ФМ с характерным упруго-связанным состоянием соответствующие гистерезисные участки петли зависимости МЭ-коэффициента по напряжению от поля намагничивания имеют полуширину до 0.01 мТл (рис. 4). Петли МЭ-эффекта и перемагничивания в зависимости от внешнего магнитно-

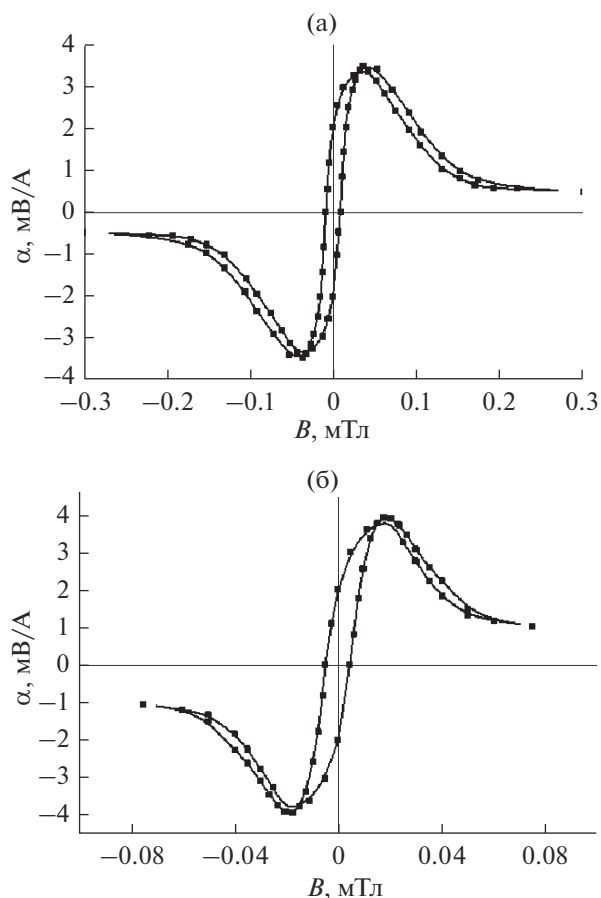


Рис. 4. Кривые МЭ-гистерезиса образцов слоистых структур с максимальным МЭ-эффектом: а – Co (2.2 мкм)/ЦТС (400 мкм)/Co (2.2 мкм), б – Co (2.5 мкм)/ЦТС (400 мкм)/Co (2.5 мкм).

го поля на участках гистерезиса имеют вид, характерный для протекания взаимосвязанных процессов. Поэтому петли перемагничивания, как и соответствующие петли МЭ-эффекта, являются узкими. Отсюда следует, что энергия анизотропии достаточно мала, и перемагничивание магнитного слоя осуществляется при слабых магнитных полях. Это происходит, если в слое отсутствуют структурные неоднородности и дефекты, способные существенно повлиять на магнитные свойства. В рассматриваемом случае этому соответствует слой кобальта, который является сплошным, находится на достаточно гладкой подложке и образует с ней упруго-связанную систему.

Известно, что в случае несплошного слоя ФМ-металла на естественной поверхности сегнетоэлектрической подложки слой и подложка являются менее упруго-связанными [14]. Структурные неоднородности в виде несплошных участков слоя ферромагнетика и неровностей рельефа поверхности подложки создают значительные затруднения процессам перемагничивания. Как резуль-

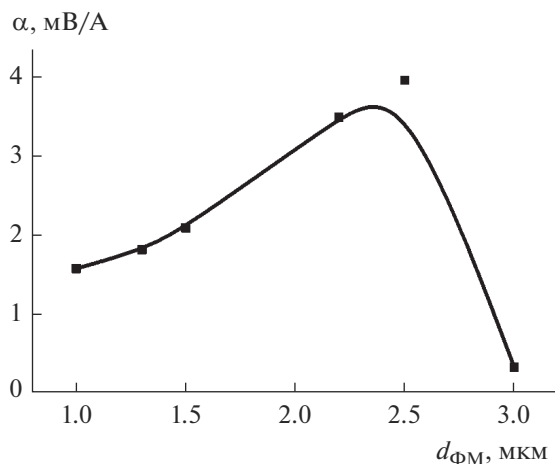


Рис. 5. Зависимость низкочастотного МЭ-коэффициента по напряжению α от толщины магнитного слоя $d_{\text{ФМ}}$ в структурах $\text{Co}(d_{\text{ФМ}})/\text{ЦТС}(400 \text{ мкм})/\text{Co}(d_{\text{ФМ}})$.

тат, коэрцитивная сила таких пленок становится больше, а петли гистерезиса – шире.

Полученные результаты позволяют считать, что толщина области МЭ-эффекта для рассматриваемых образцов составляет примерно 10 мкм и сосредоточена вблизи границ переходов областей ФМ–СЭ. Максимальная величина МЭ-эффекта в слоистых структурах $\text{Co}/\text{ЦТС}/\text{Co}$ при толщине слоя Co 2–2.5 мкм достигает 4 мВ/А в магнитном поле 0.02–0.04 мТл (рис. 4). Наличие максимума на зависимости низкочастотного МЭ-

коэффициента по напряжению α от толщины магнитного слоя d в таких структурах (рис. 5) в области указанных толщин ФМ-пленки подтверждает результаты [13] и согласуется с представлениями о том, что наибольший вклад в МЭ-эффект вносит область вблизи границы раздела ФМ–СЭ. При данных толщинах магнитного слоя он является сплошным и наиболее совершенным в структурном отношении, обладает наибольшей намагниченностью насыщения [12]. При этом с ростом толщины СЭ-подложки МЭ-эффект ослабляется (рис. 6).

Полученные результаты позволяют оптимизировать толщину слоев кобальта и ЦТС при формировании сенсоров датчиков на основе МЭ-эффекта. Оптимальная толщина слоя кобальта соответствует интервалу 2–4 мкм и находится ближе к 2 мкм. Этот слой формирует приповерхностную область ЦТС толщиной до 20 мкм, в которой сосредоточено МЭ-взаимодействие. Поэтому для симметричных структур типа $\text{Co}/\text{ЦТС}/\text{Co}$ с учетом требования сохранения связности подложки оптимальная толщина подложки соответствует интервалу 120–200 мкм, при этом во избежание образования изгибных деформаций она должна находиться ближе к 200 мкм.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что РЭМ поперечных сечений резон, выполненных методом ФИП, и естественных сколов на примере структур $\text{Co}/\text{ЦТС}/\text{Co}$ позволяет визуализировать размеры области упруго-

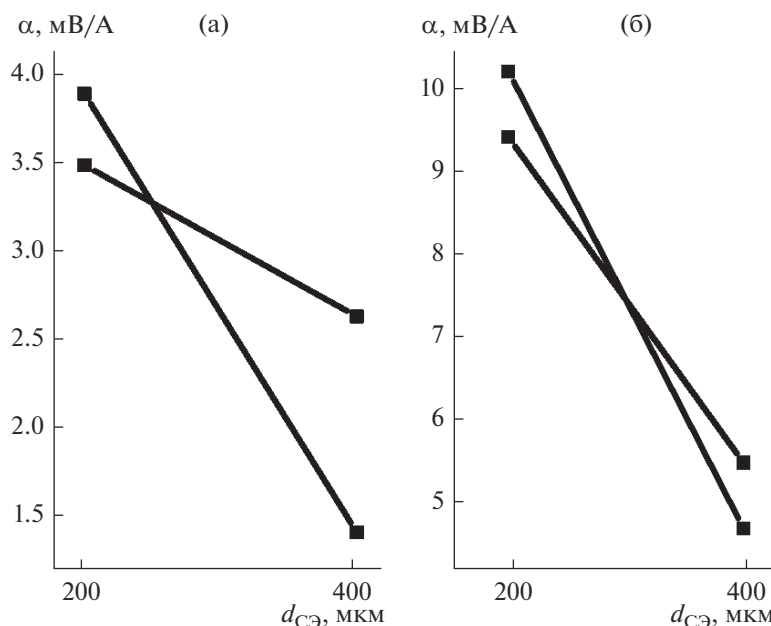


Рис. 6. Зависимости низкочастотного МЭ-коэффициента по напряжению α от толщины СЭ-слоя $d_{\text{СЭ}}$ в структурах $\text{Co}(1 \text{ мкм})/\text{ЦТС}(d_{\text{СЭ}})/\text{Co}(1 \text{ мкм})$ на частоте 0.2 (а), 1 кГц (б).

связанного состояния вблизи границы раздела слой–подложка. Данные РФА, измерений магнитоэлектрических и магнитных характеристик выявляют соответствие визуализированной области упруго-связанного состояния области сосредоточения МЭ-взаимодействия. Это позволяет классифицировать данное МЭ-взаимодействие как интерфейсный МЭ-эффекта из-за специфики влияния существенно более тонкого по сравнению с подложкой ФМ-слоя на формирование МЭ-характеристик.

Полученные результаты позволяют оптимизировать толщины магнитных слоев и СЭ-подложки при изготовлении чувствительных элементов приборов интерфейсного МЭ-эффекта с коэффициентом по напряжению в несколько единиц мВ/А при комнатной температуре.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 18-29-11026.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пятаков А.П., Звездин А.К. Магнитоэлектрические материалы и мультиферроики // Успехи физ. наук. 2012. Т. 182. № 5. С. 593–620.
2. Nan C.-W., Bichurin M.I., Dong S., Viehland D., Srinivasan G. Multiferroic Magnetolectric Composites: Historical Perspective, Status, and Future Directions // J. Appl. Phys. 2008. V. 103. P. 031101-1-35.
3. Cheng J.H., Wang Y.G., Xie D. Resonance Magnetolectric Effect in Ni/Pb(Zr,Ti)O₃/Terfenol-D Trilayered Composites with Different Mechanical Boundary Conditions // Appl. Phys. Lett. 2014. V. 104. P. 252411.
4. Bhadra D., Masud M.G., De S.K., Chaudhuri B.K. Large Magnetolectric Effect and Low Loss High Relative Permittivity in 0–3 CuO/PVDF Composite Film Exhibiting Unusual Ferromagnetism at Room Temperature // J. Phys. D: Appl. Phys. 2012. V. 45. P. 485002.
5. Ma J., Hu J.M., Li Z., Nan C.W. Recent Progress in Multiferroic Magnetolectric Composites: from Bulk to Thin Films // Adv. Mater. 2011. V. 23. P. 1062.
6. Petrie J.R., Fine J., Mandal S., Sreenivasulu G., Srinivasan G., Edelstein A.S. Enhanced Sensitivity of Magnetolectric Sensors by Tuning the Resonant Frequency // Appl. Phys. Lett. 2011. V. 99. P. 043504.
7. Petrov V.M., Srinivasan G., Laletin V.M., Bichurin M.I., Tuskov D.S., Poddubnaya N.N. Magnetolectric Effects in Porous Ferromagnetic–Piezoelectric Bulk Composites: Experiment and Theory // Phys. Rev. B. 2007. V. 75. P. 174422.
8. Srinivasan G., Fetisov Y.K., Fetisov L.Y. Influence of Bias Electrical Field on Magnetolectric Interactions in Ferromagnetic–Piezoelectric Layered Structures // Appl. Phys. Lett. 2009. V. 94. P. 132507.
9. Islam R.A., Priya S. Effect of Piezoelectric Grain Size on Magnetolectric Coefficient of Pb(Zr_{0.52}Ti_{0.48})O₃–Ni_{0.8}Zn_{0.2}Fe₂O₄ Particulate Composites // J. Mater. Sci. 2008. V. 43. № 10. P. 3560–3568.
10. Дзялошинский И.Е. К вопросу о магнитно-электрическом эффекте в антиферромагнетиках // ЖЭТФ. 1959. Т. 37. № 3. С. 881–882.
11. Смоленский Г.А., Чулис И.Е. Сегнетомагнетики // УФН. 1982. Т. 137. С. 415–448.
12. Стогний А.И., Новицкий Н.Н., Кецко В.А., Шарко С.А., Поддубная Н.Н., Лалетин В.М., Беспалов А.В., Голикова О.Л., Смирнова М.Н., Фетисов Л.Ю., Титова А.О. Влияние состояния межфазных границ на величину магнитоэлектрического эффекта в пленках Co(Ni) на подложках PbZr_{0.45}Ti_{0.55}O₃ и GaAs // Неорган. материалы. 2016. Т. 52. № 10. С. 1141–1147.
13. Стогний А.И., Новицкий Н.Н., Шарко С.А., Беспалов А.В., Голикова О.Л., Sazanovich A., Dyakonov V., Szymczak H., Кецко В.А. Вклад межфазных границ в магнитоэлектрические свойства гетероструктур Co/ЦТС/Co // Неорган. материалы. 2014. Т. 50. № 3. С. 303–307.
14. Стогний А.И., Новицкий Н.Н., Шарко С.А., Беспалов А.В., Голикова О.Л., Кецко В.А. Формирование плоскопараллельной межфазной границы в гетероструктуре Ni/PbZr_{0.2}Ti_{0.8}O₃ // Неорган. материалы. 2012. Т. 48. № 8. С. 947–951.
15. Нипан Г.Д., Стогний А.И., Кецко В.А. Оксидные ферромагнитные полупроводники: покрытия и пленки // Успехи химии. 2012. Т. 81. № 5. С. 458–475.
16. Лалетин В.М., Стогний А.И., Новицкий Н.Н., Поддубная Н.Н. Магнитоэлектрический эффект в структурах на основе металлизированных подложек арсенида галлия // Письма в ЖТФ. 2014. Т. 40. № 21. С. 71–78.
17. Izyumskaya N., Alivov Y.-I., Cho S.-J., Morkoç H., Lee H., Kang Y.-S. Processing, Structure, Properties, and Applications of PZT Thin Films // Crit. Rev. Solid State Mater. Sci. 2007. V. 32. № 3. P. 111–202.
18. Стогний А.И., Пашкевич М.В., Новицкий Н.Н., Грибков Б.А., Миронов В.Л., Гераськин А.А., Кецко В.А., Fetter F., Garad H. Контролируемое получение наноразмерных пленок Co на Si(100) ионно-лучевым осаждением // Неорган. материалы. 2011. Т. 47. № 8. С. 962–968.
19. Стогний А.И., Новицкий Н.Н., Шарко С.А., Беспалов А.В., Голикова О.Л., Sazanovich A., Dyakonov V., Szymczak H., Кецко В.А. Влияние толщины слоя кобальта на магнитоэлектрические свойства гетероструктур Co/PbZr_{0.45}Ti_{0.55}O₃/Co // Неорган. материалы. 2013. Т. 49. № 10. С. 1090–1094.
20. Poddubnaya N.N., Laletin V.M., Stognij A.I., Novitskii N.N. Dependence of Magnetolectric Effect in Layered Lead Zirconate-Titanate/Nickel Heterostructures on the Interface Type // Functional Mater. 2010. V. 17. № 3. P. 329–334.
21. Stognij A., Novitskii N., Sazanovich A., Poddubnaya N., Sharko S., Mikhailov V., Nizhankovski V., Dyakonov V., Szymczak H. Ion-Beam Sputtering Deposition and Magnetolectric Properties of Layered Heterostructures (FM/PZT/FM)_n, where FM – Co or Ni₇₈Fe₂₂ // Eur. Phys. J. Appl. Phys. 2013. V. 63. № 02. 21301-p1 (7 pages).
22. Stognij A., Novitskii N., Poddubnaya N., Sharko S., Ketsko V., Mikhailov V., Dyakonov V., Szymczak H. Interface Magnetolectric Effect in the Layered Heterostructures with Co Layers on the Polished and Ion-Beam Planarized Ceramic PZT Substrates // Eur. Phys. J. Appl. Phys. 2015. V. 69. P. 11301–11306.