

06,13

Структура, диэлектрические и сегнетоэлектрические свойства тонких пленок мультиферроика $Ba_2NdFeNb_4O_{15}$

© А.В. Павленко^{1,2}, Т.С. Ильина^{1,3}, Д.А. Киселев³, Д.В. Стрюков¹, М.В. Очкуров²

¹ Федеральный исследовательский центр Южный научный центр РАН, Ростов-на-Дону, Россия

² Научно-исследовательский институт физики Южного федерального университета, Ростов-на-Дону, Россия

³ Национальный исследовательский технологический университет „МИСиС“, Москва, Россия

E-mail: Antvpr@mail.ru

Поступила в Редакцию 9 февраля 2022 г.

В окончательной редакции 9 февраля 2022 г.

Принята к публикации 16 февраля 2022 г.

С использованием рентгендифракционного анализа, диэлектрической спектроскопии, методов анализа сегнетоэлектрических свойств и сканирующей зондовой микроскопии исследованы фазовый состав, наноструктура и свойства тонких пленок мультиферроика $Ba_2NdFeNb_4O_{15}$. Для роста пленок на поверхности монокристаллической подложки Pt/MgO(001) использовался одностадийный метод ВЧ-катодного распыления в атмосфере кислорода. Установлено, что полученные пленки $Ba_2NdFeNb_4O_{15}$ являются однофазными, беспримесными и с-ориентированными, что позволило изучить их диэлектрические свойства вдоль полярного направления. В пленках имели место деформации растяжения элементарной ячейки 1.35% вдоль полярной оси), что привело к реализации в пленке $Ba_2NdFeNb_4O_{15}$ сегнетоэлектрической фазы при комнатной температуре. Обсуждаются причины выявленных закономерностей и перспективы использования данного материала в виде наноразмерных тонких пленок.

Ключевые слова: мультиферроик, диэлектрические характеристики, сегнетоэлектрик, тетрагональная вольфрамовая бронза.

DOI: 10.21883/FTT.2022.06.52391.286

1. Введение

В настоящее время нелинейные диэлектрики со структурой тетрагональной вольфрамовой бронзы (ТВБ) с общей химической формулой $(A1)_2(A2)_4(C)_4(B1)_2(B2)_8O_{30}$ [1], к числу которых относятся мультиферроики $Ba_2LnFeNb_4O_{15}$ (Ln — редкоземельный элемент), интенсивно исследуются [2–4]. Начиная с 2009 года исследования керамик $Ba_2LnFeNb_4O_{15}$ показали, что на их основе могут быть созданы новые мультиферроидные структуры, сочетающие сегнетоэлектрические и магнитные свойства при комнатной температуре [2]. В последующие годы данные структуры были получены в наноразмерном виде, что позволило рассматривать их применение в функциональной электронике и сенсорной технике [5]. Кристаллическая решетка соединений $Ba_2LnFeNb_4O_{15}$ сформирована из кислородных октаэдров, центры которых статистически заняты катионами Fe^{3+} и Nb^{5+} , образующих между собой трех-, четырех- и пятиугольные каналы. Ионы Ba^{2+} занимают пятиугольные каналы, редкоземельные элементы занимают четырехугольные каналы, а треугольные остаются пустыми [6]. В отличие от ниобатов бария–стронция, наиболее известных материалов со структурой ТВБ [1], кристаллическая структура $Ba_2LnFeNb_4O_{15}$ является заполненной [6,7], однако при

синтезе керамик и монокристаллов возникают вакансии в позициях Ln , что сильно влияет на диэлектрические свойства и фазовый состав материалов [6].

Для синтеза тонких пленок сложных оксидов используются различные одностадийные и многостадийные методы, в качестве рабочих газов используют преимущественно кислород и аргон [8,9]. Среди них важное место занимает одностадийный метод газоразрядного ВЧ-напыления в атмосфере кислорода [9], позволяющий изготавливать различного структурного совершенства пленки сложных оксидов, в том числе и со структурой ТВБ [10,11]. С использованием данного метода нам удалось получить поликристаллические, текстурированные и монокристаллические тонкие пленки $Sr_{0.5}Ba_{0.5}Nb_2O_6$ [11] и $Sr_{0.61}Ba_{0.39}Nb_2O_6$ [10], а так же двухслойные структуры на их основе в сочетании с $(Ba,Sr)TiO_3$ [12] и $BiFeO_3$ [13]. Учитывая, что каркас структуры и параметры элементарной ячейки для $Ba_2LnFeNb_4O_{15}$ и $S_xBa_{1-x}Nb_2O_6$ достаточно близки (например, для $Sr_{0.5}Ba_{0.5}Nb_2O_6$ $a = 12.46 \text{ \AA}$, $c = 3.944 \text{ \AA}$; для $Ba_2LnFeNb_4O_{15}$ — $a = 12.477 \text{ \AA}$, $c = 3.923 \text{ \AA}$), с нашей точки зрения данный метод может быть эффективно использован и для получения различных гетероструктур с участием $Ba_2LnFeNb_4O_{15}$. К настоящему времени в научной литературе имеются сведения о синтезе наноразмерных пленок $Ba_2LnFeNb_4O_{15}$ на подложках Si,

SrTiO₃ и MgO(001) методом PLD [2] и магнетронного распыления [3], однако во всех случаях в них фиксировалась примесь гексаферрита бария. В данной работе нами представлены результаты первых исследований фазового состава, наноструктуры, диэлектрических и сегнетоэлектрических свойств тонких пленок Ba₂NdFeNb₄O₁₅ (BNFNO), выращенных методом газоразрядного ВЧ-напыления.

2. Методы получения и исследования образцов

Газоразрядное ВЧ-напыление пленок Ba₂NdFeNb₄O₁₅ на монокристаллическую подложку MgO (001) с предварительно осажденным слоем Pt производилось на установке „Плазма-50-СЭ“. Начальная температура подложки ~ 400°C, давление кислорода в камере — 67 Па, вводимая ВЧ-мощность — 150 W. Керамическая мишень стехиометрического состава Ba₂NdFeNb₄O₁₅ была изготовлена в отделе ИМиНТ НИИФ ЮФУ.

Фазовый состав, структурное совершенство пленок, параметры элементарной ячейки и ориентационные соотношения между пленкой и подложкой устанавливались рентгенографированием на многофункциональном рентгеновском комплексе „РИКОР“ (CuK α -излучение).

Топография, доменная структура, процессы локального переключения и релаксация сигнала поляризованных областей пленок получены на сканирующих зондовых микроскопах Ntegra Prima (NT-MDT SI, Россия) и MFP-3D (Asylum Research, США) в режимах силовой микроскопии пьезоотклика (СМП) и Кельвин моды (КМ) с использованием кантилеверов NSG10/TiN (TipsNano) и NSG01/Pt (TipsNano), соответственно. Обработка и анализ изображений осуществлялись в программах Gwyddion (версия 2.60) и WSxM.

Зависимости от частоты относительной диэлектрической проницаемости (ϵ'/ϵ_0) и тангенса угла диэлектрических потерь ($\text{tg } \delta$) в диапазоне частот $f = 200 - 10^6$ Hz получали с помощью измерительного стенда на базе LCR-метра Agilent 4980A. Измерения вольт-кулонных $P(U)$ характеристик при $T = 25^\circ\text{C}$ были измерены на анализаторе TFAalyzer2000. С использованием программы Hysteresis Software для положительной и отрицательной ветвей петли рассчитывались значения остаточной поляризации (P_r^+ и P_r^-), максимальной поляризации (P_{max}^+ и P_{max}^-), коэрцитивного поля (E_c^+ и E_c^-), потерь на переключение (W_{loss}), а также деградацию сегнетоэлектрических свойств. Контроль температуры в процессе измерения осуществляли с использованием системы Linkam THMS600 stage.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

На $\theta-2\theta$ рентгенограммах от исследуемой гетероструктуры BNFNO/Pt/MgO (рис. 1) фиксировались

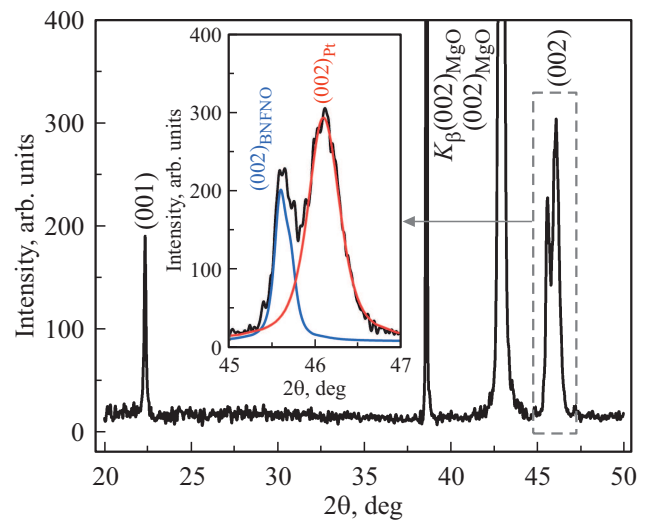


Рис. 1. $\theta-2\theta$ рентгенограмма пленки BNFNO/Pt/MgO, на вставке изображена увеличенная область рефлексов (002) пленок BNFNO и Pt.

только отражения от соответствующих плоскостей для слоев BNFNO, Pt и подложки MgO, а следов гексаферрита бария BaFe₁₂O₁₉, линии которого в [2] идентифицировались при углах $2\theta \sim 32.09^\circ$, или же иных примесных фаз не выявлено. Анализ линий показал, что при используемых нами технологических режимах наблюдается ориентированный рост кристаллитов BNFNO вдоль направления нормали к поверхности подложки. Параметр элементарной ячейки слоя BNFNO равен $c = 3.976 \pm 0.001$ Å, а для Pt электрода равен $c = 3.938 \pm 0.001$ Å. Полученный параметр элементарной ячейки слоя BNFNO соответствует достаточно большой деформации растяжения элементарной ячейки в 1.35%, при сравнении с параметрами объемного материала ($c_{\text{bulk}} = 3.923$ Å; $a_{\text{bulk}} = 12.477$ Å). В мультиферроиках Ba₂LnFeNb₄O₁₅ за возникновение полярного состояния ответственны смещения катионов Fe³⁺ и Nb⁵⁺ вдоль оси четвертого порядка [6,7]. Как следует из симметричного анализа сегнетоэлектрическая поляризация направлена в этом же направлении. Это позволило изучить нам диэлектрические (рис. 2) и сегнетоэлектрические свойства (рис. 3) непосредственно вдоль полярного направления. Для этого были сформированы конденсаторные структуры Pt/BNFNO/Pt. При комнатной температуре пленка BNFNO характеризовалась средними значениями ϵ'/ϵ_0 и наличием дисперсии (рис. 2, a): при $f = 200$ Hz величина ϵ'/ϵ_0 составляла 1620, при $f = 200 \cdot 10^5$ Hz происходит резкое снижение относительной диэлектрической проницаемости до 255, а при $f = 10^5 - 10^6$ Hz выход на плато. На зависимостях $\epsilon''/\epsilon_0(f)$ (рис. 2, a) и $\text{tg } \delta(f)$ (рис. 2, b) видны размытые максимумы, однако вклад от двух компонент лучше виден на кривой $\text{tg } \delta(f)$. На диаграмме Коула–Коула (рис. 2, d) формируется дуга полуокружности, наблюдаемая дисперсия диэлектрических параметров обусловлена протекающей

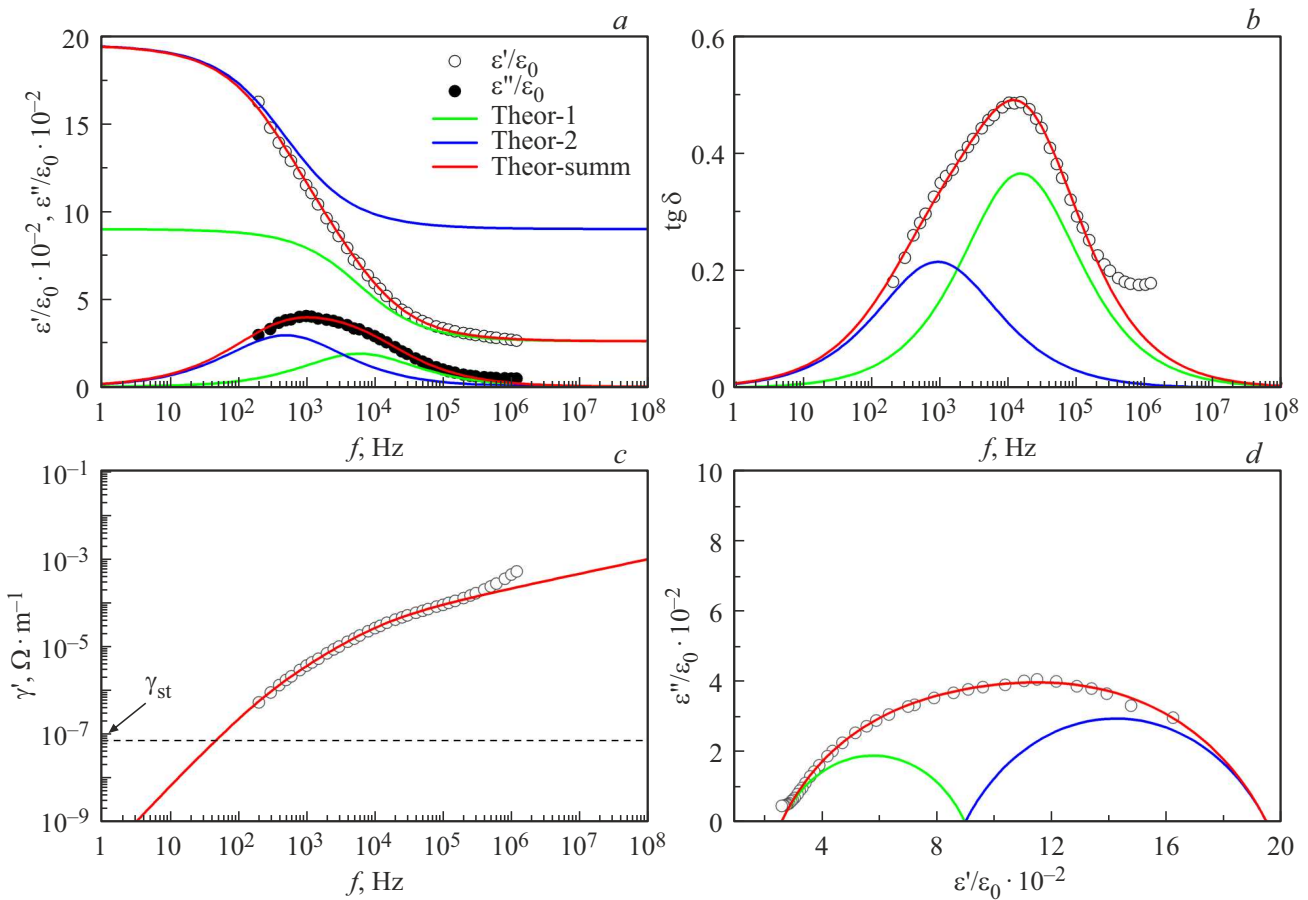


Рис. 2. Зависимости $\epsilon'/\epsilon_0(f)$, $\epsilon''/\epsilon_0(f)$ — (a), $\text{tg } \delta(f)$ — (b), $\gamma'(f)$ — (c) и $\epsilon''/\epsilon_0(\epsilon'/\epsilon_0)$ — (d) для гетероструктуры Pt/BNFNO/Pt(001)/MgO(001), измеренные при комнатной температуре в интервале частот $f = 200 - 1.2 \cdot 10^6$ Hz. При аппроксимации использовались следующие параметры: $\epsilon_{s2} = 1950$, $\epsilon_{\infty 2} = 900$, $\alpha_2 = 0.35$, $\tau_2 = 0.002$ s (линии teor-1); $\epsilon_{s1} = 900$, $\epsilon_{\infty 1} = 255$, $\alpha_1 = 0.32$, $\tau_1 = 0.00016$ s (линии teor-2).

в этом диапазоне частот диэлектрической релаксацией. Как видно из зависимости $\gamma'(f)$ (рис. 2, c), вкладом сквозной проводимости γ_{st} в измеренные значения ϵ''/ϵ_0 и $\text{tg } \delta$ в анализируемом диапазоне можно пренебречь. Удовлетворительная аппроксимация экспериментальных зависимостей на рис. 2, a–d достигается при использовании следующего соотношения:

$$\begin{aligned} \epsilon^* &= \epsilon' + i \cdot \epsilon'' \\ &= \epsilon_{\infty 1} + \frac{\epsilon_{s1} - \epsilon_{\infty 1}}{1 + (i \cdot f \cdot \tau_1)^{1-\alpha_1}} + \frac{\epsilon_{s2} - \epsilon_{s1}}{1 + (i \cdot f \cdot \tau_2)^{1-\alpha_2}}, \quad (1) \end{aligned}$$

где α_1 и α_2 — коэффициенты, характеризующие распределения времен релаксации (от 0 до 1), ϵ_{s1} , ϵ_{s2} и $\epsilon_{\infty 1}$ — статические и высокочастотные проницаемости; τ_1 и τ_2 — времена релаксации.

Видно, что в диэлектрический отклик пленки BNFNO вклад дают два процесса, вероятнее всего — недебаевского типа (так как описываются моделью, учитывающей наличие распределения времен релаксации для каждого процесса). В [3] авторы при исследовании диэлектрических свойств пленок $\text{Ba}_2\text{LnFeNb}_4\text{O}_{15}$ ($\text{Ln} = \text{La}, \text{Nd}, \text{Eu}$)

в диапазоне температур 80–420 K отметили наличие двух аномалий, одна из которых связана с фазовым переходом из сегнетоэлектрической в параэлектрическую фазу, а вторая — с проявлением эффектов максвелл-вагнеровской (МВ) поляризации. Отжиг пленок в кислороде приводил практически к исчезновению вклада от МВ поляризации. Учитывая, что в нашем случае сегнетоэлектрическая фаза в пленках BNFNO, как будет доказано ниже, реализуется при комнатной температуре, а непосредственно после синтеза в технологическом процессе охлаждение гетероструктуры до комнатной температуры происходит в атмосфере чистого кислорода при давлениях 0.5–0.6 Т, выявленная диэлектрическая релаксация обусловлена откликом сегнетоэлектрической подсистемы пленки.

Измеренные петли сегнетоэлектрического гистерезиса BNFNO приведены на рис. 3. Зависимость $P(U)$ имела характерный для сегнетоэлектриков вид, но смещена в область отрицательных электрических полей, что обусловлено внутренним полем в пленке. Его наличие приводит к спонтанной поляризованности пленок, направленной от подложки. Оцененные из зависимо-

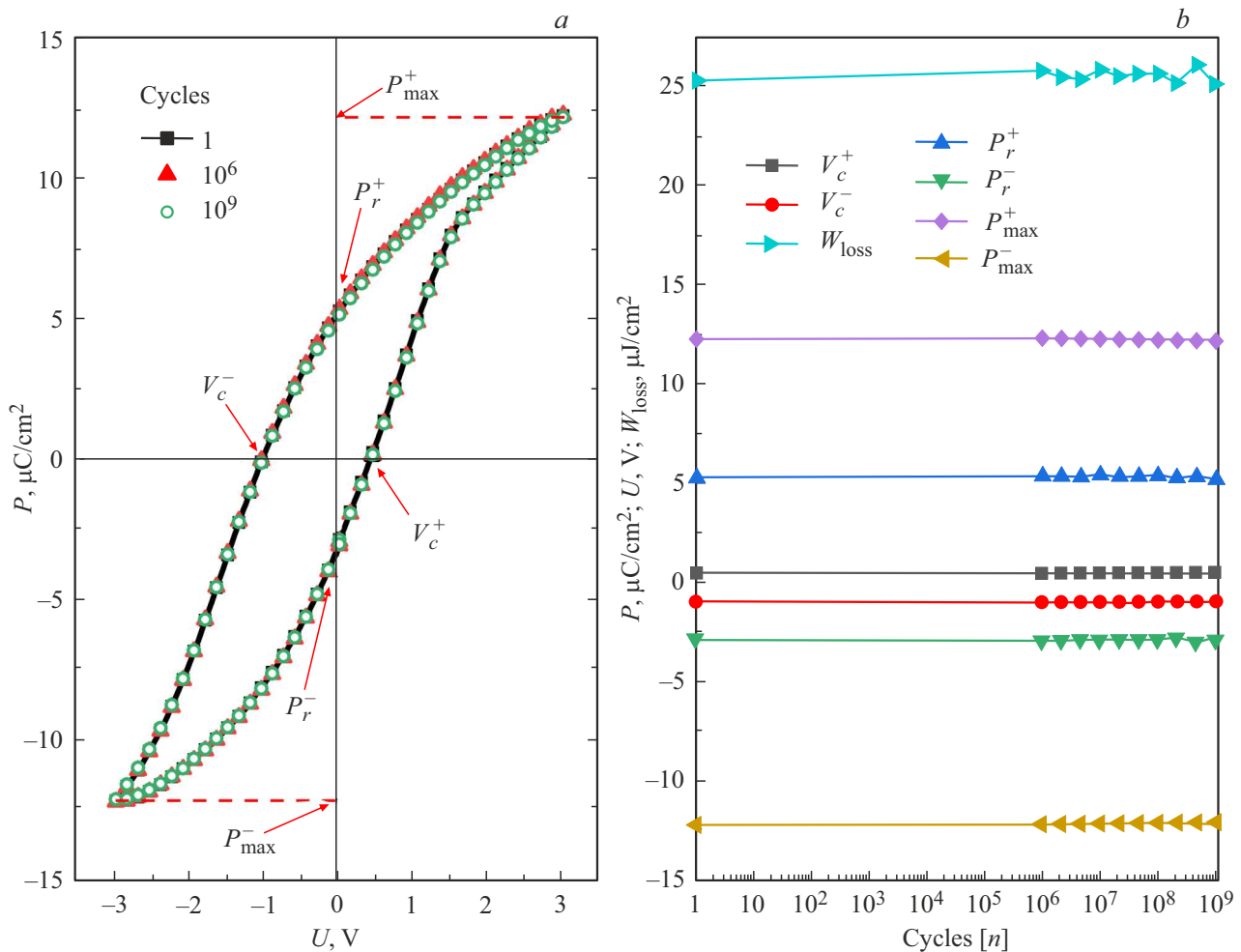


Рис. 3. (a) зависимость $P(U)$ гетероструктуры Pt/BNFNO/Pt(001)/MgO(001) при комнатной температуре на частоте 180 Hz, (b) зависимости поляризационных характеристик материала от количества циклов переключения.

сти $P(U)$ сегнетоэлектрические параметры BNFNO приведены в таблице. С учетом смещения петли и толщины пленки величина остаточной поляризации составила $P_r = 4.08 \mu\text{C}/\text{cm}^2$, коэрцитивного поля $E_c = 17 \text{ kV}/\text{cm}$, потери энергии при переключении $W_{\text{loss}} = 25.27 \mu\text{J}/\text{cm}^2$. Величины коэрцитивного поля, остаточной и полной поляризации, фиксируемые в нашем случае, были сопоставимы с таковыми для случая с-ориентированных пленок BNFNO/Pt(111)/Si(001) [14] и превышали для

BNFNO/Pt(001)/MgO(001) [15]. При анализе сегнетоэлектрической усталости пленки BNFNO (рис. 3, b) установлено, что в отличие от [15], деградация их сегнетоэлектрических параметров практически не фиксируется вплоть до 10^9 циклов переключения при частоте электрического поля 10^6 Hz .

Полученные результаты, с одной стороны, свидетельствуют о том, что возникающая в пленках BNFNO деформация элементарной ячейки (растяжение вдоль направления [001]) приводит к реализации сегнетоэлектрической фазы уже при комнатной температуре. С другой стороны — подчеркивают значительное влияние как метода получения пленок, так и технологических условий на их фазовый состав и сегнетоэлектрические свойства. Учитывая это, нами дополнительно были изучены топография поверхности и сегнетоэлектрические свойства пленок BNFNO с помощью PFM (рис. 4, 5). Поверхность пленки BNFNO (рис. 4) является достаточно однородной, отчетливо были видны кристаллиты, имеющие разнообразную форму (от округлой до трапециевидной), однако места их стыка были преимущественно плоские.

Параметры пленки BNFNO

Номер цикла	1	10^6	10^9
V_c^+ , V	0.42	0.43	0.43
V_c^- , V	-1.03	-1.04	-1.02
P_r^+ , $\mu\text{C}/\text{cm}^2$	5.26	5.34	5.14
P_r^- , $\mu\text{C}/\text{cm}^2$	-2.90	-2.97	-2.91
P_{max}^+ , $\mu\text{C}/\text{cm}^2$	12.24	12.23	12.22
P_{max}^- , $\mu\text{C}/\text{cm}^2$	-12.24	-12.23	-12.22
W_{loss} , $\mu\text{J}/\text{cm}^2$	25.27	25.8	25.28

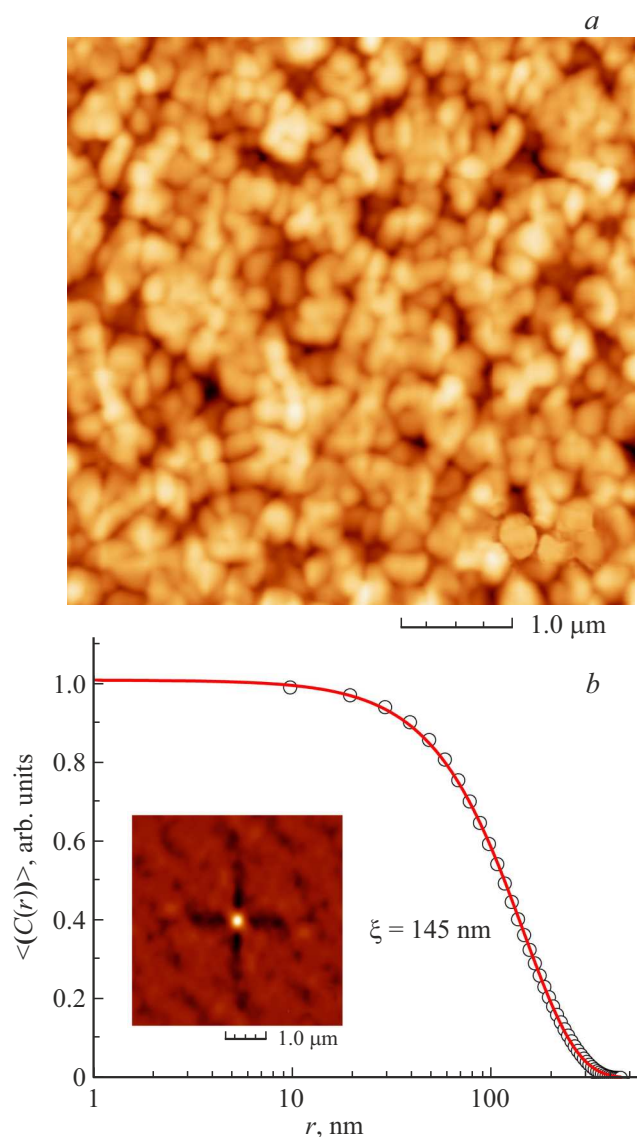


Рис. 4. Топография пленки BNFNO (a), 2D-представление автокорреляционной функции топографии и график радиально усредненных значений среднего размера кристаллитов (b).

Включений примесных фаз, пор и каверн не наблюдалось. Среднеквадратичная шероховатость поверхности пленки, составляла 5.7 nm. Для количественной оценки латерального размера зерен нами использовался метод автокорреляционной функции [16] по аналогии с [17]. 2D-представление автокорреляционной функции, рассчитанное при анализе результатов исследований поверхности пленки BNFNO, представлено на рис. 4, b. Расчеты показали, что средний латеральный размер кристаллитов составил ~ 145 nm (рис. 4, b).

Вертикальный пьезоотклик для всей исследуемой области поверхности пленки BNFNO имеет отрицательный знак (рис. 5, a), что говорит о направлении проекции вектора поляризации от подложки к пленке, что коррелирует с результатами исследования петель

диэлектрического гистерезиса (рис. 3). Гистограмма распределения латерального сигнала пьезоотклика \sim симметрична относительно нуля, при этом максимальное количество пикселей на гистограмме с нулевым сигналом. Т.е. поляризация в пленке BNFNO главным образом

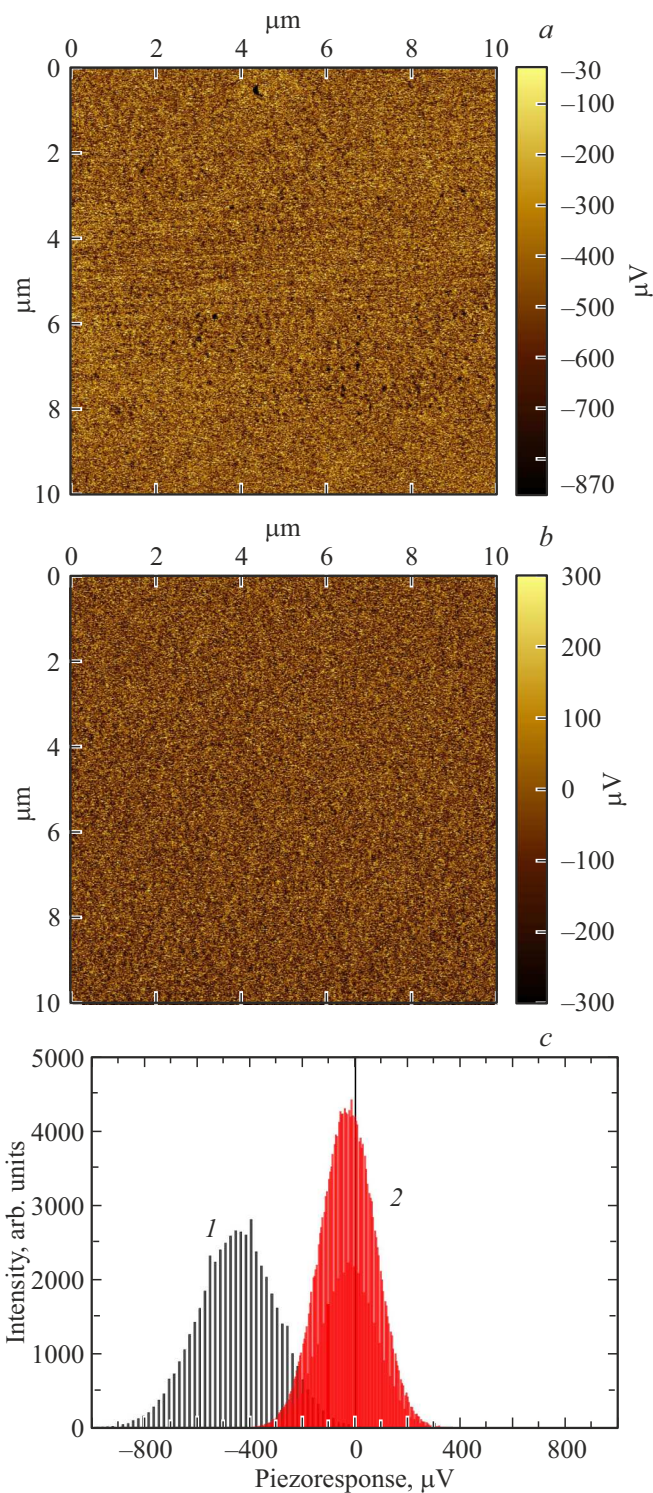


Рис. 5. Вертикальный (a) и латеральный (b) сигнал пьезоотклика, c — гистограммы распределения сигнала пьезоотклика: 1 — вертикальный, 2 — латеральный.

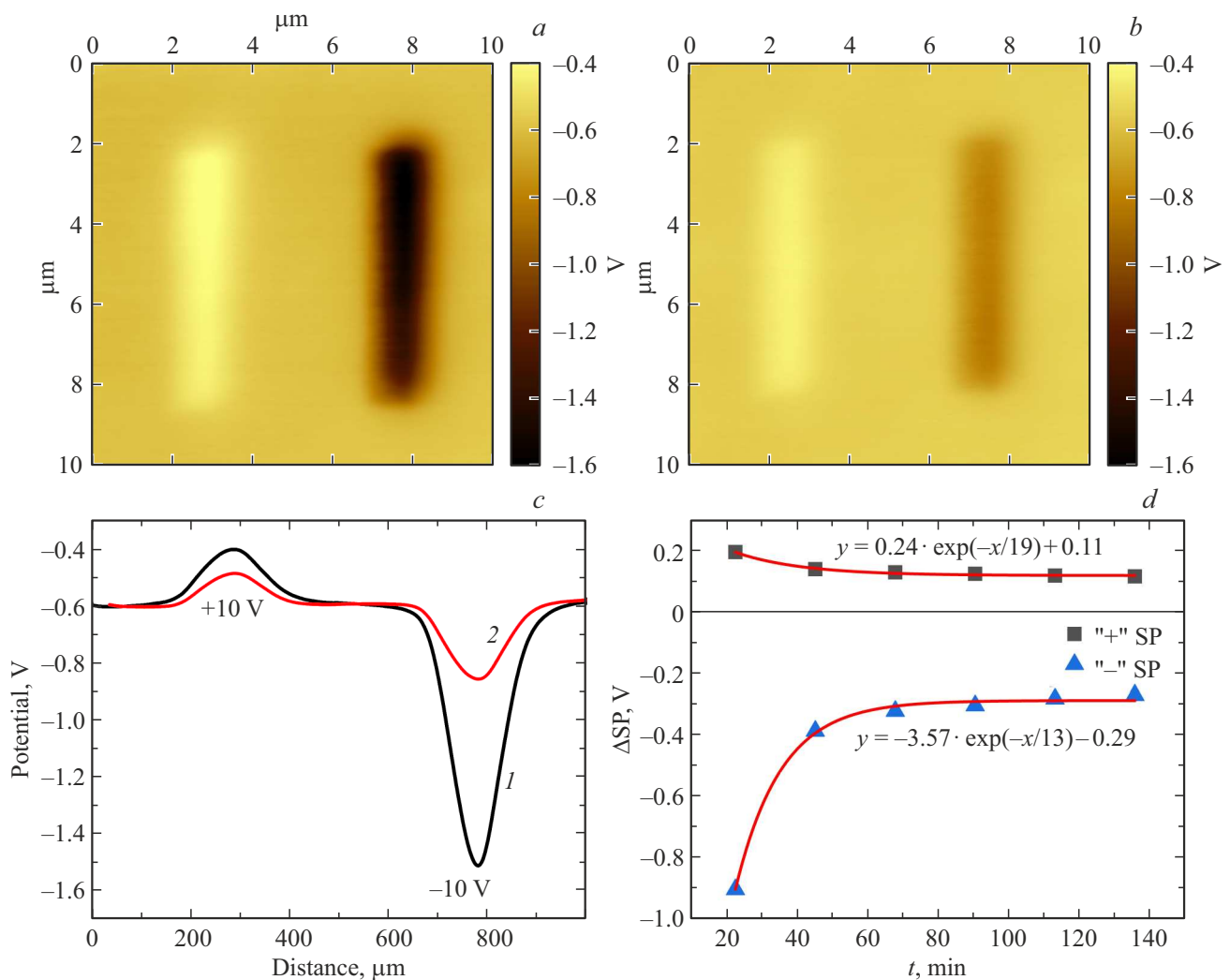


Рис. 6. Сигнал поверхностного потенциала поляризованной пленки BNFNO, полученный через 23 (a) и 136 min (b) после поляризации постоянным напряжением ± 10 V, c — профили сигнала поверхностного потенциала через 23 (кривая 1) и 136 min (кривая 2) после поляризации, d — временная зависимость сигнала ΔSP .

направлена вдоль оси c , а в латеральной плоскости разориентация вектора поляризации достаточно мала. Это свидетельствует в пользу того, что возникновение внутреннего поля и наполяризованности в тонких пленках BNFNO вызвано воздействием на нее при росте двумерных механических напряжений со стороны подложки [18]. Совместный анализ изображений рельефа, вертикального и латерального пьезоотклика показал, что признаков включений не сегнетоэлектрических фаз, например — гексаферрита бария, о которых сообщалось в [3,4,16], нами не выявлено, что коррелирует с данными рентгendifракционного анализа.

Учитывая приведенные выше результаты, в режиме Кельвин моды были проведены исследования релаксации поляризованных областей, предварительно сформированных в режиме СМП напряжением ± 10 V (рис. 6, a–b): светлая прямоугольная область — результат приложения $+10$ V на кантиливер, а темная —

поляризация при -10 V. На рис. 6, c представлены профили сигнала поверхностного потенциала через 23 (кривая 1) и 136 min (кривая 2) после поляризации, полученные по данным сигнала поверхностного потенциала. Наблюдается асимметрия интенсивности сигнала областей, поляризованных постоянным напряжением $+10$ V и -10 V. На рис. 6, d приведены релаксационные зависимости сигнала ΔSP для положительно и отрицательно поляризованных областей. Значения амплитуды поляризованных областей для ± 10 V рассчитывались в программе Gwyddion аппроксимацией полученных профилей амплитудной версией функции Гаусса. Поэтому значения сигнала ΔSP (рис. 6, d) для области, поляризованной при $+10$ V — положительные, а для -10 V — отрицательные, не смотря на то что весь уровень сигнала поверхностного потенциала — отрицательный (рис. 6, c). Видно, что из-за наличия в пленках внутреннего поля релаксация отрицательно-заряженной

области пленки происходит быстрее ($t = 13 \text{ min}$), чем положительно-заряженной ($t = 19 \text{ min}$), однако в обоих случаях остаточная поляризованность сохранялась длительное время. На данный момент не установлено, относятся ли пленки BNFNO к релаксорам или классическим сегнетоэлектрикам, однако предварительные исследования выявили признаки наличия поляризации и при температуре более 100°C .

4. Выводы

1. Наноразмерные пленки $\text{Ba}_2\text{NdFeNb}_4\text{O}_{15}$ выращены на подложке $\text{Pt}(001)/\text{MgO}(001)$ методом ВЧ-катодного напыления в атмосфере O_2 . По данным рентгендифракционного анализа и сканирующей зондовой микроскопии пленки являются c -ориентированными, однофазными, беспримесными, характеризуются высокой однородностью и низкой шероховатостью поверхности (5.7 nm) с латеральным размером кристаллитов $\sim 145 \text{ nm}$ (расчеты проводились с использованием метода автокорреляционной функции).

2. Деформация элементарной ячейки в пленке $\text{Ba}_2\text{NdFeNb}_4\text{O}_{15}$ вдоль полярной оси в сравнении с объемным материалом составила 1.35% , что привело к проявлению сегнетоэлектрических свойств уже при комнатной температуре — величины остаточной поляризации и коэрцитивного поля составили $4.08 \mu\text{C}/\text{cm}^2$ и $17 \text{ kV}/\text{cm}$, соответственно. Деградация сегнетоэлектрических параметров при этом практически не наблюдалась вплоть до миллиарда циклов переключения.

3. Анализ в интервале частот $200\text{--}1.2 \cdot 10^6 \text{ Hz}$ изменения ϵ^*/ϵ_0 пленки BNFNO при комнатной температуре показал, что в диэлектрический отклик материала вклад дают два релаксационных процесса, которые являются причиной фиксируемой диэлектрической дисперсии.

4. Исследования вертикального и латерального сигнала пьезоотклика пленки BNFNO показали, что поляризация в ней главным образом направлена вдоль оси c , а в латеральной плоскости разориентация вектора поляризации достаточно мала.

5. Полученные результаты целесообразно учитывать при синтезе, исследовании и разработке функциональных элементов на основе наноразмерных пленок мультиферроика BNFNO.

Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ № 21-72-10180.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Ю.С. Кузьминов. Сегнетоэлектрические кристаллы для управления лазерным излучением. Наука, М. (1982). 400 с.
- [2] T. Hajlaoui, C. Harnagea, A. Pignolet. *Mater. Lett.* **198**, 136 (2017).
- [3] R. Bodeux, D. Michau, M. Josse, M. Maglione. *Solid State Sci.* **38**, 112 (2014).
- [4] M. Josse, O. Bidault, F. Roulland, E. Castel, A. Simon, D. Michau, R. Von der Mühl, O. Nguyen, M. Maglione. *Solid State Sci.* **11**, 6, 1118 (2009).
- [5] H. Wu, A. Tatarenko, M.I. Bichurin, Y. Wang. *Nano Energy* **83**, 105777 (2021).
- [6] M. Albino, P. Veber, S. Pechev, C. Labrugere, M. Velazquez, M. Maglione, M. Josse. *Cryst. Growth Des.* **14**, 2, 500 (2014).
- [7] E. Castel, P. Veber, M. Albino, M. Vela'zquez, S. Pechev, D. Denux, J.P. Chaminade, M. Maglione, M. Josse. *J. Cryst. Growth* **340**, 156 (2012).
- [8] Физика сегнетоэлектриков. Современный взгляд / Под ред. К.М. Рабе, Ч.Г. Ана, Ж.-М. Трискона. Пер. с англ. БИНОМ. Лаборатория знаний, М. (2011). 440 с.
- [9] В.М. Мухортов, Ю.И. Юзюк. Гетероструктуры на основе наноразмерных сегнетоэлектрических пленок: получение, свойства и применение. ЮНЦ РАН, Ростов н/Д. (2008). 224 с.
- [10] А.В. Павленко, Д.В. Стрюков, Л.И. Ивлева, А.П. Ковтун, К.М. Жидель, П.А. Лыков. *ФТТ* **63**, 2, 250 (2021).
- [11] А.В. Павленко, И.Н. Захарченко, Ю.А. Кудрявцев, Л.И. Киселева, С.Х. Алихаджиев. *Неорганические материалы* **56**, 11, 1252 (2020).
- [12] В.М. Мухортов, Ю.И. Головкин, А.В. Павленко, Д.В. Стрюков, С.В. Бирюков, А.П. Ковтун, С.П. Зинченко. *ФТТ* **60**, 9, 1741, (2018).
- [13] D.V. Stryukov, A.V. Pavlenko, L.I. Kiseleva, G.N. Tolmachev. In: PHENMA 2021: Physics and Mechanics of New Materials and Their Applications. Springer Proceedings in Materials/Eds I.A. Parinov, S.-H. Chang, Y.-H. Kim, N.-A. Noda. Springer, Cham. (2021) P. 53.
- [14] T. Hajlaoui, C. Harnagea, D. Michau, M. Josse, A. Pignolet. *J. Alloys Comp.* **711**, 480 (2017).
- [15] T. Hajlaoui, C. Chabanier, C. Harnagea, A. Pignolet. *Scripta Mater.* **136**, 1 (2017).
- [16] R.C. Munoz, G. Vidal, M. Mulsow, J.G. Lisoni, C. Arenas, A. Concha, R. Esparza. *Phys. Rev. B* **62**, 7, 4686 (2000).
- [17] А.В. Павленко, Д.А. Киселев, Я.Ю. Матяш. *ФТТ* **63**, 6, 776 (2021).
- [18] А.Г. Канарейкин, Е.Ю. Каптелов, С.В. Сенкевич, И.П. Пронин, А.Ю. Сергиенко, О.Н. Сергеева. *ФТТ* **58**, 11, 2242 (2016).

Редактор Ю.Э. Кутаев