

06,13

## Получение гетероструктуры $\text{BiFeO}_3/\text{Sr}_{0.6}\text{Ba}_{0.4}\text{Nb}_2\text{O}_6/\text{SrRuO}_3/\text{MgO}(001)$ , а также особенности ее кристаллической структуры, морфологии поверхности и физических свойств

© Д.В. Стрюков<sup>1</sup>, Я.Ю. Матяш<sup>1</sup>, Н.В. Стрилец<sup>1</sup>, А.В. Павленко<sup>1</sup>, Н.В. Маломыжева<sup>2</sup><sup>1</sup> ФИЦ Южный научный центр РАН,  
Ростов-на-Дону, Россия<sup>2</sup> НИИ физики Южного федерального университета,  
Ростов-на-Дону, Россия

E-mail: strdl@mail.ru

Поступила в Редакцию 1 августа 2023 г.

В окончательной редакции 1 августа 2023 г.

Принята к публикации 3 августа 2023 г.

Проведены исследования кристаллической структуры, наноструктуры поверхности и свойств гетероструктуры  $\text{BiFeO}_3/\text{Sr}_{0.6}\text{Ba}_{0.4}\text{Nb}_2\text{O}_6/\text{SrRuO}_3/\text{MgO}(001)$ . Наноразмерные пленки  $\text{SrRuO}_3$  (25 nm),  $\text{Sr}_{0.6}\text{Ba}_{0.4}\text{Nb}_2\text{O}_6$  (100 nm) и  $\text{BiFeO}_3$  (100 nm) были выращены методом ВЧ-катодного распыления в атмосфере кислорода и наносились последовательно на подложку  $\text{MgO}(001)$ . Установлено, что в изготовленном образце отсутствуют примесные фазы, все слои выращены гетероэпитаксиально, а деформация элементарной ячейки в верхнем слое  $\text{BiFeO}_3$  составила 0.28%. Показано, что при осаждении каждого последующего слоя в ряду  $\text{MgO}(001) \rightarrow \text{SRO} \rightarrow \text{SBN60} \rightarrow \text{BFO}$  шероховатость поверхности верхней пленки увеличивается с 0.292 до 2.977 nm, однако максимальный латеральный размер кристаллитов наблюдается в SBN60. Обсуждаются закономерности и особенности, выявленные при анализе магнитных и сегнетоэлектрических свойств гетероструктуры с использованием магнитно-силовой микроскопии и атомно-силовой микроскопии.

**Ключевые слова:** феррит висмута,  $\text{BiFeO}_3$ , SBN60, дифракция рентгеновских лучей, атомно-силовая микроскопия.

DOI: 10.61011/FTT.2023.10.56327.171

### 1. Введение

В настоящее время постоянно растущий спрос на более быстрые и многофункциональные устройства микроэлектроники привел к огромному интересу в исследовании тонкопленочных структур на основе перспективных функциональных материалов, таких как мультиферроики (материалы имеющие два и более „ферро“ упорядочений) [1,2]. Кроме того, из экологических соображений на выбор материала накладываются ограничения по использованию бессвинцовых составов. Среди однофазных бессвинцовых мультиферроиков наиболее известным и перспективным является феррит висмута ( $\text{BiFeO}_3$  или BFO). BFO обладает высокими температурами сегнетоэлектрического ( $T_C \approx 1100$  K) и антиферромагнитного ( $T_N \approx 640$  K) фазовых переходов [3]. При комнатной температуре и отсутствии деформаций BFO имеет ромбоэдрическую (R) элементарную ячейку с пространственной группой  $R3c$ , в которой полярная ось направлена вдоль псевдокубического направления [111]. Изготовление BFO в виде тонких пленок позволяет как получить значительный магнитный отклик за счет разрушения пространственно модулированной магнитной структуры, так и создавать деформации элементарной ячейки. При достаточно больших двухосных деформациях ромбоэдрическая структура основного состояния

может переходить в тетрагональноподобную (T)-фазу при сжимающей деформации [4,5], либо в орторомбическую (O)-фазу при растягивающей деформации [6]. Одной из важных особенностей BFO является то, что он может выдерживать большие величины деформаций, например, в пленках BFO на  $\text{LaAlO}_3$  удается достичь рекордной деформации элементарной ячейки до  $4.67 \text{ \AA}$  по сравнению с объемным параметром  $3.96 \text{ \AA}$  [4,5] и огромного коэффициентом тетрагонального искажения  $c/a = 1.23$ . Такая огромная деформация и радикальное изменение симметрии приводит как к изменению свойств BFO, так и к ряду новых явлений, таких как большая сегнетоэлектрическая поляризация [7], упругооптический эффект [8] и аномальный фотогальванический эффект [9]. Объемный BFO имеет рекордные значения поляризации  $\approx 100 \mu\text{C}/\text{cm}^2$  в направлении полярной оси, а в случае T фазы поляризация достигает  $\approx 130 \mu\text{C}/\text{cm}^2$  [7]. Кроме того, ромбоэдрическая и тетрагональные фазы могут переходить друг в друга с помощью приложения электрического поля, что позволяет тонкой пленке мультиферроика BFO проявлять сильный пьезоэлектрический эффект [10], что может применяться, например, в актюаторах и акустических датчиках. Таким образом BFO имеет огромный потенциал применения в различных многофункциональных устройствах.

Создание двухслойных гетероструктур является с одной стороны способом управления деформацией в слоях, а с другой стороны — взаимодействие между слоями может приводить к новым эффектам [11,12]. В сочетании с пленками BFO в рамках данной работы нами рассматривается ниобат бария-стронция ( $\text{Sr}_x\text{Ba}_{1-x}\text{Nb}_2\text{O}_6$  или SBN $_x$ ), имеющий структуру тетрагональной вольфрамовой бронзы с пространственной группой P4bm [13] и, в отличие от BFO, характеризующиеся, например, высокой пьезоэлектрической активностью и большими величинами диэлектрической проницаемости и управляемости в окрестности комнатных температур [14]. Тонкие пленки SBN уже были успешно эпитаксиально напылены на различные подложки, в том числе и на MgO(001). Учитывая высокую чувствительность BFO к деформациям элементарной ячейки, а также большой пьезоэлектрический коэффициент и одноосность SBN, при их объединении в двухслойную гетероструктуру следует ожидать как изменения свойств по сравнению с однослойными структурами, так и сильного влияния внешнего электрического поля. Целью данной работы явилось установление закономерностей формирования фазового состава, кристаллической структуры, наностроения, сегнетоэлектрических и магнитных свойств гетероструктуры  $\text{BiFeO}_3/\text{Sr}_{0.6}\text{Ba}_{0.4}\text{Nb}_2\text{O}_6/\text{SrRuO}_3/\text{MgO}(001)$  с использованием методов рентгенодифракционного анализа и атомно-силовой микроскопии.

## 2. Объекты. Методы получения и исследования

Наноразмерные пленки в гетероструктуре BFO/SBN60/SRO/MgO(001) были выращены методом ВЧ-катодного распыления в атмосфере кислорода на установках типа „Плазма 50 СЭ“. В качестве мишеней использовались керамические диски стехиометрических составов  $\text{BiFeO}_3$ ,  $\text{Sr}_{0.6}\text{Ba}_{0.4}\text{Nb}_2\text{O}_6$  и  $\text{SrRuO}_3$  диаметром 50 mm и толщиной 3 mm. В качестве подложки использовалась подготовленная под гетероэпитаксиальное осаждение пластина MgO среза (001) толщиной 0.5 mm (OST Photonics, China, полировка — двухсторонняя). Напыление производилось в три этапа, где на первом этапе на подложку MgO напылялся слой  $\text{SrRuO}_3$  толщиной 25 nm. Затем подложка охлаждалась до комнатной температуры и только после этого проводилось напыление второго слоя SBN60 толщиной 100 nm. Перед напылением последнего слоя BFO толщиной 100 nm подложка также охлаждалась до комнатной температуры. Температура подложки в начале напыления каждого слоя — 400°C, давление чистого кислорода в камере — 67 Pa, расстояние между мишенью и подложкой — 12 mm.

Рентгенодифракционные исследования проведены на многофункциональном рентгеновском комплексе „РИКОР“ (геометрия Брегга-Брентано, гониометр с шагом до 0.001° (Crystal Logic Inc.); рентгеновская трубка

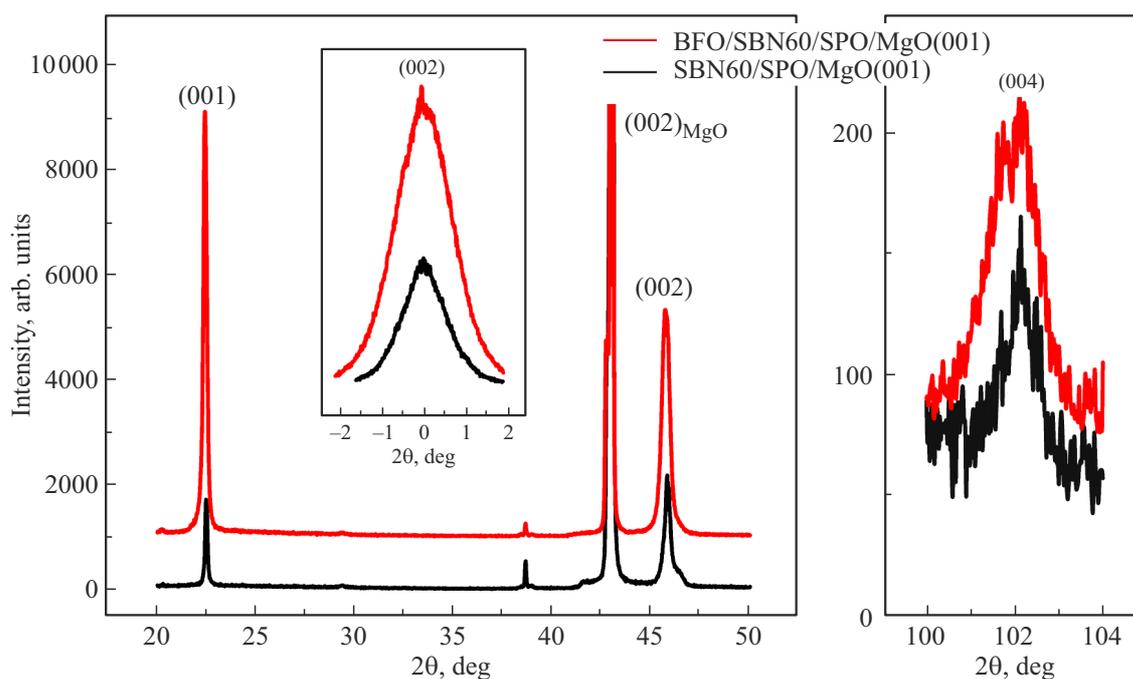
BCB21-Cu (АО „Светлана-Рентген“), сцинтилляционный детектор (ООО ИТЦ „Радикон“).

Морфология поверхности гетероструктур исследовалась в полуконтактном и контактном режимах на атомно-силовом микроскопе „Ntegra Academia“ (NT-MDT Spectrum Instruments, Россия) с использованием кремниевого кантилевера NS15/50 (NT-MDT Spectrum Instruments, Россия, жесткость — 40 N/m, радиус закругления зонда — 8 nm). Сканирование фрагмента рельефа поверхности размером  $5 \times 5 \mu\text{m}^2$  с разрешением 300 точек на строку проводилось со скоростью 1 Hz в полуконтактном режиме. При помощи кремниевого кантилевера NSG01 с покрытием Pt (NT-MDT Spectrum Instruments, Россия, жесткость — 5 N/m, радиус закругления зонда — 30 nm) в режиме Кельвин моды (KM) регистрировался поверхностный потенциал пленки с предварительно заполяризованных областей. Магнитные свойства гетероструктур были исследованы методом двухпроходной магнитно-силовой микроскопии (MCM). Использовался магнитный кантилевер MFM01 (NT-MDT Spectrum Instruments, Россия, жесткость — 3 N/m, радиус закругления зонда — 8 nm). Второй проход выполняли с отводом кантилевера на 50–70 nm в зависимости от шероховатости поверхности. Амплитуда колебаний составляла 0.3 V. Обработка и анализ полученных сканов осуществлялись в программе Image Analysis.

## 3. Экспериментальные результаты и обсуждение

По данным рентгенофазового анализа установлено, что в гетероструктурах BFO/SBN60/SRO/MgO(001) и SBN60/SRO/MgO(001) примесные фазы отсутствуют. Учитывая, что на  $\theta-2\theta$  рентгенограммах (рис. 1) обоих образцов присутствуют только отражения от плоскостей семейства (00l) для каждого слоя гетероструктуры и подложки MgO, можно сделать вывод о сонаправленности оси [001] в слоях BFO, SBN60, SRO, которые параллельны оси [001] подложки MgO.

Каждый максимум (00l) на  $\theta-2\theta$  рентгенограммах гетероструктуры SBN60/SRO/MgO(001) был двойным, соответствующий раздельному рассеянию слоев SBN60 и SRO. Напыление сверху слоя BFO приводило к тому, что максимумы (00l) становились тройными, где дополнительная третья линия соответствовала рассеянию слоя BFO. Из положений максимумов каждой компоненты разложения рефлексов были определены параметры элементарных ячеек каждого из слоев гетероструктуры BFO/SBN60/SRO/MgO(001), где  $c_{\text{SRO}} = 0.3973 \text{ nm}$ ,  $c_{\text{SBN60}} = 0.3961 \text{ nm}$ ,  $c_{\text{BFO}} = 0.3976 \text{ nm}$ . Параметры определены с точностью до  $10^{-4} \text{ nm}$ . Сравнивая полученные параметры для слоя BFO с параметрами для объемной керамики BFO ( $c_{\text{bulk}} = 3.965 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 89.4^\circ$ ) можно заметить, что в гетероструктуре элементарная ячейка слоя BFO растянута, а деформация элементарной ячейки



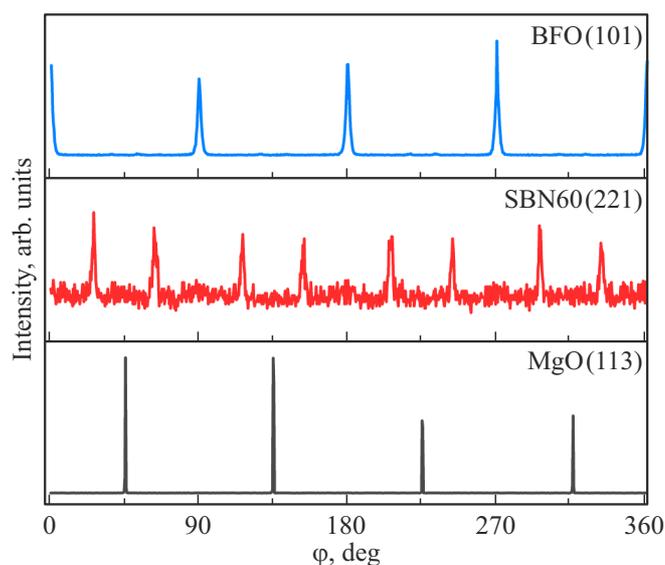
**Рис. 1.**  $\theta$ – $2\theta$  рентгенограммы гетероструктур  $\text{BFO/SBN60/SRO/MgO}(001)$  и  $\text{SBN60/SRO/MgO}(001)$ . На вставке изображены кривые качания рефлекса 002 гетероструктур.

$\text{BFO}$  ( $\varepsilon = (c_{\text{film}} - c_{\text{bulk}})/c_{\text{bulk}} \times 100\%$ ) составляет 0.28%. Величина вертикальной разориентировки кристаллографических осей [001] слоев  $\text{BFO}$  и  $\text{SBN60}$  определялась с помощью кривых качания для наиболее интенсивных рефлексов (002) (вставка на рис. 1). Вертикальная разориентировка для слоев  $\text{BFO}$  и  $\text{SBN60}$  не превышает  $1.3^\circ$ . Были получены  $\varphi$ -сканирования рефлексов (221) слоя  $\text{SBN60}$ , (101) слоя  $\text{BFO}$  и (113) подложки  $\text{MgO}$  (рис. 2). На рентгенограммах слоев гетероструктуры видны четкие максимумы, что доказывает эпитаксиальный рост слоев  $\text{BFO}$  и  $\text{SBN60}$ .

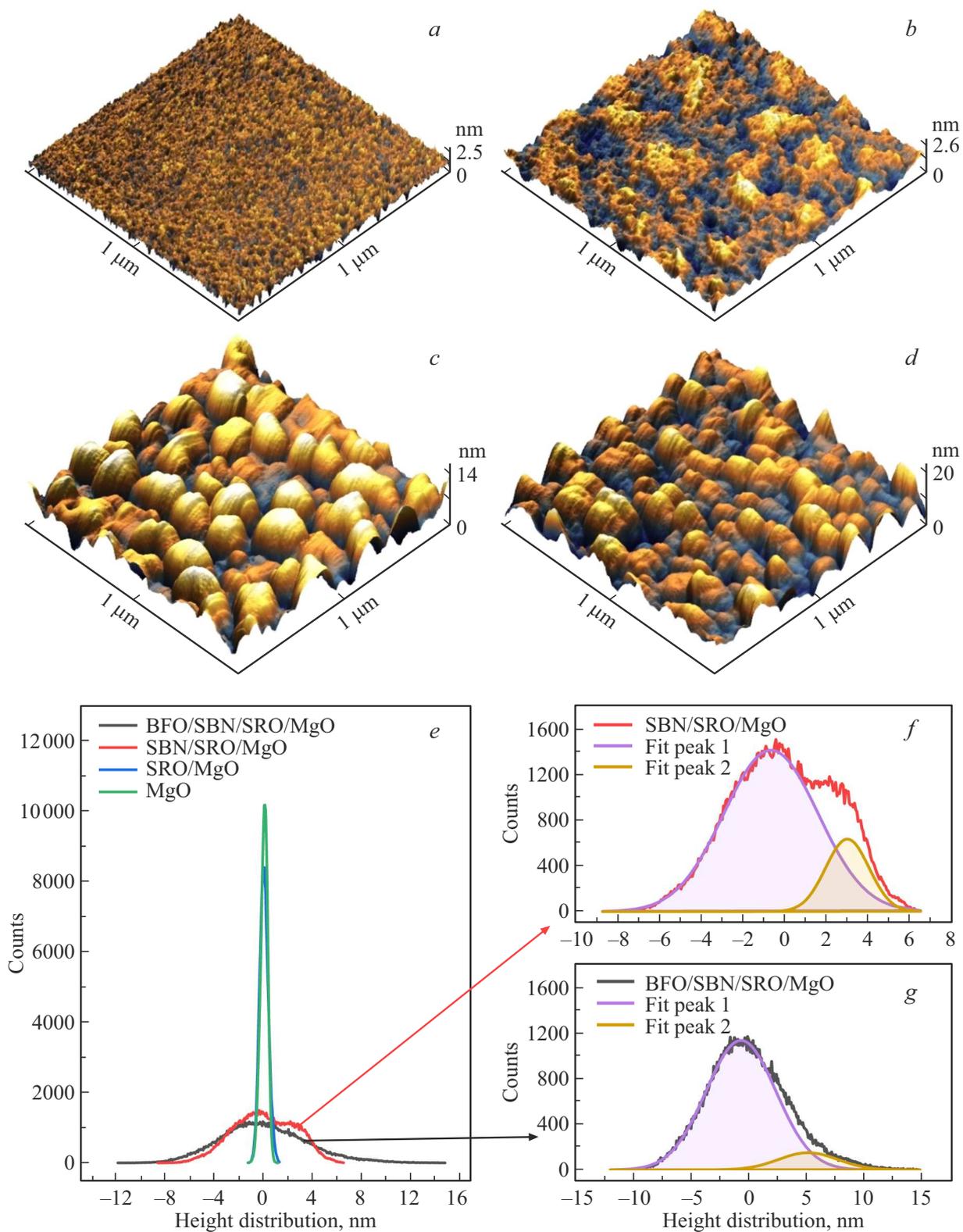
На  $\varphi$ -рентгенограмме рефлекса (221) слоя  $\text{SBN60}$  видны 8 максимумов, аналогично пленкам  $\text{SBN61/MgO}(001)$  [15], угловые положения которых указывают на формирование ориентационных доменов, повернутых симметрично на  $+18.4^\circ$  и  $-18.4^\circ$  относительно осей подложки  $\text{MgO}$ . При этом угловые положения рефлексов (101) на  $\varphi$ -рентгенограммах для слоя  $\text{BFO}$  (рис. 2) относительно положений максимумов рефлексов (113) подложки  $\text{MgO}$  указывают на параллельность кристаллографических осей слоя  $\text{BFO}$  и подложки  $\text{MgO}$ . Наблюдаемый сдвиг рефлексов на  $45^\circ$  обусловлен выбором рефлексов (113) и (103) для  $\varphi$ -сканирования. Азимутальная разориентировка, определенная по ширине на половине высоты рефлексов на  $\varphi$ -рентгенограммах, не превышала  $2.3^\circ$  для слоя  $\text{BFO}$ , и  $2.6^\circ$  — для  $\text{SBN60}$ .

Таким образом, низкие величины вертикальной и азимутальной разориентировки, малая ширина рентгеновских отражений и высокая интенсивность для на-

норазмерных слоев свидетельствуют о высоком качестве и структурном совершенстве полученных объектов. Интересным также является тот факт, что кристаллографические оси  $\text{BFO}$  параллельны осям подложки  $\text{MgO}$ , при том, что рост слоя  $\text{BFO}$  происходит на поверхности  $\text{SBN60}$ , в структуре которого обнаружено формирование ориентационных доменов с разворотом кристаллографических осей  $\pm 18.4^\circ$ .



**Рис. 2.** Рентгенограмма  $\varphi$ -сканирования рефлексов (101) слоев  $\text{BFO}$ , (221) слоя  $\text{SBN60}$ , и (113) подложки  $\text{MgO}$  для гетероструктур  $\text{BFO/SBN60/SRO/MgO}(001)$ .



**Рис. 3.** Трехмерное изображение поверхности MgO (a), гетероструктур SRO/MgO (b), SBN60/SRO/MgO (c) и BFO/SBN60/SRO/MgO (d). e — гистограммы распределения высот на анализируемых участках площадью  $4 \mu\text{m}^2$ .

Параметры поверхности материалов по данным АСМ

Образец	Sq, nm	Sa, nm	St, nm	Sp, nm	Sv, nm
MgO	0.292	0.233	2.470	1.191	1.279
SRO/MgO	0.353	0.281	2.623	1.288	1.335
SBN/SRO/MgO	2.460	2.043	13.759	5.315	8.444
BFO/SBN/SRO/MgO	2.977	2.390	19.708	9.614	10.093

Примечание. Sq — среднеквадратическая шероховатость поверхности; Sa — средняя шероховатость; St — расстояние между максимальной высотой и максимальной глубиной; Sp — максимальная высота; Sv — максимальная глубина.

Результаты изучения топографии поверхности монокристаллической подложки MgO, гетероструктур SRO/MgO, SBN60/SRO/MgO и BFO/SBN60/SRO/MgO представлены на рис. 3 и в таблице.

Из трехмерных изображений поверхности образцов видно, что по мере осаждения каждого последующего слоя рельефность поверхности гетероструктуры нарастает, но выделяется определенная тенденция. Так, если поверхность подготовленной под гетероэпитаксиальное осаждение подложки MgO была атомарно гладкой с величиной RMS  $\sim 0.295$  nm, то при осажденная пленки SRO толщиной 25 nm шероховатость повышалась, но величина RMS оставалась низкой ( $\sim 0.353$  nm). Рельеф поверхности пленки SBN60 в сравнении с SRO был более развитой, перепад высот и впадин увеличился с 2.6 до 13.7 nm, при этом сформирована она была ростовыми блоками в форме многогранников с плоскими границами, средний размер которых составлял 85–91 nm.

Конгломераты блоков формировали два типа визуально различных участков поверхности, что так же проявилось на гистограмме распределения высот — если для MgO и SRO/MgO гистограммы унимодальны и удовлетворительно описываются распределением Гаусса, то для SBN60/SRO/MgO — бимодальна с асимметрией в положительной части распределения. Для пленок ниобатов бария-стронция нами это наблюдается впервые и может быть обусловлено следующим. Гетероэпитаксиальные пленки SBN на подложках MgO(001) как в рамках используемого метода напыления [15,16], так и других [17,18], растут по механизму роста Фольмера-Вебера с формированием различного типа ориентационных доменов. Рост пленок в этом случае происходит через начальное образование трехмерных зародышей, в дальнейшем разрастающихся в сплошную пленку на поверхности подложки. При прямом росте SBN60 на MgO(001) поверхность пленки является однородной, на гистограммах фиксируется унимодальное распределение, а при увеличении толщины Sq возрастает без признаков формирования ориентационных доменов, так как с точки зрения стыковки элементарных ячеек пленки и подложки эти направления равноправны и вероятность возникновения островков с ориентации  $\pm 18.4^\circ$  одинакова, соответственно. При осаждении SBN60 на SRO/MgO(001) это может нарушаться, так как пленка

SRO характеризуется своей наноструктурой, и может возникнуть ситуация, что в одних местах на поверхности пленки SRO выгодней формироваться островкам с ростовой ориентацией  $+18.4^\circ$ , а в других — с  $-18.4^\circ$ . В дальнейшем на стадии коалесценции, когда малые островки объединяются, в случае их одинаковой эпитаксиальной направленности слияние происходит в большие блоки, а при различной — слияние будет затруднено и на их границах могут возникать, в частности, дислокации несоответствия, а поверхность таких блоков как раз таки и может быть менее неравномерной. Вероятнее всего это мы и наблюдаем. Для пленки BFO было характерно также блочное строение поверхности, распределение высот и впадин более равномерное, Sq составляла 2.97 nm, а латеральный размеров блоков был меньше чем в SBN60 и составлял  $\sim 69-73$  nm. Гистограмма распределения высот для BFO/SBN60/SRO/MgO так же характеризовалась асимметрией, однако бимодальность была менее выражена.

В монокристаллических пленках мультиферроика BFO, объемный материал которого обладает ромбоэдрической искаженной кубической решеткой, изменение структуры может привести к изменению его основного антиферромагнитного состояния и магнитных свойств. В частности, из-за упругой деформации в пленках BFO возникают базисная и дополнительная одноосная анизотропии магнитоупругого и электрострикционного происхождения, которые определяют особенности изменения спиновых состояний в мультиферроике в зависимости от степени искажения решетки [19]. В работе [20] экспериментально показано, что пространственная модуляция антиферромагнитной структуры в толстых пленках мультиферроика BFO исчезает не только в магнитном поле, но и в его отсутствие при достаточно большом рассогласовании параметров решетки при деформациях как сжатия, так и растяжения. В пленках BFO толщиной 1  $\mu\text{m}$ , имеющих моноклинную симметрию с незначительной деформацией элементарной ячейки АФМ упорядочение с пространственной спин-модулированной структурой (СМС) циклоидного типа наблюдается [21]. Однако в исследуемых в данной работе пленках BFO мы видим растягивающую деформацию элементарной ячейки, что позволяет ожидать изменения магнитных свойств. Это проявилось при измерении магнитного оклика образцов методами магнитно-силовой микроскопии, представленных на рис. 4, 5. В процессе сканирования магнитный кантилевер колеблется на резонансной частоте, и при прохождении кантилевера над областью локальной намагниченности происходит сдвиг фазы колебаний кантилевера, который фиксируется микроскопом. Так как неизвестно направление намагниченности кантилевера, полезной информацией является изменение знака сдвига фазы, указывающее на смену направления локальной намагниченности. На полученных сканах распределения магнитной фазы гетероструктуры SBN60/SRO/MgO, взятой для сопоставления, наблюдался лишь незначительный сдвиг фазы на всей

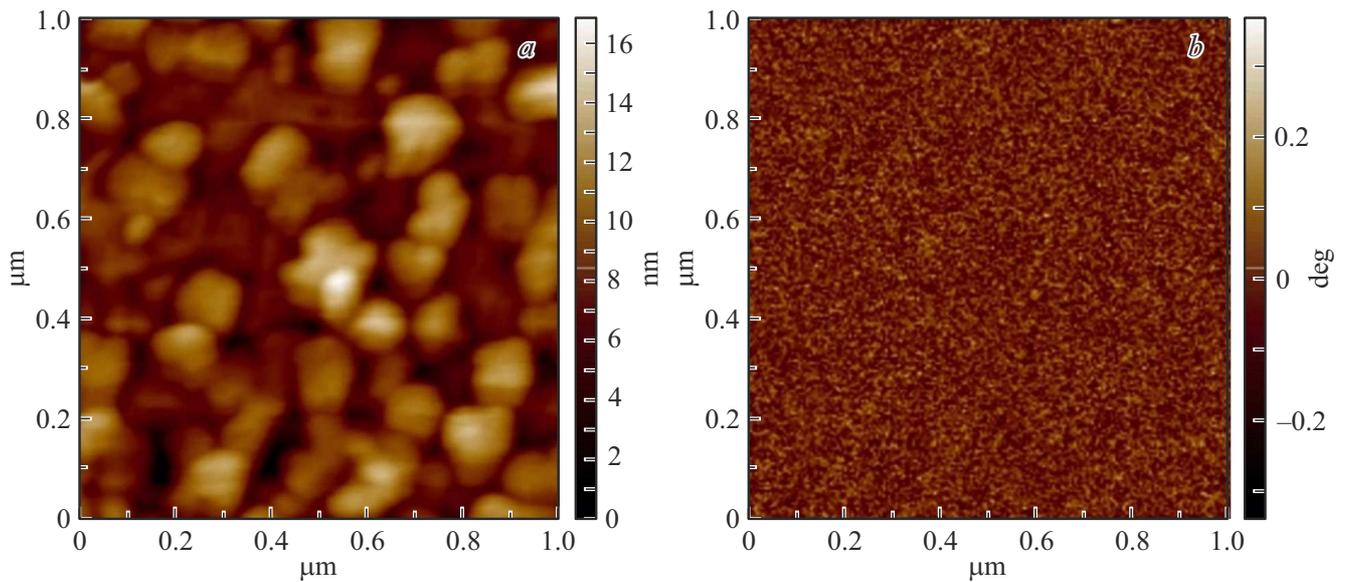


Рис. 4. Топография (а) и распределение магнитного отклика (b) поверхности гетероструктуры SBN60/SRO/MgO(001).

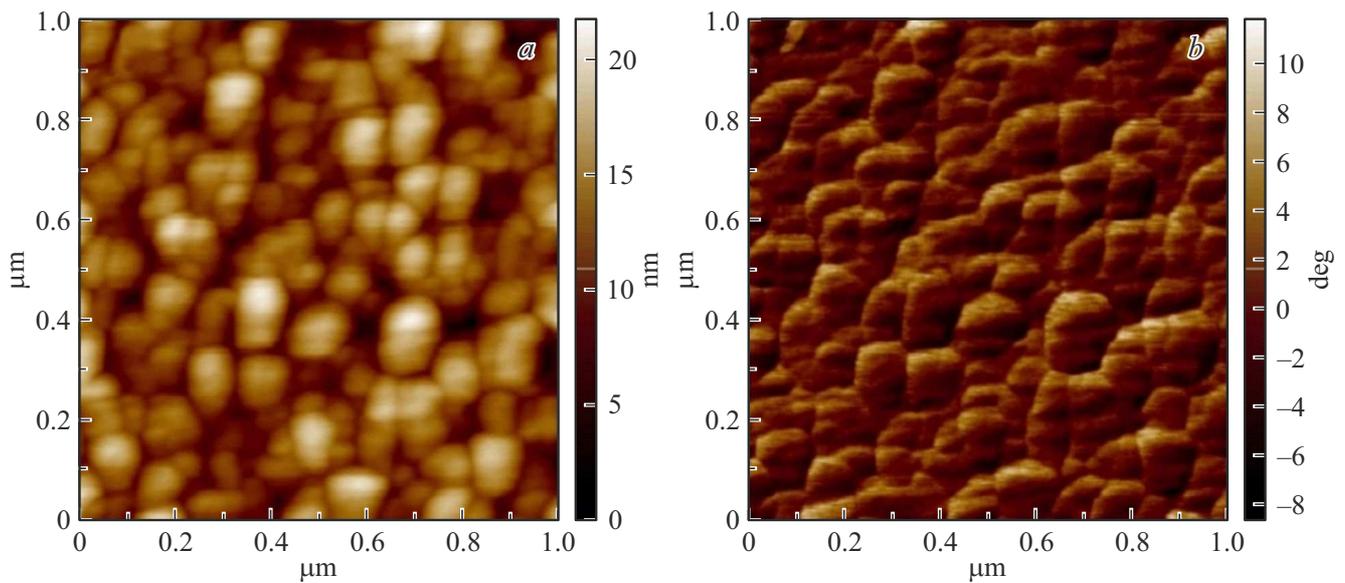
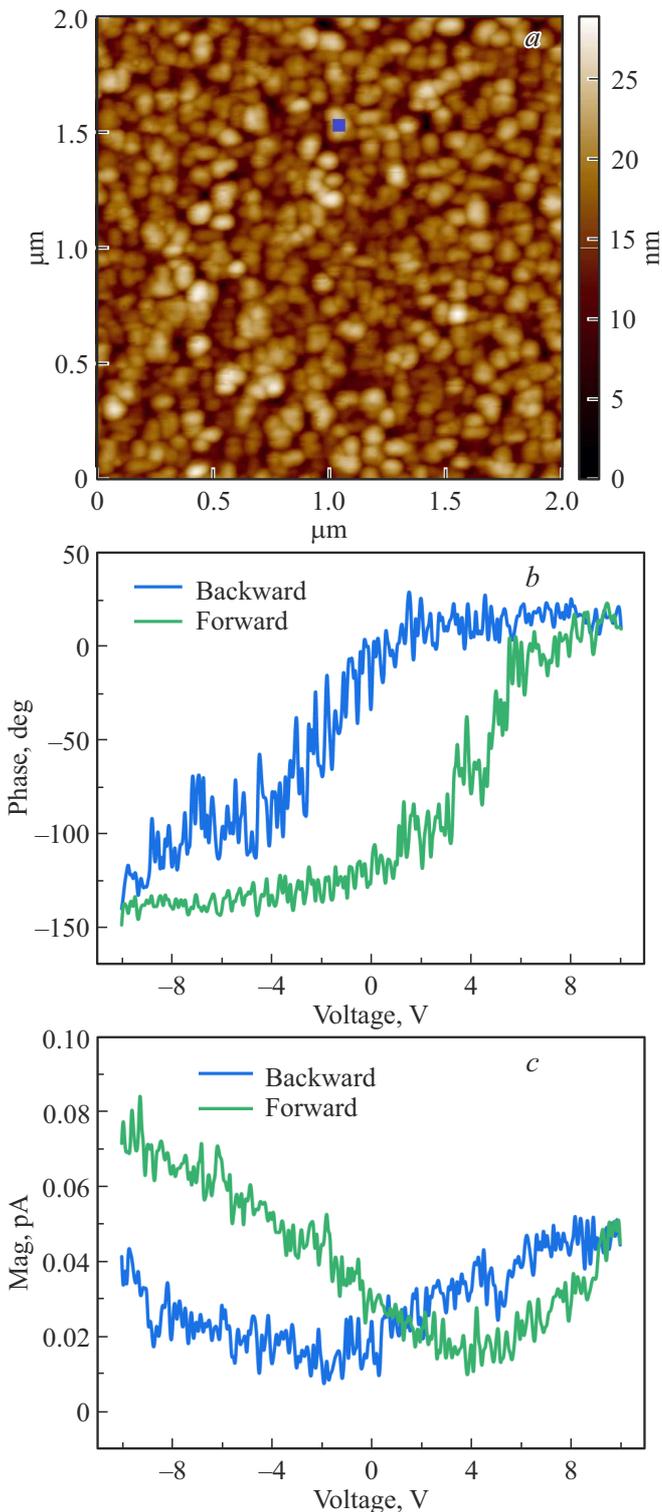


Рис. 5. Топография (а) и распределение магнитного отклика (b) поверхности гетероструктур BFO/SBN60/SRO/MgO(001).

поверхности, не фиксируется какой-либо корреляции со структурой поверхности пленки SBN60, что обусловлено отсутствием, как и ожидалось, магнитного отклика образца.

В случае гетероструктуры BFO/SBN60/SRO/MgO фиксируется кардинально иная картина — на скане магнитной фазы хорошо визуализировались области с различным магнитным откликом, перепад фазы достигал  $25^\circ$ , однако фиксировались области локальной намагниченности, смена знака которых происходила как на границах ростовых блоков, так и внутри. Это косвенно свидетельствует о существенном изменении СМС в данных

пленках BFO (возможно и о ее полном разрушении), что может быть связано с особенностями доменной структуры пленок BFO в составе многослойной гетероструктуры. В [22] показано, что различия в поведении намагниченности для сегнетоэлектрических границ в BFO разного типа ( $180^\circ$ ,  $109^\circ$ ,  $71^\circ$ ) связаны с особенностями микромагнитного распределения, направлением ориентации АФМ-вектора в сегнетоэлектрических доменах и могут быть объяснены за счет механизма неоднородного магнитоэлектрического взаимодействия. Учитывая это был изучен сегнетоэлектрический отклик BFO/SBN60/SRO/MgO с использованием методов



**Рис. 6.** Топография поверхности (а), зависимости фазы (b) и амплитуды (с) пьезоотклика от напряжения, полученные в режиме спектроскопии СМП, для гетероструктур SBN60/SRO/MgO и BFO/SBN60/SRO/MgO. Синим квадратом на скане топографии отмечено место измерений.

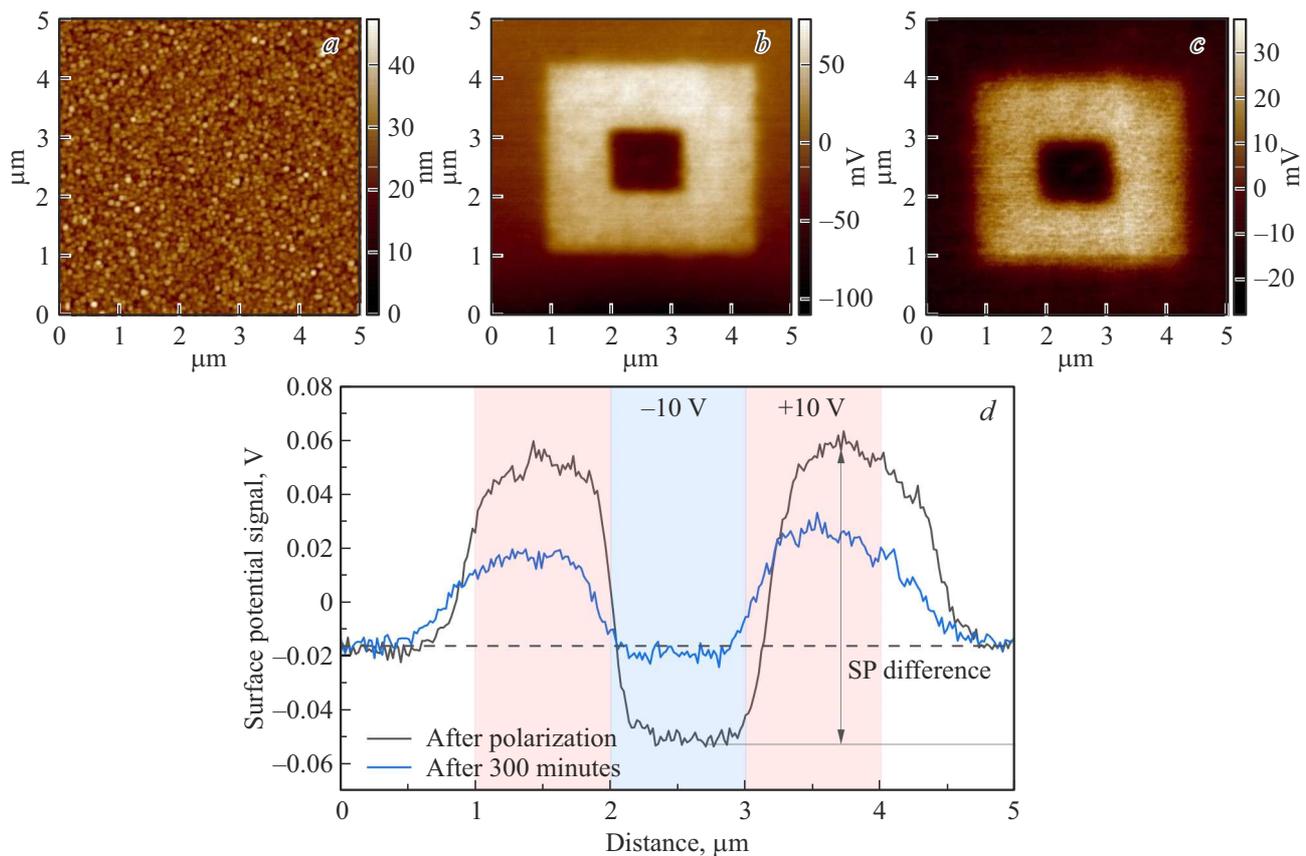
АСМ. Результаты исследования петель гистерезиса фазы (Phase) и амплитуды (Mag) локального пьезоотклика от напряжения смещения образца приведены на рис. 6.

В процессе измерений в объекте наблюдалась свойственная сегнетоэлектрическим материалам практически классической формы „петля“ для фазы локального пьезоотклика и „бабочка“ для амплитуды с насыщением уже в полях  $\pm 10$  V. С учетом этого в контактном режиме на поверхности гетероструктуры BFO/SBN60/SRO/MgO были заполяризованы квадратные области размером  $3 \times 3 \mu\text{m}^2$  и  $1 \times 1 \mu\text{m}^2$  напряжением  $+10$  V и  $-10$  V (доменная структура „box in box“). В режиме Кельвин моды по двухпроходной методике, позволяющей исключить влияние топографии на результаты измерения, при помощи проводящего зонда NSG01/Pt проводилось исследование индуцированных в процессе поляризации областей (рис. 7). При регистрации сигнала поверхностного потенциала зонд отводился на расстоянии 20 nm от поверхности пленок.

По прошествии 300 min. индуцированные области четко наблюдались, несмотря на то, что имела место асимметрия в величине поверхностного потенциала для индуцированных противоположным знаком областей — большую величину потенциала имела поляризованная положительным напряжением область. Величина потенциала неполяризованной части поверхности пленки BFO составила  $\sim -0.017$  V, что говорит о изначально униполярности доменного строения в пленке (направление — от подложки к поверхности пленки). Релаксация области, заполяризованной напряжением  $-10$  V быстрее проходит к уровню неполяризованной части пленки, чем для области заполяризованной положительным потенциалом.

#### 4. Заключение

Таким образом, с использованием метода ВЧ-катодного напыления были получены гетероструктуры BFO/SBN60/SRO/MgO(001), в которых как по данным рентгенодифракционного анализа, так и по данным АСМ примесные фазы отсутствовали, а все слои выращены гетероэпитакциально и обладают высоким структурным совершенством. Установлено, что рост пленки BFO происходит с формированием кристаллографических осей параллельно осям подложки MgO и SRO, несмотря на то что слой BFO напыляется поверх SBN60, в котором обнаружены ориентационные домены с поворотом осей на  $\pm 18.4^\circ$  относительно осей подложки. Показано, что выявленные особенности роста слоев могут быть ответственны за формирование особенностей их наноструктуры поверхности. При анализе магнитного и сегнетоэлектрического отклика гетероструктуры BFO/SBN60/SRO/MgO(001) методами МСМ и КМ показано наличие на поверхности пленки BFO областей с различным магнитным откликом, изменяющегося как на границах ростовых блоков, так и внутри блоков, а так



**Рис. 7.** Топография (a), поверхностный потенциал гетероструктуры BFO/SBN60/SRO/MgO, полученные непосредственно после поляризации (b) и через 300 min (c) после нее. d — профили сигнала поверхностного потенциала гетероструктуры BFO/SBN60/SRO/MgO сразу после поляризации (черная кривая) и через 300 min после поляризации (синяя кривая), проведенные посередине сканов поверхностного потенциала.

же возможность создания устойчивых заполяризованных постоянным электрическим полем областей.

Полученные результаты говорят о том, что процесс переключения и релаксации поляризации в исследуемой гетероструктуре достаточно сложный, что может быть связано как с взаимодействием между слоями SBN60 и BFO, так и с деформационными эффектами. Для более детального понимания природы выявленных эффектов целесообразно проведение исследований, например, для серии гетероструктур BFO/SBN60/SRO/MgO, в которых меняться будет только толщина слоя BFO. Это мы планируем осуществить в дальнейших работах.

#### Финансирование работы

Работа выполнена в рамках ГП МД-483.2022.1.2, при поддержке научного проекта № Г30110/22-01-ЭП в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, ГЗ ЮНЦ РАН по проекту № 122020100294-9.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] D. Sando, A. Barthélemy, M. Bibes. *J. Phys.: Condens. Matter* **26**, 473201 (2014).
- [2] X. Yang, Z. Zhou, T. Nan, Y. Gao, G.M. Yang, M. Liu, N.X. Sun. *J. Mater. Chem. C* **4**, 234 (2016).
- [3] G. Catalan, J.F. Scott. *Adv. Mater.* **21**, 24, 2463 (2009).
- [4] H. Béa, B. Dupé, S. Fusil, R. Mattana, E. Jacquet, B. Warot-Fonrose, F. Wilhelm, A. Rogalev, S. Petit, V. Cros, A. Anane, F. Petroff, K. Bouzouane, G. Geneste, B. Dkhil, S. Lisenkov, I. Ponomareva, L. Bellaiche, M. Bibes, A. Barthélemy. *Phys. Rev. Lett.* **102**, 21, 217603 (2009).
- [5] R.J. Zeches, M.D. Rossell, J.X. Zhang, A.J. Hatt, Q. He, C.-H. Yang, A. Kumar, C.H. Wang, A. Melville, C. Adamo, G. Sheng, Y.-H. Chu, J.F. Ihlefeld, R. Erni, C. Ederer, V. Gopalan, L.Q. Chen, D.G. Schlom, N.A. Spaldin, L.W. Martin, R. Ramesh. *Science* **326**, 977 (2009).
- [6] J.C. Yang, Q. He, S.J. Suresha, C.Y. Kuo, C.Y. Peng, R.C. Haislmaier, M.A. Motyka, G. Sheng, C. Adamo, H.J. Lin, Z. Hu, L. Chang, L.H. Tjeng, E. Arenholz, N.J. Podraza, M. Bernhagen, R. Uecker, D.G. Schlom, V. Gopalan, L.Q. Chen, C.T. Chen, R. Ramesh, Y.H. Chu. *Phys. Rev. Lett.* **109**, 24, 247606 (2012).

- [7] J.X. Zhang, Q. He, M. Trassin, W. Luo, D. Yi, M.D. Russell, P. Yu, L. You, C.H. Wang, C.Y. Kuo, J.T. Heron, Z. Hu, R.J. Zeches, H.J. Lin, A. Tanaka, C.T. Chen, L.H. Tjeng, Y.-H. Chu, R. Ramesh. *Phys. Rev. Lett.* **107**, 14, 147602 (2011).
- [8] D. Sando, Y. Yang, E. Bousquet, C. Carretero, V. Garcia, S. Fusil, D. Dolfi, A. Barthelemy, Ph. Ghosez, L. Bellaiche, M. Bibes. *Nature Commun.* **7**, 10718 (2016).
- [9] S. Nakashima, T. Uchida, K. Doi, K. Saitoh, H. Fujisawa, O. Sakata, Y. Katsuya, N. Tanaka, M. Shimizu. *Jpn. J. Appl. Phys.* **55**, 101501 (2016).
- [10] J.X. Zhang, B. Xiang, Q. He, J. Seidel, R.J. Zeches, P. Yu, S.Y. Yang, C.H. Wang, Y.-H. Chu, L.W. Martin, A.M. Minor, R. Ramesh. *Nature Nanotech.* **6**, 98 (2011).
- [11] M.G. Blamire, J.W.A. Robinson. *J. Phys.: Condens. Matter* **26**, 453201 (2014).
- [12] K.P. Jayadevan, T.Y. Tseng. *J. Mater.Sci.: Mater. Electron.* **13**, 439 (2002).
- [13] Ю.С. Кузьминов. Сегнетоэлектрические кристаллы для управления лазерным излучением. Наука, М. (1982). 400 с.
- [14] M. Cuniot-Ponsard Strontium Barium Niobate Thin Films for Dielectric and Electro-Optic Applications. *Ferroelectrics — Material Aspects. In Tech;* (2011). P. 497.
- [15] А.В. Павленко, Д.В. Стрюков, Л.И. Ивлева, А.П. Ковтун, К.М. Жидель, П.А. Лыков. *ФТТ* **63**, 2, 250 (2021).
- [16] А.В. Павленко, Д.А. Киселев, Я.Ю. Матяш. *ФТТ* **63**, 6, 776 (2021).
- [17] V.H. Pedersen, A.B. Blichfeld, K. Bakken, D. Chernyshov, T. Grande, M.-A. Einarsrud. *Cryst. Growth Des.* **22**, 5912 (2022).
- [18] A. Infortuna, P. Muralt, M. Cantoni, N. Setter. *J. Appl. Phys.* **100**, 104110 (2006).
- [19] Н.Е. Кулагин, А.Ф. Попков, С.В. Соловьёв, А.К. Звездин. *ФТТ* **61**, 2, 248 (2019).
- [20] D. Sando, A. Agbelele, D. Rahmedov, J. Liu, P. Rovillain, C. Toulouse, I. C. Infante, A. P. Pyatakov, S. Fusil, E. Jacquet, C. Carrétéro, C. Deranlot, S. Lisenkov, D. Wang, J.-M. Le Breton, M. Cazayous, A. Sacuto, J. Juraszek, A.K. Zvezdin, L. Bellaiche, B. Dkhil, A. Barthélémy, M. Bibes. *Nature Mater.* **12**, 641 (2013).
- [21] А.В. Павленко, Д.В. Стрюков, С.П. Кубрин. *ФТТ* **64**, 2, 218 (2022).
- [22] З.В. Гарсева, А.К. Звездин. *ФТТ* **54**, 5, 1004 (2012).

Редактор Ю.Э. Китаев