

Electric field controlled magnetic phase transition in $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ based magnetoelectric composites

A. A. Amirov^{1,2,†}, A. S. Starkov³, I. A. Starkov^{3,4}, A. P. Kamantsev⁵, V. V. Rodionov¹

[†]amiroff_a@mail.ru

¹Laboratory of Novel Magnetic Materials & Institute of Physics Mathematics and Informational Technologies, Immanuel Kant Baltic Federal University, 14 Nevskogo str., Kaliningrad, 236016, Russia

²Amirkhanov Institute of Physics Daghestan Scientific Center of RAS, 94 Yaragskogo str., Makhachkala, 367015, Russia

³University ITMO, 49 Kronverksky ave., St. Petersburg, 197101, Russia

⁴St. Petersburg National Research Academic University of RAS, 8/3 Khlopin str., St. Petersburg, 194021, Russia

⁵Kotelnikov Institute of Radio Engineering and Electronics of RAS, 11/7 Mokhovaya str., Moscow, 125009, Russia

A three-layer magnetoelectric composite PZT/FeRh/PZT consisting of a layer of a magnetic alloy $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ and two layers of a piezoelectric lead zirconate $\text{PbZr}_{0.53}\text{Ti}_{0.47}\text{O}_3$ was fabricated and its magnetic properties were studied. The magnetic alloy $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ from which the magnetic layer was made was obtained by induction melting from pure rhodium Rh (99.9%) and iron Fe (99.98%). An X-ray diffraction analysis of the alloy showed the predominance of a B2 type phase with a bcc structure with an impurity phase of type α' with a fcc structure. Elemental analysis confirmed the composition corresponding to $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$. Temperature dependences of magnetic susceptibility were measured in two regimes: with piezoelectric layers under voltage ("switch on") and without voltage ("switch off"). In the "switch off" regime a phase transition at 324 K in heating and at 315 K in cooling is observed that is different from the results for pure $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$. Application of a voltage to the opposite faces of the composite induces a mechanical stress on the magnetic layer that leads to a decrease in the magnetic susceptibility and shift of the transition temperatures to 320 K in heating and 316 K in cooling. Moreover, this mechanical stress changes the shape and area of the hysteresis, which can be used for control of magnetic properties of materials. The magnetic properties and temperature hysteresis with applied electric field have been theoretically considered and explained on the basis of the Landau-Khalatnikov equations.

Keywords: Fe-Rh alloys, phase transitions, multicaloric effect, magnetoelectric composites.

УДК: 537.9

Управляемый электрическим полем магнитный переход в магнитоэлектрических композитах на основе сплава $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$

Амиров А. А.^{1,2,†}, Старков А. С.³, Старков И. А.^{3,4}, Каманцев А. П.⁵, Родионов В. В.¹

¹Лаборатория новых магнитных материалов & Институт физико-математических наук и информационных технологий Балтийского федерального университета И. Канта, ул. А. Невского 14, Калининград, 368014, Россия

²Институт физики им. Х. И. Амирханова Дагестанского научного центра РАН,
ул. М. Ярагского 94, Махачкала, 367015, Россия

³Национальный Исследовательский Университет ИТМО, Кронверкский пр-т 49, Санкт-Петербург, 197101, Россия

⁴Санкт-Петербургский национальный исследовательский академический университет РАН,
ул. Хлопина 8/3, лит. А, Санкт-Петербург, 194021, Россия

⁵Институт радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова РАН, ул. Моховая 11/7, Москва, 125009, Россия

Изготовлен трехслойный магнитоэлектрический композит PZT/FeRh/PZT, состоящий из слоя магнитного сплава $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ и двух слоев пьезоэлектрика — цирконата титаната свинца $\text{PbZr}_{0.53}\text{Ti}_{0.47}\text{O}_3$, и исследованы его магнитные свойства. Магнитный сплав $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$, из которого изготавливался магнитный слой, был получен методом индукционной плавки из чистых металлов родия Rh (99.9%) и железа Fe (99.98%). Рентгеноструктурный анализ показал преобладание фазы (тип B2) с кристаллической структурой bcc (ОЦК) с содержанием примесной фазы типа α' с кристаллической структурой fcc (гранецентрированная кубическая решетка). Элементный анализ подтвердил состав, соответствующий $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$. Температурные измерения магнитной восприимчивости были проведены в двух режимах: при поданном на пьезоэлектрические слои напряжении («switch on»), и когда напряжение отключено

(«switch off»). В режиме «switch off» наблюдается переход в области температур 324 К (нагрев) и 315 К (охлаждение), что несколько отличается от результатов для чистого $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$. Включение электрического напряжения на противоположные грани композита с наибольшей площадью индуцирует механическое воздействие на магнитный слой. Так, например, включение напряжения величиной 50 В приводит к смещению температуры перехода к ~320 К в режиме нагрева и ~316 К в режиме охлаждения, изменению формы и площади термомагнитного гистерезиса, а также уменьшению величины магнитной восприимчивости, что может быть интересным для контроля магнитных свойств материалов. Поведение магнитных свойств и описание температурного гистерезиса при включенном электрическом поле теоретически рассмотрено и объяснено на основе уравнения Ландау-Халатника.

Ключевые слова: сплавы Fe-Rh, фазовые переходы, мультикалорический эффект, магнитоэлектрические композиты.

1. Введение

В последние годы магнитные материалы с фазовым переходом первого рода (ФППР) активно исследуются и рассматриваются как наиболее оптимальные кандидаты в качестве рабочих тел для твердотельного магнитного охлаждения [1,2]. Фундаментальный научный интерес к изучению материалов с ФППР связан с тем, что в области температуры фазового перехода наблюдается не только гигантский магнитокалорический эффект (МКЭ), но и аномалии структурных, магнитных и электронных свойств, которые сильно взаимосвязаны между собой [3–5]. С такой точки зрения, сплавы на основе Fe-Rh являются одними из наиболее интересных и активно исследуемых материалов с ФППР, которые демонстрируют гигантский МКЭ, а также аномалии магнитных, тепловых, структурных и транспортных свойств в области температуры магнитоструктурного фазового перехода [6].

Как известно, сплавы на основе Fe-Rh, близкие к стехиометрическому составу образуют объемноцентрированную кубическую (ОЦК) структуру типа CsCl (α' или B2) с фазовым переходом первого рода из антиферромагнитного состояния (АФМ) в ферромагнитное (ФМ) в области температур 310–360 К. Переход сопровождается аномальным изменением параметра решетки, удельной теплоемкости и энтропии, при этом кристаллическая симметрия кристалла не нарушается, а происходит увеличение объема кристаллической решетки на 1% [7].

Одной из наиболее важных проблем практического использования магнитокалорических материалов с ФППР является необратимость и деградация МКЭ после применения первого и последующего циклов, а также связанные с ними гистерезисные явления. Исследования магнитокалорического эффекта в циклических магнитных полях подтверждают эти предположения [8, 9]. Существуют различные методы управления магнитными свойствами и МКЭ: через магнитное поле, гидростатическое давление, механическое напряжение, индуцированное через электрическое поле, а также путем подбора технологических операций — механическая и термическая обработки, химическое замещение и облучение ионным пучком. Имеющиеся в литературе данные по МКЭ, иногда противоречивые, не позволяют сформировать полную картину о зависимости магнитных свойств от этих внешних воздействий, часть которых не применима в реальных технических системах.

Одним из современных и технически реализуемых решений, используемых в настоящее время, является подход, основанный на использовании так называемого мультикалорического эффекта. Суть данного эффекта заключается в применении парных калорических эффектов [10–12]. Так в работах [13–16] были продемонстрированы возможности управления магнитными и магнитокалорическими свойствами материалов путем изготовления магнитоэлектрических композитов, состоящих из магнитного и пьезоэлектрического слоев, в которых свойствами магнитной компоненты управляют через механическое растяжение (сжатие), индуцируемое пьезоэлектрическим слоем композита при приложении электрического поля.

С учетом вышеперечисленного, целью настоящей работы явилось теоретико-экспериментальное исследование мультикалорического эффекта в композитах на примере слоистого магнитоэлектрического (МЭ) композита, состоящего из магнитного сплава $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ и пьезоэлектрика на основе цирконата титаната свинца (PZT). Выбор этих материалов в качестве компонент для МЭ композита обусловлен тем, что сплавы на основе $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ демонстрируют рекордные значения МКЭ в области комнатных температур, а соединения на основе PZT являются одними из хорошо изученных материалов с высокими пьезоэлектрическими характеристиками.

2. Материалы и методы исследования

Трехслойный магнитоэлектрический композит PZT/FeRh/PZT был изготовлен путем приклеивания к ферромагнитному сплаву $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ (FeRh) с двух сторон слоев пьезоэлектрика цирконата титаната свинца $\text{PbZr}_{0.53}\text{Ti}_{0.47}\text{O}_3$ (PZT). В качестве пьезоэлектрической компоненты была использована промышленная пьезокерамика цирконат-титаната свинца с формулой $\text{PbZr}_{0.53}\text{Ti}_{0.47}\text{O}_3$ в форме круглой пластины, на поверхность которой было произведено напыление контактов серебра. Для изготовления композита пьезокерамические слои вырезались в соответствии с формой магнитного слоя $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$. Образцы $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ были произведены методом индукционной плавки из чистых металлов родия Rh (99.9%) и железа Fe (99.98%) в универсальной печи ARCAST с опциями дуговой и индукционной плавки. Процесс плавки был выполнен в атмосфере аргона под давлением 100 кПа. Полученные слитки были очищены методами химической и механической обработки и отожжены при температуре 1273 К в вакууме в тече-

ние 72 часов с последующей закалкой в ледяной воде. Компоненты композита предварительно были ошлифованы, отполированы, очищены в ультразвуковой ванне, а затем после сушки склеены специальным клеем БФ-2 под нагрузкой массой около 2 кг на 24 часа. После высыхания клея, для улучшения механической связи между слоями, композит был помещен в сушильный шкаф на 4 часа при температуре 393 К и охлажден со скоростью 40 К/час. Полученный композит имел форму полудиска, состоящего двух слоев пьезоэлектрических пластин толщиной 0.21 мм, между которыми находилась магнитная компонента с толщиной слоя 0.47 мм. Анализ микроструктуры и элементный анализ состава, соответствующему $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$, был выполнен с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-6390LV с интегрированной вставкой методом энергодисперсионной спектроскопии EDX analyzer Oxford NCA Energy. Структура полученного образца была исследована методами рентгеноструктурного анализа с помощью дифрактометра D8 DISCOVER (Bruker) с использованием $\text{Cu-K}\alpha$ — излучения. Намагниченность образца была измерена с помощью вибрационного магнитометра LakeShore (7400 System), а магнитная восприимчивость с помощью дифференциального магнитометра индукционным методом [17]. Скорость изменения температуры при магнитных измерениях не превышала ~ 2 К/мин. Амплитуда магнитного поля при термомагнитных измерениях составляла 10 Э.

Микрофотография поверхности образца $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ магнитного слоя композита PZT/FeRh/PZT представлена на Рис. 1а. Магнитный слой $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ не имеет сколов, хотя поверхность содержит микроцарапины и неоднородности, что не влияет на его механическую прочность, но может улучшить механическую связь между слоями композита после их склеивания. На Рис. 1б представлена дифрактограмма образца $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$, использованного в качестве магнитного слоя композита при комнатной температуре. Анализ показал преобладание фазы (тип B2) с кристаллической структурой bcc (ОЦК), которой соответствуют пики при 2θ равном 34.7° ; 50° ; 62.3° ; 73.8° ; 84° ;

94° ; 115.6° (отмечены звездочкой *). Также, присутствуют слабые пики, которые относятся к фазе типа α' с fcc (гранцентрированная кубическая решетка) кристаллической структурой. В результате оценки объемного соотношения фаз B2 и α' были получены значения 92.6% для B2 и 7.4 для α' . Расчетные значения параметра решетки a , полученные на основе данных рентгеноструктурного анализа, составили 2.991 и 3.768 для B2 и α' фаз, соответственно.

3. Результаты и обсуждение

Температура фазового перехода и ширина гистерезиса для сплавов Fe-Rh, как отмечалось ранее, сильно зависят от условий термообработки. С этой целью были проведены измерения температурной зависимости магнитной восприимчивости для исследуемого образца. Измерения показали, что образец $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$, использованный для изготовления композита PZT/FeRh/PZT демонстрирует фазовый переход в области температуры ~ 323 К в режиме нагрева и ~ 314 К при охлаждении в слабом магнитном поле. Данное явление соответствует магнитоструктурному переходу из АФМ в ФМ состояние. Результаты магнитных измерений находятся в согласии с данными работ по магнитным свойствам сплава $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ со схожими протоколами термообработки [18,9].

Для изучения влияния магнитоэлектрического взаимодействия на магнитные свойства $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ были проведены аналогичные исследования магнитной восприимчивости для композитов PZT/FeRh/PZT. Температурные измерения восприимчивости были проведены в двух режимах: при поданном на пьезоэлектрические слои напряжении («switch on»), и когда напряжение отключено («switch off»). Как видно из Рис. 2, в режиме «switch off» наблюдается переход в области температур 324 К (нагрев) и 315 К (охлаждение), что несколько отличается от результатов для чистого $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$. Это связано с тем что, в нашем случае пьезоэлектрические слои оказывают механическое воздействие через клей на магнит-

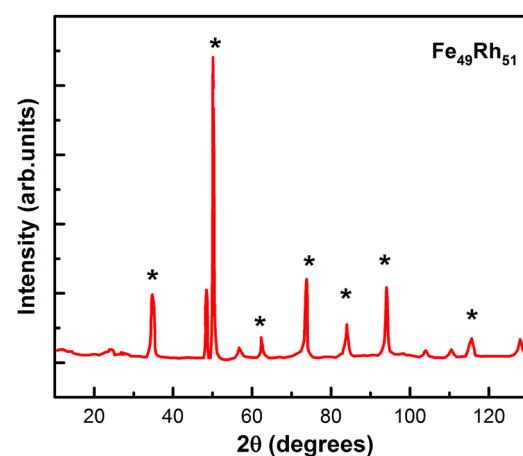
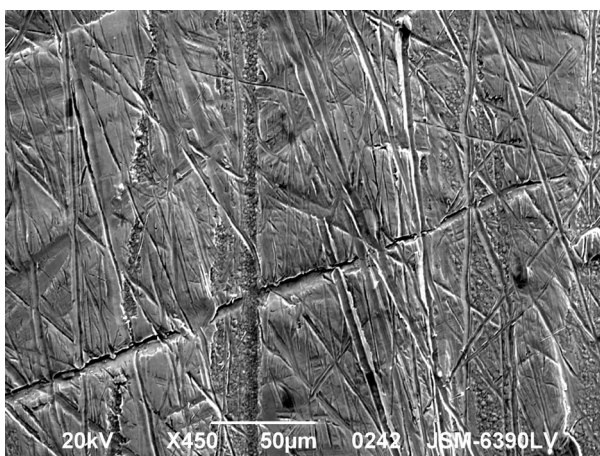


Рис. 1. Микрофотография поверхности сплава $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ (а), рентгеновская дифрактограмма сплава $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ (б).
Fig. 1. The micrograph of the surface of the $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ alloy (а), the X-ray diffractogram of $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ alloy (б).

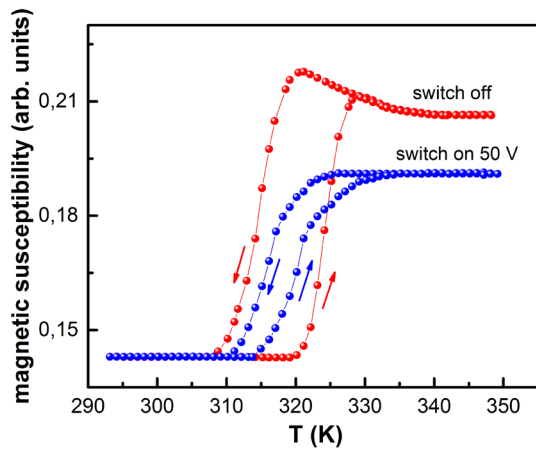


Рис. 2. Температурные зависимости относительной магнитной восприимчивости композита PZT/FeRh/PZT в режимах «switch on» — электрическое напряжение, поданное на композит равно 50 В и «switch off» — электрическое напряжение равно нулю. Внешнее магнитное поле 10 Э.

Fig. 2. The temperature dependences of the relative magnetic susceptibility for PZT/FeRh/PZT composite in the «switch on» mode (the electrical voltage applied to the composite is 50 V) and in the «switch off» mode (the electrical voltage is zero). Applied magnetic field 10 Oe.

ную компоненту, препятствуя аномальному тепловому расширению магнитного слоя в области температуры магнитного фазового перехода. Это приводит к незначительному смещению температуры перехода в сторону области высоких температур, что и наблюдается для композита PZT/FeRh/PZT.

Включение напряжения 50 В на концах композита приводит к смещению температуры перехода к ~320 К в режиме нагрева и ~316 К в режиме охлаждения, а также к уменьшению формы и площади термомангнитного гистерезиса. Суть эффекта в данном режиме заключается в том, что при приложении электрического напряжения пьезоэлектрические слои композита меняют свои размеры за счет обратного пьезоэлектрического эффекта. В результате, механическое воздействие передается на магнитный слой через плоскости взаимодействия слоев, воздействуя на структуру магнитного слоя. Поскольку сплав $\text{Fe}_{49}\text{Rh}_{51}$ является магнитным материалом с фазовым переходом первого рода, в котором наблюдается сильная корреляция магнитных и структурных свойств, то растяжение/сжатие, индуцируемое пьезослоем отражается на магнитном слое композита PZT/FeRh/PZT, что и наблюдается в нашем случае. Подобное поведение, к примеру, было описано в работе [13] для композита FeRh/BTO, представляющего собой пленку магнитного сплава $\text{Fe}_{50}\text{Rh}_{50}$, напыленного на пьезоэлектрическую подложку титаната бария BaTiO_3 или же в [16], где композит FeRh/PZT был изготовлен склеиванием тонких пластин магнитного сплава $\text{Fe}_{48}\text{Rh}_{52}$ и пьезоэлектрика PZT. Поскольку такие системы представляют собой магнитоэлектрические композиты-мультиферроики, то основываясь на результатах теоретико-экспериментальных работ, можно заключить, что степень магнитоэлектриче-

ского взаимодействия, определяющая величины смещения температуры перехода и изменения площади гистерезиса, зависит от степени механической связи между слоями, соотношения толщин слоев, их формы, а также их магнитных и пьезоэлектрических характеристик [19]. Так как исследуемый образец представляет собой трехслойный композит PZT/FeRh/PZT, то следует учитывать магнитоэлектрическое взаимодействие между каждым из слоев.

Для объяснения влияния электрического поля на магнитные поведения композита, воспользуемся моделью, в которой тонкие пластинки, состоящие из нескольких слоев мультиферроиков, могут быть заменены на одиночный эффективный слой [20]. Для этого слоя свободная энергия F может быть выбрана в виде

$$F = a_1 M^2/2 + a_2 M^4/4 + a_3 M^6/6 + \alpha PM + \beta PM^2 + P^2/2\chi - PE - MH. \quad (1)$$

Здесь χ есть абсолютная диэлектрическая постоянная композита, а α и β — магнитоэлектрические коэффициенты первого и второго рода. Коэффициенты Гинзбурга-Ландау $a_{1,2,3}$ считаются независимыми от температуры T , за исключением коэффициента a_1 , который в соответствии с теорией Ландау фазовых переходов предполагается линейно зависящим от температуры $a_1 = a_0(T - T_0)$, где температура T_0 есть температура фазового перехода. Для простоты изложения в (1) мы ограничились рассмотрением только двух параметров порядка — намагниченности M и поляризации P . Более точные результаты могут быть получены, если учесть векторный характер этих величин и ввести дополнительные параметры порядка, отвечающие различным подрешеткам магнито-стрикционного материала [21]. Условие экстремальности F приводит к уравнениям для определения M и P

$$\begin{aligned} E &= P/\chi + \alpha PM + \beta PM^2, \\ H &= a_1 M + a_2 M^3 + a_3 M^5 + \alpha P + 2\beta PM. \end{aligned} \quad (2)$$

После исключения поляризации из уравнений (2) и отбрасывания малых слагаемых, содержащих α и β , получаем обычное уравнение Гинзбурга-Ландау

$$\hat{H} = \hat{a}_1 M + \hat{a}_2 M^3 + \hat{a}_3 M^5, \quad (3)$$

в котором

$$\hat{H} = H - \alpha\chi E, \quad \hat{a}_1 = a_1 + 2\beta\chi E, \quad \hat{a}_2 = a_2 - 8\alpha^2\chi^3 E^2. \quad (4)$$

Из (4) следует, что присутствие электрического поля приводит к изменению магнитного поля на величину $\alpha\chi E$. В зависимости от знака α это изменение может быть, как положительным, так и отрицательным. Изменение магнитного поля H на эффективное \hat{H} ведёт к сужению петли гистерезиса. В свою очередь, наличие второго магнитоэлектрического коэффициента ведёт к сдвигу температуры фазового перехода на величину $2\beta\chi E/a_0$. Таким образом, наличие взаимодействия между электрической и магнитной фазой приводит к сдвигу петли температурного гистерезиса вниз и уменьшению его амплитуды. Подчеркнём, что количественное описание температурного гистерезиса возможно в рамках уравнения Ландау-Халатникова [22].

В заключении отметим, что на примере трехслойного композита PZT/FeRh/PZT нами была продемонстрирована возможность управления температурой магнитного перехода и шириной гистерезиса с помощью электрического поля, которое индуцирует механическое растяжение/сжатие магнитного слоя, что может быть интересным для практических приложений и получения материалов с необходимыми магнитными свойствами.

Благодарности/Acknowledgements. Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных научных исследований (проект № 18-32-01036 мол_а)./The work was carried out with financial support from Russian Foundation of Basis Research (grant № 18-32-01036 mol_a).

Литература/References

1. M. Tishin, Y.I. Spichkin. The Magnetocaloric Effect and its Applications. Inst. of Physics, New York (2003).
2. V. Franco, J.S. Blazquez, J.J. Ipus, J.Y. Law, L.M. Moreno-Ramirez, A. Conde. Progress in Materials Science. 93, 112 (2018). DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.005
3. D. Sander et al. J. Phys. D: Appl. Phys. 50, 363001 (2017). DOI: 10.1088/1361-6463/aa81a1
4. Kh.Ya. Mulyukov, I.I. Musabirov, A.V. Mashirov. Letters on Materials. 2(4), 194 (2012). (in Russian) [X.Ya. Мулюков, И.И. Мусабилов, А.В. Маширов. Письма о материалах. 2(4), 194 (2012).] DOI: 10.22226/2410-3535-2012-4-194-197
5. V.V. Khovaylo, V.V. Rodionova, S.N. Shevyrtalov, V. Novosad. Phys. Status Solidi B. 251(10), 2104 (2014).
6. S. Nikitin, G. Myalikgulyev, A. Tishin, M. Annaorazov, K. Asatryan, A. Tyurin. Phys.Lett. A. 148, 363 (1990). DOI: 10.1016/0375-9601(90)90819-A
7. A. I. Zakharov, A.M. Kadomtseva, R.Z. Levitin, E.G. Ponyatovskii. Sov. Phys. JETP-USSR. 19, 1348 (1964). (in Russian) [А.И. Захаров, А.М. Кадомцева, Р.З. Левитин, Е.Г. Понятовский. ЖЭТФ. 46, 2003 (1964).]
8. A. M. Aliev, A. B. Batdalov, L. N. Khanov, A. P. Kamantsev, V. V. Koledov, A. V. Mashirov, V. G. Shavrov, R. M. Grechishkin, A. R. Kaul, V. Sampath. Applied Physics Letters. 109, 202407 (2016). DOI: 10.1063/1.4968241
9. A. Chirkova, K. Skokov, L. Schultz, N. Baranov, O. Gutfleisch, T. Woodcock. Acta Mater. 106, 15 (2016). DOI: 10.1016/j.actamat.2015.11.054
10. E. Stern-Taulats, T. Castán, L. Mañosa, A. Planes, N.D. Mathur, X.E. Moya. MRS Bulletin. 43(4), 295 (2018). DOI: 10.1557/mrs.2018.72
11. L. Manosa, D. Gonzalez-Alonso, A. Planes, E. Bonnot, M. Barrio, J.L. Tamarit, S. Aksoy, M. Acet. Nature Materials. 9, 478 (2010). DOI: 10.1038/nmat2731
12. I. A. Starkov, A. S. Starkov. Int. J. Solids Struct. 100, 187 (2016). DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2016.08.015
13. R.O. Cherifi, V. Ivanovskaya, L.C. Phillips, A. Zobelli, I.C. Infante, E. Jacquet, V. Garcia, S. Fusil, P.R. Briddon, N. Guiblin, A. Mougin, A. A. Unal, F. Kronast, S. Valencia, B. Dkhil, A. Barthelemy, M. Bibes. Nature Materials. 13, 345 (2014). DOI: 10.1038/nmat3870
14. Q.B. Hu, J. Li, C.C. Wang, Z. J. Zhou, Q.Q. Cao, T. J. Zhou, D.H. Wang, and Y.W. Du. Appl. Phys. Lett. 110, 222408 (2017). DOI: 10.1063/1.4984901
15. Y.-Y. Gong, D.-H. Wang, Q.-Qi. Cao, En-Ke Liu, J. Liu, Y.-W. Du. Adv. Mater. 27(5), 1 (2015). DOI: 10.1002/adma.201404725
16. A. A. Amirov, V. V. Rodionov, I. A. Starkov, A. S. Starkov, A. M. Aliev. Journal of Magnetism and Magnetic Materials. In Press, Corrected Proof (2018). DOI: 10.1016/j.jmmm.2018.02.064
17. A. A. Amirov, A. B. Batdalov, S. N. Kallaev, Z. M. Omarov, I. A. Verbenko, O. N. Razumovskaya, L. A. Reznichenko, L. A. Shilkina. Phys. Solid State. 51, 1189 (2009). (in Russian) [А. А. Амиров, А. Б. Батдалов, С. Н. Каллаев, З. М. Омаров, И. А. Вербенко, О. Н. Разумовская, Л. А. Резниченко, Л. А. Шилкина. Физика твердого тела. 51(6), 1123 (2009).]
18. E. Stern-Taulats, T. Castan, A. Planes, L. H. Lewis, R. Barua, S. Pramanick, S. Majumdar, L. Manosa. Phys. Rev. B. 95, 104424 (2017). DOI: 10.1103/PhysRevB.95.104424
19. Ce-Wen Nan, M. I. Bichurin, Shuxiang Dong, D. Viehland, G. Srinivasan. J. Appl. Phys. 103, 031101 (2008). DOI: 10.1063/1.2836410
20. I. A. Starkov, A. S. Starkov. Solid State Commun. 226, 5 (2016). DOI: 10.1016/j.ssc.2015.11.002
21. V.I. Zverev, A.M. Saletsky, R.R. Gimaev, A.M. Tishin, T. Miyanaga, J.B. Staunton. Appl. Phys. Lett. 108, 192405 (2016). DOI: 10.1063/1.4949355
22. A. Starkov, I. Starkov. Ferroelectrics. 461, 50 (2014). DOI: 10.1080/00150193.2014.889544