

УДК 538.956, 53.096

## СТРУКТУРА, ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ $\text{BiFeO}_3/\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6/\text{Pt}(001)/\text{MgO}(001)$

© 2023 г. А. В. Павленко<sup>1, 2, \*</sup>, Я. Ю. Матяш<sup>1</sup>, Д. В. Стрюков<sup>1</sup>, Н. В. Маломыжева<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Федеральный исследовательский центр “Южный научный центр Российской академии наук”, пр. Чехова, 41, Ростов-на-Дону, 344006 Россия

<sup>2</sup>Научно-исследовательский институт физики Южного федерального университета, пр. Стачки, 194, Ростов-на-Дону, 344090 Россия

\*e-mail: antvpr@mail.ru

Поступила в редакцию 14.04.2023 г.

После доработки 07.07.2023 г.

Принята к публикации 07.07.2023 г.

С использованием метода ВЧ-катодного распыления в атмосфере кислорода изготовлена гетероструктура на основе мультиферроика феррита висмута и сегнетоэлектрика ниобата бария-стронция –  $\text{BiFeO}_3(1000 \text{ нм})/\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6(1000 \text{ нм})/\text{Pt}(001)/\text{MgO}(001)$ , в которой отсутствовали примесные фазы, а среднеквадратичная шероховатость поверхности составляла не более 1% от ее толщины. Установлено, что в гетероструктуре все слои выращены эпитаксиально: SBN-50 получен с формированием ориентационных доменов, развернутых в плоскости сопряжения на  $\pm 18.4^\circ$  относительно осей подложки MgO, а слои ВFO и Pt – с ориентацией кристаллографических осей параллельно осям подложки MgO. Показано, что величина сегнетоэлектрической поляризации в материале при  $U = 90 \text{ В}$  составляла  $59.3 \text{ мКл/см}^2$ , а для описания закономерностей изменения относительной диэлектрической проницаемости ( $\epsilon$ ) гетероструктуры при  $t = 25\text{--}250^\circ\text{C}$  достаточно учесть зависимость  $\epsilon(t)$  для каждого из слоев. Обсуждаются причины выявленных закономерностей.

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

**DOI:** 10.31857/S0002337X23070126, **EDN:** QSGOST

### ВВЕДЕНИЕ

Тонкие сегнетоэлектрические (СЭ) пленки привлекают к себе большое внимание благодаря перспективам применения в современных датчиках и сенсорах, устройствах памяти и микроэлектромеханических системах [1]. Для реализации целевых свойств в таких материалах (высокая температурная стабильность, высокие величины диэлектрической проницаемости, пьезо- и пироактивности и т.д.) важно обеспечить низкий ток утечки и низкие диэлектрические потери в широком диапазоне температур, стабильность при многократном переключении поляризации [2]. Характеристики СЭ-пленок, как свидетельствуют результаты экспериментальных исследований российских и зарубежных научных групп, связаны с особенностями их кристаллической структуры и микроструктуры, зависящих от условий получения. Наиболее распространенными методами получения пленок являются молекулярно-лучевая эпитаксия, импульсное лазерное напыление, магнетронное распыление и ВЧ-катодное. Большинство из них является многостадийными –

синтез и кристаллизация пленки проходят отдельными этапами. Развиваемый в России метод ВЧ-катодного распыления [3], в отличие большинства отмеченных выше методов, является одностадийным и с наилучшей стороны зарекомендовал себя при получении кислородсодержащих сегнетоэлектрических и мультиферроидных материалов со структурой типа перовскита [4], тетрагональной вольфрамовой бронзы [5] и фазы Ауривиллиуса. Важным технологическим фактором является синтез и последующее охлаждение пленок в этом случае при высоких давлениях чистого кислорода, что позволяет свести к минимуму причины возникновения кислородных вакансий в изготовленной гетероструктуре. Именно этот метод и был выбран для изготовления объектов в данной работе.

В случае монокристаллических и керамических материалов наиболее распространенным способом целенаправленного (контролируемого) изменения свойств является изменение химического состава [6]. Для изменения же свойств тонких пленок используют осаждение переходных

или буферных слоев, формирование многослойных гетероструктур [7], при этом электростатическая связь на границах раздела начинает играть важную роль [8]. Перспективный набор свойств может быть получен в многослойных структурах на основе компонентов, у которых, с одной стороны, достаточно близкие кристаллические структуры (это позволит формировать границу раздела высокого структурного совершенства), а с другой — существенно отличающиеся свойства. В частности, это может быть реализовано на основе феррита висмута ( $\text{BiFeO}_3$  (BFO) — мультиферроик со структурой типа перовскита, температура Кюри ( $t_C$ )  $\sim 910^\circ\text{C}$ , температура Нееля  $\sim 370^\circ\text{C}$ , спонтанная поляризация  $\sim 100$  мкКл/см<sup>2</sup>) [8] и ниобата бария-стронция ( $(\text{Ba,Sr})\text{Nb}_2\text{O}_6$  (SBN) — для конгруэнтного состава коэффициент линейного электрооптического эффекта  $r_{33} = 250$  пм/В, пьезоэлектрический коэффициент  $0.065$  мкКл/(см<sup>2</sup> °C),  $t_C \sim 75^\circ\text{C}$ ) [9].

Целью данной работы явилось установление закономерностей формирования структуры, диэлектрических и сегнетоэлектрических характеристик двухслойной гетероструктуры  $\text{BiFeO}_3/\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6$ , выращенной на подложке Pt(001)/MgO(001).

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Гетероструктуры  $\text{BiFeO}_3/\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6/\text{Pt}(001)/\text{MgO}(001)$  с толщинами слоев феррита висмута и ниобата бария-стронция  $\sim 1000$  нм были получены методом ВЧ-катодного распыления на двух установках с использованием технологии прерывистого напыления в соответствии с [10–12]. Давление кислорода при напылении пленок составляло 0.5–0.6 Торр, начальная температура подложки —  $400^\circ\text{C}$ . На первой стадии осаждался слой SBN-50 толщиной  $\sim 1000$  нм, при этом образец охлаждался в атмосфере кислорода до температуры  $\sim 30^\circ\text{C}$  и только после этого осуществлялось перемещение образца во вторую камеру для осаждения мультиферроика BFO толщиной  $\sim 1000$  нм. В качестве мишеней для распыления использовались керамические диски соответствующего стехиометрического состава диаметром 50 и толщиной 3 мм.

Рентгендифракционные исследования проводили на многофункциональном рентгеновском комплексе “РИКОР” (гониометр с шагом до  $0.001^\circ$  (Crystal Logic Inc.); рентгеновская трубка БСВ21-Cu (АО “Светлана-Рентген”), сцинтилляционный точечный детектор (ООО ИТЦ “Радикон”)<sup>1</sup>.

<sup>1</sup> Объединенный центр научно-технологического оборудования ЮНЦ РАН (исследование, разработка, апробация) (№ 501994).

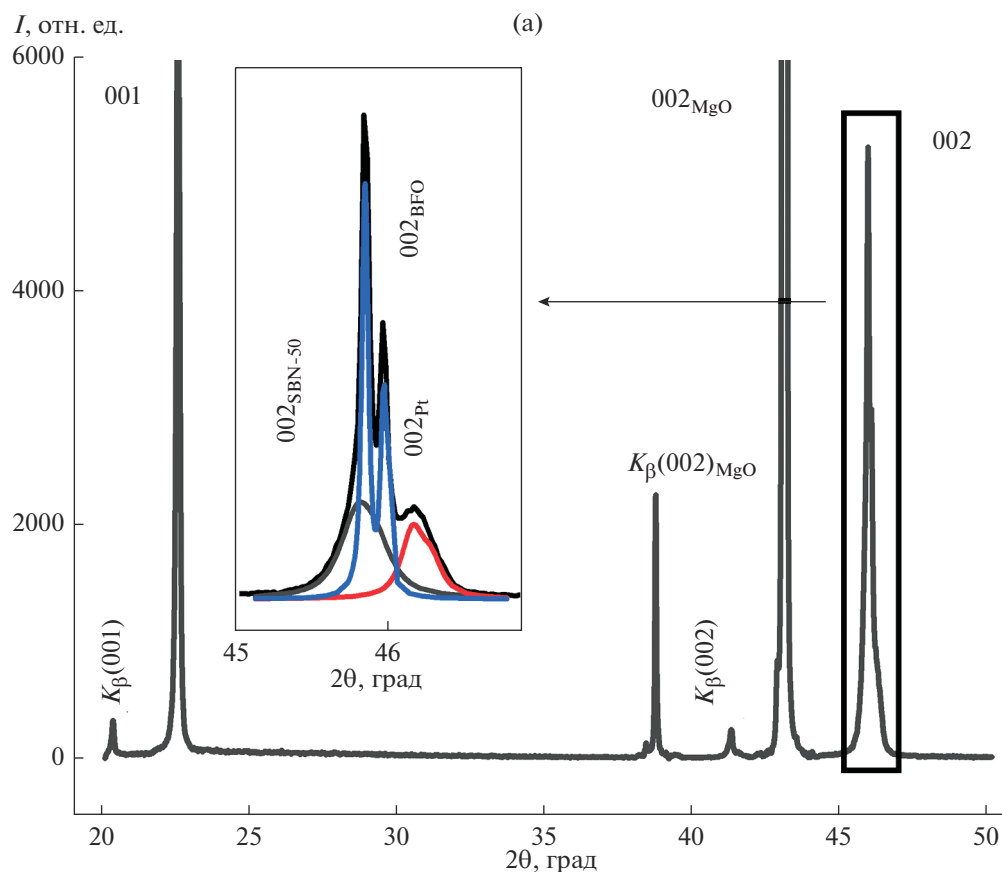
Для исследования морфологии поверхности гетероструктуры, ее доменной структуры и процессов локального переключения использовался атомно-силовой микроскоп (АСМ) Ntegra Academia (фирма NT-MDT, Россия). Топография образцов была получена в полуконтактном режиме при помощи кремниевого кантилевера NS15/50 (фирма NT-MDT, Россия). Скорость сканирования фрагмента поверхности размером  $2 \times 2$  мкм с разрешением 300 точек на строку составила 1 Гц. С использованием проводящего кремниевого кантилевера NSG01 с Pt-покрытием (фирма NT-MDT, Россия) в режимах силовой микроскопии пьезоотклика (СМП) и спектроскопии СМП исследовалась доменная структура образца. Обработка и анализ полученных сканов осуществлялись в программе Image Analysis [13].

Для диэлектрических измерений в перпендикулярном к поверхности направлении были сформированы конденсаторные структуры: в качестве нижнего электрода выступал слой платины, в качестве верхнего — сплав Ag–Pd (в дальнейшем — М), осажденный методом магнетронного распыления в атмосфере аргона на установке Emitech SC7620 через маску с диаметром отверстий 90–100 мкм.

Относительную диэлектрическую проницаемость ( $\epsilon$ ) на частоте измерительного электрического поля  $f = 10^5$  Гц с амплитудой 40 мВ в диапазоне  $25\text{--}250^\circ\text{C}$  измеряли с помощью LCR-метра Agilent 4980A и Linkam THMS600 stage. Измерения динамических петель диэлектрического гистерезиса ( $P(U)$ ) на частоте 1 кГц проведены с помощью TFA-analyzer2000 и аналитической зондовой станции MST4000A. В программе Hysteresis Software для положительной и отрицательной ветвей  $P(U)$  рассчитывали остаточную поляризацию ( $P_r^+$ ,  $P_r^-$ ), коэрцитивное напряжение ( $U_c^+$ ,  $U_c^-$ ), максимальную поляризацию ( $P_{\text{max}}^+$ ,  $P_{\text{max}}^-$ ), а также величины  $\Delta P_r = |P_r^+| - |P_r^-|$ ,  $\Delta P_{\text{max}} = |P_{\text{max}}^+| - |P_{\text{max}}^-|$  и  $\Delta U_c = |U_c^+| - |U_c^-|$ .

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Методом дифракции рентгеновских лучей были получены рентгенограммы образца BFO/SBN-50/Pt/MgO(001), на которых присутствовали только отражения от слоев гетероструктуры, проводящего слоя платины и подложки, что подтверждает отсутствие примесных фаз. На обзорной  $\theta$ – $2\theta$  рентгенограмме (рис. 1а) присутствовали только отражения от плоскостей семейства (00 $l$ ) слоев BFO, SBN-50 и Pt гетероструктуры, а на  $\varphi$ -сканах (рис. 1б) — четкие максимумы для каждого из слоев, что доказывает эпитаксиальный рост всех слоев гетероструктуры. Взаим-



**Рис. 1.**  $\theta$ - $2\theta$ -рентгенограмма (а) и  $\phi$ -сканирование рефлексов 221 (SBN-50), 113 (BFO), 113 (Pt) и 113 (MgO) (б) для гетероструктуры BFO/SBN-50/Pt/MgO; на вставке изображена прецизионная  $\theta$ - $2\theta$ -рентгенограмма рефлекса 002 с разложением на компоненты рассеяния.

ное расположение максимумов на  $\phi$ -сканах слоев гетероструктуры и подложки указывает на то, что слой SBN-50 получен с формированием ориентационных доменов, развернутых в плоскости сопряжения на  $\pm 18.4^\circ$  относительно осей подложки, а слои BFO и Pt получены с ориентацией кристаллографических осей параллельно осям подложки. При прецизионной съемке рефлексов 00 $l$  (вставка на рис. 1а) видно, что рентгенограммы для гетероструктуры BFO/SBN-50/Pt/MgO представляют из себя суперпозицию отражений от слоев SBN-50, BFO и Pt. Из положений максимумов компонент, соответствующих рассеянию каждым из слоев, в тетрагональном приближении были рассчитаны параметры элементарных ячеек:  $c_{\text{BFO}} = 3.957 \text{ \AA}$ ,  $a_{\text{BFO}} = b_{\text{BFO}} = 3.96 \text{ \AA}$ ;  $c_{\text{SBN}} = 3.961 \text{ \AA}$ ,  $a_{\text{SBN}} = b_{\text{SBN}} = 12.41 \text{ \AA}$ ;  $c_{\text{Pt}} = 3.937 \text{ \AA}$ ,  $a_{\text{Pt}} = b_{\text{Pt}} = 3.90 \text{ \AA}$ . Для тонких пленок BFO зачастую наблюдают моноклинную или ромбоэдрическую структуры, в которых присутствует небольшой наклон кристаллографических осей, однако в нашем случае не обнаружено признаков отклонения углов  $\alpha$ ,  $\beta$  и  $\gamma$  от  $90^\circ$ . Параметры элементарных ячеек  $c$  в направлении

нормали к поверхности подложки определены с погрешностью в  $0.002 \text{ \AA}$ , а параметры  $a$  в плоскости сопряжения – с погрешностью в  $0.02 \text{ \AA}$ . Параметры решетки объемного BFO составляют:  $a = 3.962 \text{ \AA}$ ,  $\alpha = 89.45^\circ$ , а объемного SBN-50:  $a = 12.47 \text{ \AA}$ ,  $c = 3.940 \text{ \AA}$ . Сравнивая полученные параметры решетки слоя BFO с параметрами объемного материала видно, что в пленке практически отсутствует деформация элементарной ячейки. При этом в слое SBN-50 в плоскости сопряжения деформация элементарной ячейки также незначительная, а в перпендикулярном направлении достигает 0.4%.

АСМ-изображения поверхности двухслойной гетероструктуры и однослойной пленки SBN-50 (рассматривалась для сопоставления) приведены на рис. 2. Видно, что поверхность BFO/SBN-50/Pt/MgO (рис. 2а) представлена четко различимыми ростовыми блоками преимущественно прямоугольной и трапециевидной форм, средний размер которых достигает  $\sim 180 \text{ нм}$ . Поверхность же пленки SBN-50/MgO (рис. 2б) состоит из довольно больших сросшихся между собой ро-

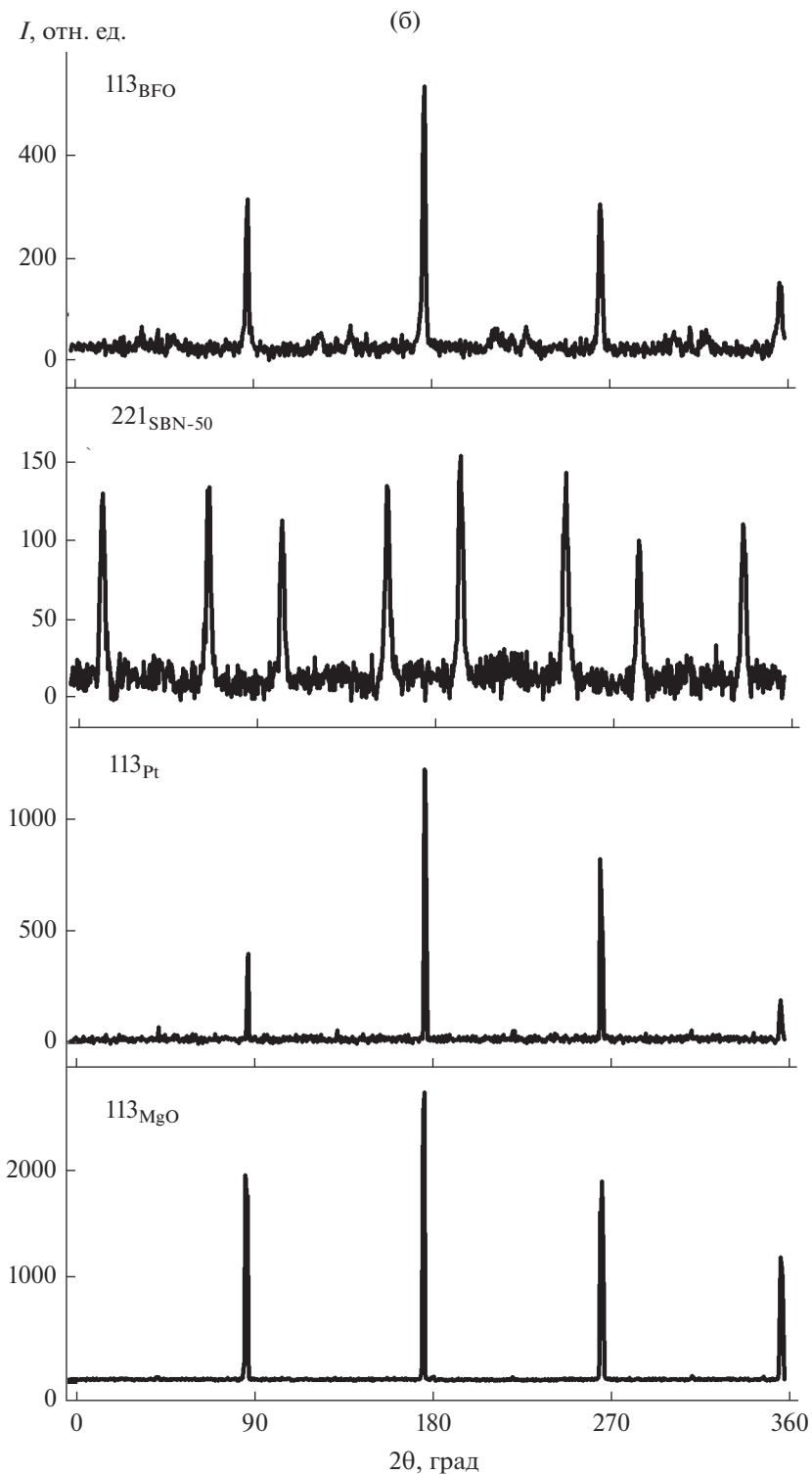


Рис. 1. Окончание

стовых блоков, средний размер которых составляет ~200 нм. Стоит отметить, что рельеф двухслойной гетероструктуры более развит по сравнению с однослойной пленкой, что может быть связано не только с особенностями синтеза ма-

териалов в тонкопленочном состоянии, но и с влиянием первого слоя SBN-50 в гетероструктуре BFO/SBN-50/Pt/MgO. Анализ морфологии поверхности BFO/SBN-50/Pt/MgO показал, что значение среднеквадратичной шероховатости

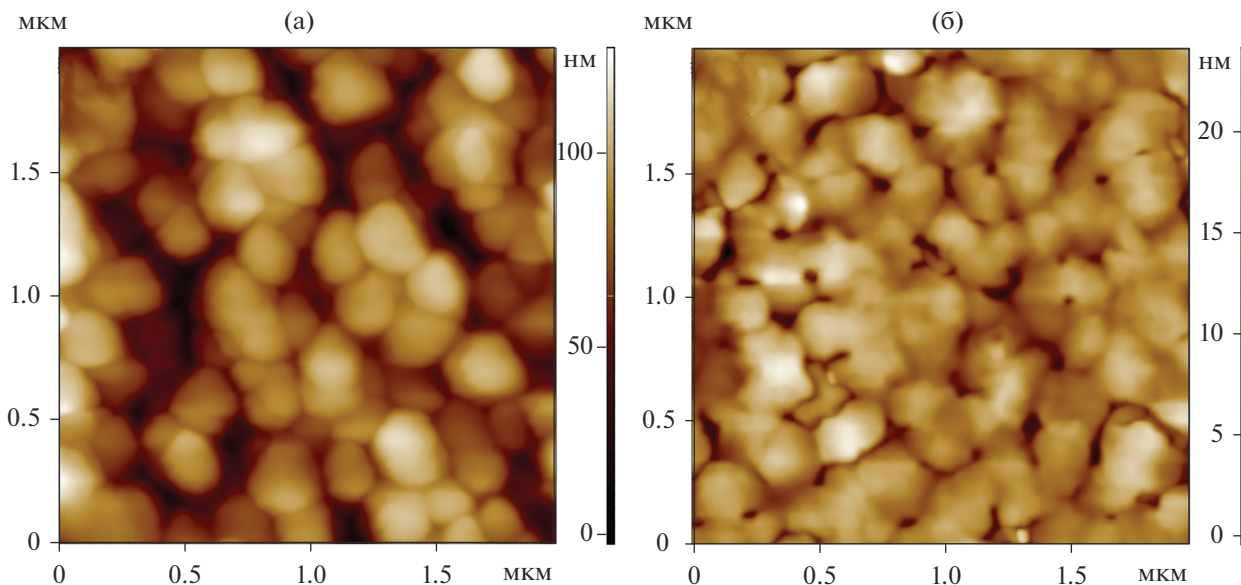


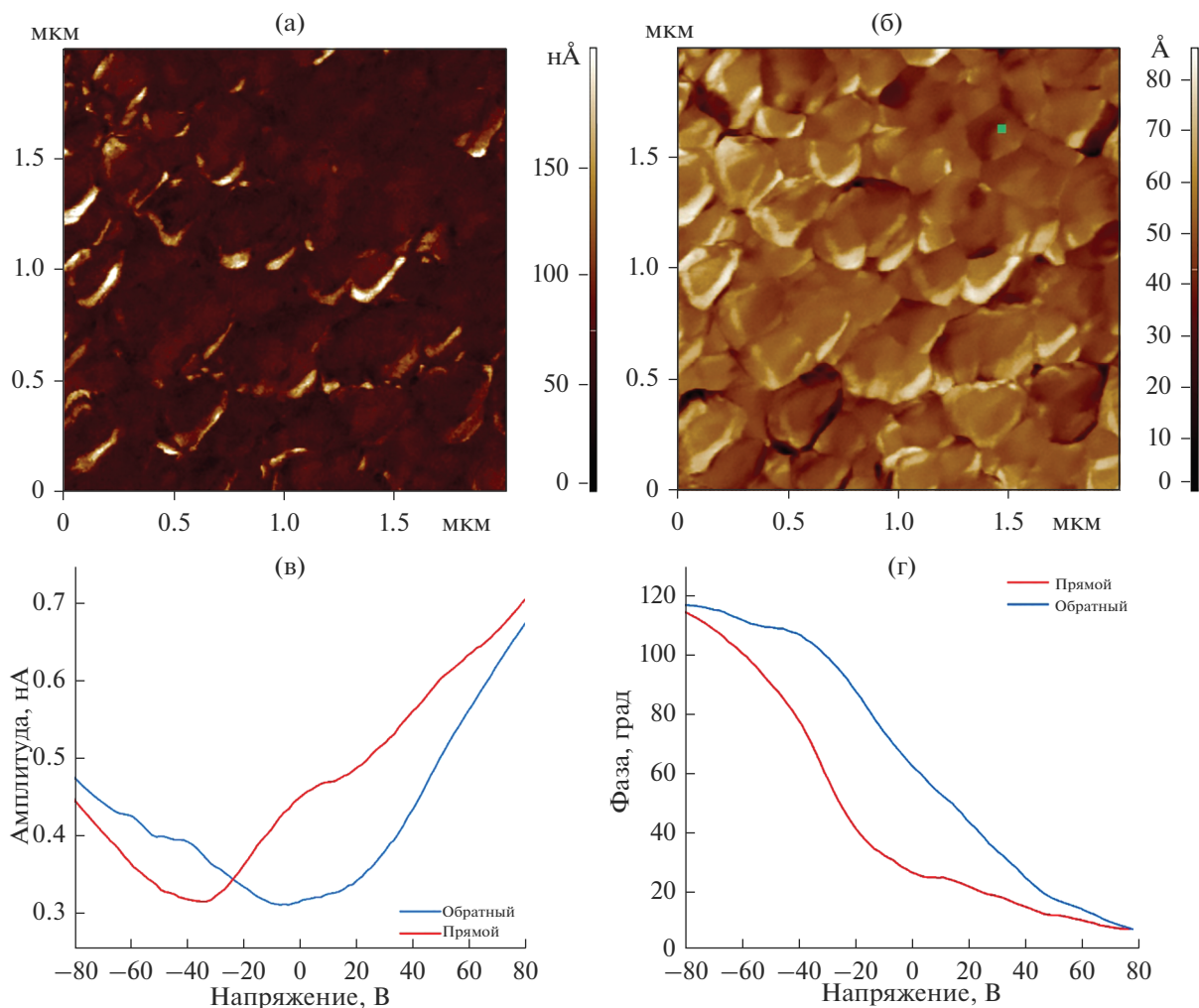
Рис. 2. АСМ-изображения топографии поверхности гетероструктуры BFO/SBN-50 (а) и однослойной пленки SBN-50 (б).

(RMS) поверхности – около 20 нм, что составляет менее 3% от толщины слоя BFO в двухслойной гетероструктуре. Для SBN-50 значение среднеквадратичной шероховатости составляет ~6 нм.

Сегнетоэлектрические свойства в BFO/SBN-50/Pt/MgO проявились при измерении как локального пьезоотклика с использованием методов АСМ (рис. 3), так и петль диэлектрического гистерезиса (рис. 4а). Видно, что сигнал амплитуды пьезоотклика принимает положительные значения, что может указывать на самопроизвольную поляризацию пленки BFO, которая направлена к подложке. Сигнал фазы (рис. 3б) достигает  $86^\circ$  и распределен неравномерно по поверхности: встречаются контрастные темные и светлые области, которые обусловлены не только доменами с различным направлением поляризации, но и особенностями топографии поверхности. Однако в пределах одного ростового блока изменение фазы достигало  $60^\circ$ , что позволяет говорить о присутствии в нем разноориентированных доменов. В то же время распределение фазы латерального пьезоотклика не превышали  $3.4^\circ$ .

Как видно из рис. 3в, 3г, зависимости кривых СМП, свидетельствующие о локальном переключении поляризации в образце, смещены в сторону отрицательных значений напряжений, а петля фазы вертикального пьезоотклика асимметрична. Отметим, что это имело место только в двухслойной структуре и не наблюдалось в однослойных пленках SBN-50 и BFO. Отмеченные особенности проявились при анализе зависимостей  $P(U)$ : если при  $U < 10$  В петли имели вытянутую симметричную форму, то по мере увеличения амплитуды

петля диэлектрического гистерезиса расширялась и становилась асимметричной. Насыщение зависимости  $P(U)$  наблюдается при  $U = 85–90$  В, а при  $U > 100$  В происходит электрический пробой образца. Максимальная величина поляризации составляла  $\sim 59.3$  мкКл/см<sup>2</sup>, что соответствует промежуточному значению между таковыми для SBN-50 и BFO. Из рис. 4б видно, что если для положительной и отрицательной ветвей зависимости  $P(U)$  максимальная поляризация была практически одинаковой ( $\Delta P_{\max} \sim 0$ ), то  $\Delta P_r$  и  $\Delta U_c$  изменялись немонотонно и меняли знак при  $U = 30$  В. При  $U \geq 45$  В величина  $\Delta U_c$  составляет 8.2 В и практически не изменяется, а  $\Delta P_r$  достигает величины  $-11.8$  мкКл/см<sup>2</sup> и далее по мере роста  $U$  линейно изменяется до  $-3.4$  мкКл/см<sup>2</sup>. Учитывая, что, с одной стороны, величина коэрцитивного поля ( $E_c$ ) в SBN-50 значительно ниже, чем в BFO ( $E_c^{\text{SBN}} \sim 28$  кВ/см,  $E_c^{\text{BFO}} = 195$  кВ/см), а с другой –  $\epsilon_{\text{SBN}} = 620$  и  $\epsilon_{\text{BFO}} = 210$  (рис. 5), наблюдаемое обусловлено именно разностью диэлектрических и СЭ-параметров слоев. Вследствие этого прикладываемое электрическое напряжение по мере роста сложным образом перераспределяется между слоями BFO и SBN-50, что создает сложную картину процесса переключения поляризации в гетероструктуре M/BFO/SBN-50/Pt/MgO. В дальнейших работах мы планируем осуществить более детальные как теоретические, так и экспериментальные исследования процесса переключения поляризации в гетероструктурах данного типа, в т.ч. и при различной последовательности слоев.



**Рис. 3.** Сигналы амплитуды  $\text{Mag}$  (а) и фазы  $\text{Phase}$  (б) вертикального пьезоотклика гетероструктуры ВFO/SBN-50, снятые в режиме СМП при амплитуде возбуждающего напряжения 3 В и частоте 107.88 кГц; кривые СМП-спектроскопии: зависимости амплитуды (в) и фазы (г) от напряжения смещения, полученные при амплитуде возбуждающего напряжения 5 В и частоте 101 кГц в точке, отмеченной зеленым квадратиком на рисунке (б).

На рис. 5 приведены температурные зависимости  $\epsilon$  для структур М/ВFO/SBN-50/Pt/MgO и взятых для сравнения – М/SBN-50/Pt/MgO и М/ВFO/Pt/MgO. В интервале 25–250°C как значения  $\epsilon$ , так и характер изменения  $\epsilon$  от  $t$  для SBN-50 и ВFO существенно отличаются. Если в ВFO по мере роста температуры  $\epsilon$  возрастает с 218 (при  $t = 25^\circ\text{C}$ ) до 354 (при  $t = 250^\circ\text{C}$ ), то в SBN-50 на зависимости  $\epsilon(t)$  формируется максимум при  $t_{\text{max}} = 150^\circ\text{C}$ , связанный с фазовым переходом из СЭ в параэлектрическую (ПЭ) фазу, минимальное значение  $\epsilon$  составляет 620 (при  $t = 25^\circ\text{C}$ ), а максимальное – 2945 (при  $t = t_{\text{max}}$ ). Для двухслойной структуры наблюдается монотонный рост  $\epsilon$  с 280 до 588, а в окрестности фазового перехода в слое SBN-50 лишь угадывается слабая аномалия, что может быть обусловлено следующим.

При измерении в слабых полях исследуемый образец, с учетом различий диэлектрических характеристик слоев (рис. 5а) и их низкой электропроводности, необходимо рассматривать как двухслойный конденсатор с эффективной диэлектрической проницаемостью  $\epsilon_{\text{ВFO/SBN}}$

$$\epsilon_{\text{ВFO/SBN}} = \frac{\epsilon_{\text{SBN}}\epsilon_{\text{ВFO}}}{\theta_{\text{SBN}}\epsilon_{\text{ВFO}} + \theta_{\text{ВFO}}\epsilon_{\text{SBN}}}, \quad (1)$$

где  $\epsilon_{\text{SBN}}$ ,  $\epsilon_{\text{ВFO}}$ ,  $\theta_{\text{SBN}}$ ,  $\theta_{\text{ВFO}}$  – диэлектрические проницаемости и объемные концентрации SBN-50 и ВFO соответственно;  $\theta_{\text{SBN}} + \theta_{\text{ВFO}} = 1$ .

С учетом (1), используя зависимости  $\epsilon(t)$  для пленок SBN-50 и ВFO, были проведены расчеты  $\epsilon(t)$  двухслойной структуры ВFO/SBN-50 при различных объемных концентрациях слоев (рис. 5б). Хорошо видно, что по мере роста  $\theta_{\text{ВFO}}$  максимум

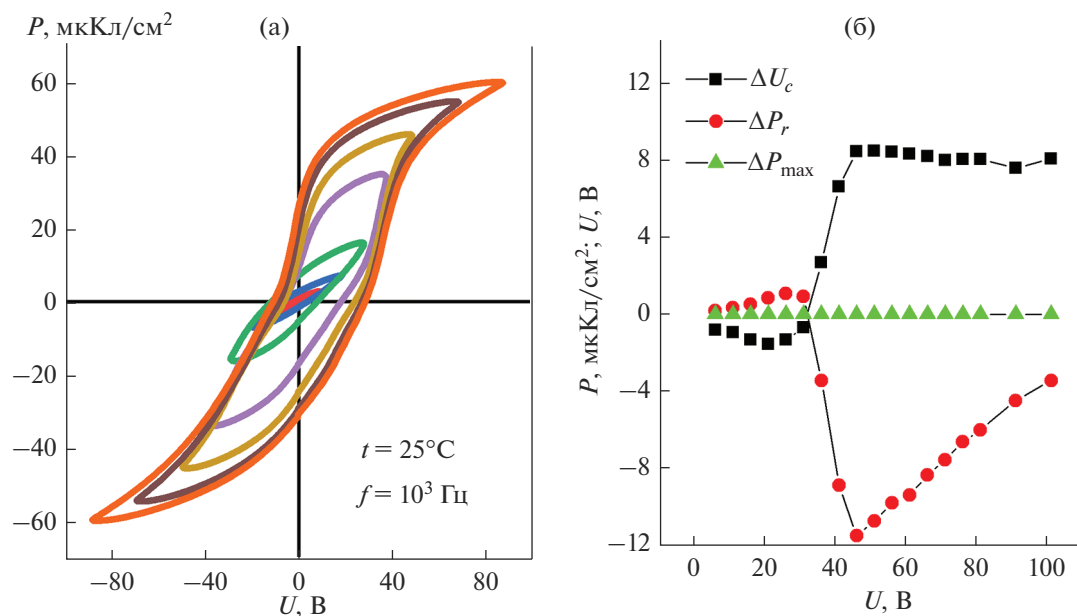


Рис. 4. Зависимости  $P(U)$  (а) и  $\Delta P_r(U)$ ,  $\Delta P_{\max}(U)$  и  $\Delta U_c(U)$  (б) для гетероструктуры М/ВFO/SBN-50/Pt/MgO.

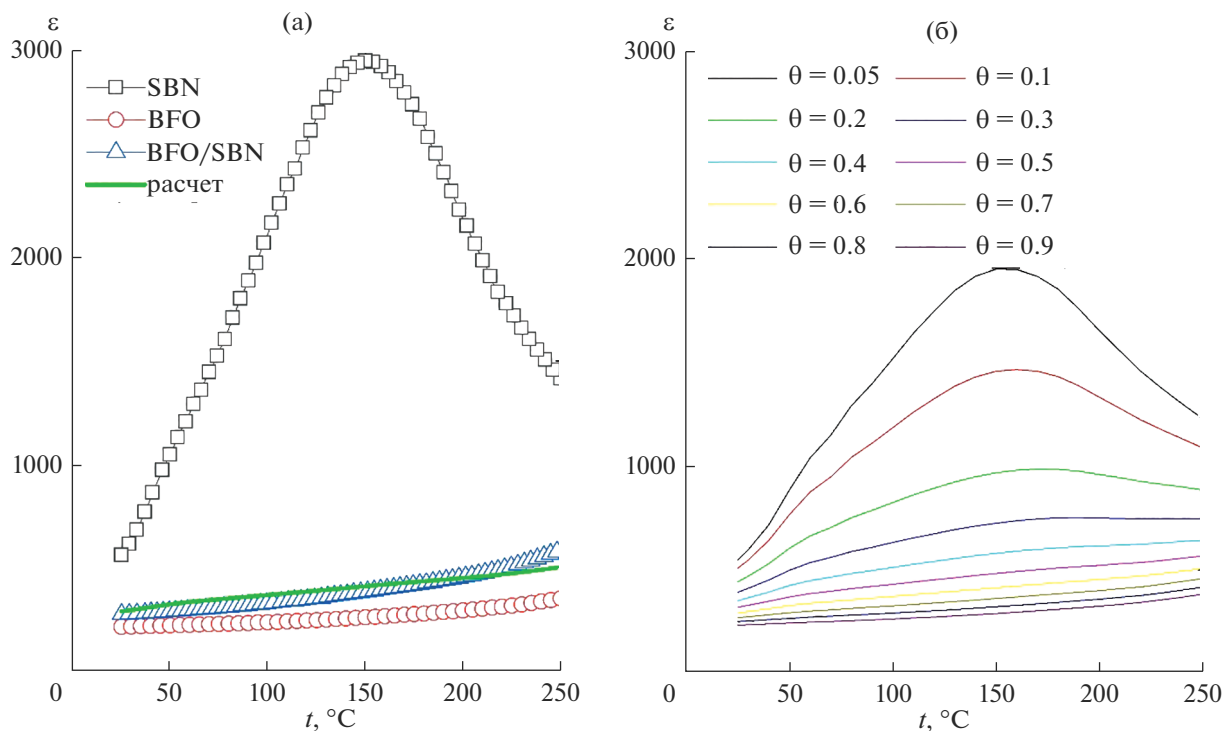


Рис. 5. Зависимости  $\varepsilon(t)$  для гетероструктур М/SBN-50/Pt/MgO, М/ВFO/Pt/MgO и М/ВFO/SBN-50/Pt/MgO в интервале температур 25–250°C на частоте  $10^5$  Гц (измерения проводились в режиме нагрева со скоростью 3°C/мин) (а); рассчитанные в соответствии с (1) зависимости  $\varepsilon(t)$  для двухслойного диэлектрика ВFO/SBN-50 (б).

на  $\varepsilon(t)$ , соответствующий области СЭ → ПЭ-фазового перехода в SBN-50, уширяется, смещается в высокотемпературную область, а при  $\theta_{\text{ВFO}} > 0.4$  ис-

чезает. Удовлетворительная аппроксимация получается при  $\theta_{\text{ВFO}} \sim 0.5$  (рис. 5а). Отметим, что максимум на  $\varepsilon(t)$  для двухслойной структуры в

этом случае не соответствует температуре фазовых превращений в каком-либо из слоев.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С использованием метода ВЧ-катодного распыления в атмосфере кислорода изготовлены гетероструктуры BFO/SBN-50/Pt/MgO(001), в которых отсутствовали примесные фазы, а все слои выращены эпитаксиально. В слое BFO деформация элементарной ячейки практически отсутствовала, в слое SBN-50 в плоскости сопряжения была незначительной, а в перпендикулярном направлении составляла 0.4%.

Показано, что поверхность BFO/SBN-50/Pt/MgO характеризуется развитым рельефом со средним размером ростовых блоков ~180 нм и RMS ~20 нм, при этом закономерностей в ориентации ростовых блоков осаждаемого последним BFO не наблюдалось.

При комнатной температуре насыщенные петли диэлектрического гистерезиса для гетероструктуры M/BFO(1000 нм)/SBN-50(1000 нм)/Pt/MgO формировались при  $U = 90$  В с  $P_{\max} \sim 59.3$  мкКл/см<sup>2</sup>. Экспериментально выявлен сложный характер зависимости  $P(U)$  от амплитуды электрического напряжения, что обусловлено значительным различием диэлектрических и сегнетоэлектрических слоев BFO и SBN-50.

При исследовании в интервале 25–250°С диэлектрических свойств гетероструктуры M/BFO/SBN-50/Pt/MgO установлено, что по мере роста температуры величина  $\epsilon(f = 10^5$  Гц) материала увеличивается с 280 до 588. Показано, что отсутствие аномалий на зависимости  $\epsilon(t)$  в M/BFO/SBN-50/Pt/MgO в окрестности перехода слоя SBN-50 из СЭ- в ПЭ-фазу может быть объяснено представлением исследуемого материала в виде двухслойного конденсатора с диэлектрическими параметрами слоев, соответствующих однослойным структурам M/BFO/Pt/MgO и M/SBN-50/Pt/MgO.

### 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.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Воротилов К.А., Мухортов В.М., Сигов А.С. Интегрированные сегнетоэлектрики. М.: Энергоатомиздат, 2011. 175 с.

2. Гриценко В.А., Исламов Д.Р. Физика диэлектрических пленок: механизмы транспорта заряда и физические основы приборов памяти. Новосибирск: Параллель, 2017. 352 с.
3. Мухортов В.М., Головки Ю.И., Толмачев Г.Н. Создание наноразмерных монокристаллических пленок сложных оксидов путем трехмерного упорядочения атом-кластер-кристалл // Вестн. Южного науч. центра РАН. 2006. Т. 2. № 1. С. 30.
4. Зинченко С.П., Стрюков Д.В., Павленко А.В., Мухортов В.М. Влияние подслоя  $\text{Ba}_{0.2}\text{Sr}_{0.8}\text{TiO}_3$  на структуру и электрофизические характеристики пленок цирконата-титаната свинца на подложке Si(001) // ПЖТФ. 2020. Т. 46. Вып. 23. С. 41–44. <https://doi.org/10.21883/PJTF.2020.23.50348.18476>
5. Стрюков Д.В., Мухортов В.М., Головки Ю.И., Бирюков С.В. Особенности сегнетоэлектрического состояния в двухслойных гетероструктурах на основе титаната бария-стронция // ФТТ. 2018. Т. 60. № 1. С. 113–117. <https://doi.org/10.21883/FTT.2018.01.45297.186>
6. Вербенко И.А., Глазунова Е.В., Дудкина С.И., Резниченко Л.А. Экологически чистые интеллектуальные материалы с особыми электрическими и магнитными свойствами. Пути поиска: модифицирование (Т. 1). Ростов н/Д.: Фонд науки и образования, 2020. 328 с.
7. Физика сегнетоэлектриков: современный взгляд / Под ред. Рабе К.М. и др. пер. с англ. 4-е изд., электрон. М.: Лаборатория знаний, 2020. 443 с.
8. Okatan M.B., Misirlioglu I.B., Alpaya S.P. Contribution of Space Charges to the Polarization of Ferroelectric Superlattices and its Effect on Dielectric Properties // Phys. Rev. B. 2010. V. 82. P. 094115.
9. Кузьминов Ю.С. Сегнетоэлектрические кристаллы для управления лазерным излучением. М.: Наука, 1982. 400 с.
10. Павленко А.В., Стрюков Д.В., Кубрин С.П. Фазовый состав и структура пленки  $\text{BiFeO}_3$ , выращенной на подложке MgO(001) методом ВЧ-катодного распыления в атмосфере  $\text{O}_2$  // ФТТ. 2022. Т. 64. Вып. 2. С. 218–222. <https://doi.org/10.21883/FTT.2022.02.51932.215>
11. Павленко А.В., Захарченко И.Н., Кудрявцев Ю.А., Киселева Л.И., Алихаджиев С.Х. Структурные характеристики тонких пленок  $\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6$  в интервале температур 20–500°С // Неорганические материалы. 2020. Т. 56. № 11. С. 1252–1256. <https://doi.org/10.31857/S0002337X20100115>
12. Павленко А.В., Стрюков Д.В., Кудрявцев Ю.А., Матяш Я.Ю., Маломыжева Н.В. Получение, особенности структуры, элементный состав и диэлектрические свойства двухслойной структуры на основе тонких пленок мультиферроика  $\text{BiFeO}_3$  и сегнетоэлектрика  $(\text{Sr}, \text{Ba})\text{Nb}_2\text{O}_6$  // ФТТ. 2022. Т. 64. Вып. 12. С. 1954–1959. <https://doi.org/10.21883/FTT.2022.12.53648.439>
13. Scanning Probe Microscopy: Electrical and Electro-mechanical Phenomena at the Nanoscale / Eds. Kalinin S.V., Gruverman A.V. 1. N.Y.: Springer, 2007. P. 173–214