

06,13

## Кристаллическая структура, наноструктура и диэлектрические характеристики пленок $0.91\text{NaNbO}_3-0.09\text{SrZrO}_3$ , выращенных на подложке $(001)\text{SrTiO}_3(0.5\% \text{Nb})$

© Я.Ю. Матяш<sup>1</sup>, Д.В. Стрюков<sup>1</sup>, А.В. Павленко<sup>1,2</sup>, Н.В. Тер-Оганесян<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: matyash.ya.yu@gmail.com

Поступила в Редакцию 14 июня 2023 г.

В окончательной редакции 23 августа 2023 г.

Принята к публикации 25 августа 2023 г.

Исследована структура, наноструктура и свойства тонкой пленки  $0.91\text{NaNbO}_3-0.09\text{SrZrO}_3$  толщиной  $\sim 30 \text{ nm}$ , выращенной методом ВЧ-катодного напыления в атмосфере кислорода на подложке  $(001)\text{SrTiO}_3(0.5\% \text{Nb})$ . По данным рентгеновской дифракции установлено, что в пленке возникает значительное растяжение элементарной ячейки величиной 4.8% в перпендикулярном к подложке направлении. Показано, что наиболее вероятным механизмом роста пленки является механизм Франка–ван дер Мерве, при этом результаты исследований петель диэлектрического гистерезиса пленки в полях до  $833 \text{ kV/cm}$  и ее пьезоактивности методами атомно-силовой микроскопии свидетельствовали о наличии в ней сегнетоэлектрического отклика. Обсуждаются возможные причины выявленных особенностей.

**Ключевые слова:** антисегнетоэлектрик,  $\text{NaNbO}_3$ ,  $\text{SrZrO}_3$ , атомно-силовая микроскопия, рентгеновская дифракция, диэлектрическая спектроскопия.

DOI: 10.61011/FTT.2023.10.56326.111

### 1. Введение

Антисегнетоэлектрические (АСЭ) материалы на протяжении многих лет привлекают внимание исследователей в практическом плане и с точки зрения фундаментальных исследований [1]. В виде тонких пленок АСЭ обладают большим потенциалом применения в микроэлектронике. Например, под действием электрического поля в процессе фазового перехода между первоначальным АСЭ-состоянием и индуцированной сегнетоэлектрической (СЭ) фазой накапливается или высвобождается большая энергия, что может быть использовано в конденсаторах с высокой плотностью запасенной энергии [1]. Несмотря на интенсивные исследования АСЭ-материалов и достигнутые результаты в этой области [2], вопросы относительно определения механизма(-ов) фазовых переходов остаются не решенными. Наиболее изученными и во многих случаях применимыми долгое время были функциональные материалы твердых растворов (ТР) на основе цирконата-титаната свинца  $\text{PbZrO}_3-\text{PbTiO}_3$  (PZT) [3]. Однако, ввиду необходимости создания и использования экологически чистых, не содержащих Pb материалов [4], в течение последних 20 лет значительно возрос интерес к исследованиям бессвинцовых АСЭ. Как показал проведенный нами анализ литературы, одним из наиболее перспективных бессвинцовых АСЭ являются ТР на основе ниобата натрия  $\text{NaNbO}_3$  (NNO). Данный материал интересен

еще и тем, что содержит рекордное число фазовых переходов для материалов со структурой типа перовскита [5]. В случае монокристаллов NNO в точках фазовых переходов происходят заметные изменения в зависимости диэлектрической проницаемости [6], и в определенном температурном диапазоне в зависимости от направления и величины поля могут наблюдаться как обычные СЭ-петли гистерезиса, так и двойные петли, характерные для АСЭ. При комнатной температуре NNO может находиться в двух фазах: в АСЭ Р-фазе (пр. гр.  $\text{Pbma}$ ) или в сегнетоэлектрической (СЭ) Q-фазе (пр. гр.  $\text{P2}_1\text{ma}$  [7]). Q-фазу в ниобате натрия можно получить, например, приложением электрического поля или легированием [8], однако после снятия поля обратного перехода в АСЭ Р-фазу обычно не происходит, поскольку свободная энергия указанных фаз близка.

Стабильную АСЭ-фазу в керамических материалах получают, например, в ТР  $(1-x)\text{NaNbO}_3-x\text{SrZrO}_3$  [9] и  $(1-x)\text{NaNbO}_3-x\text{CaZrO}_3$  [10] при  $0 < x < 0.10$ , и именно в них фиксируются перспективные параметры энергоэффективности. На данный момент большинство работ посвящено изучению данных материалов в виде объемных керамик и лишь в течение последнего десятилетия происходит их получение и исследование в виде пленочных структур [11]. Влияние деформаций, реализуемых в тонких пленках, на структуру и свойства ТР на основе  $\text{NaNbO}_3$ , мало изучено, а результаты

неоднозначны. В этом случае, как известно, важную роль играет метод получения объектов [12].

В работе [13] нами впервые были получены гетероэпитаксиальные тонкие пленки  $\text{TP } 0.91\text{NaNbO}_3\text{--}0.09\text{SrZrO}_3$  (NNSZO) на подложках  $\text{MgO}(001)$  с промежуточным электродом  $\text{SrRuO}_3$  (SRO) методом ВЧ-катодного напыления. Для слоя NNSZO рассчитанная величина микродеформаций низкая и составляет  $\varepsilon = 0.001$ . Фазовый переход из АСЭ-фазы в параэлектрическую в тонкой пленке размыт и начинается происходить ниже  $\sim 410$  К. Обнаружено, что пленки NNSZO находятся в АСЭ-фазе при комнатной температуре, а при увеличении напряженности электрического поля при анализе петель диэлектрического гистерезиса происходит фазовый переход из АСЭ в СЭ. Однако провести исследования свойств гетероструктуры NNSZO/SRO/MgO(001) при толщине пленок NNSZO менее 100 нм на данный момент нам не удалось вследствие пробы, возникающего при приложении больших напряжений к образцу. Предварительные исследования NNSZO/SrTiO<sub>3</sub>(001) показали, что при толщине более 1000 нм пленки NNSZO, как и в [13], находятся в АСЭ-фазе. В настоящей работе приведены результаты исследования структуры, топографии поверхности и свойств тонкой пленки NNSZO толщиной  $\sim 30$  нм, выращенной на подложке титаната стронция в аналогичных условиях. Показано, как такая небольшая толщина пленки влияет на формирование рельефа поверхности и сегнетоэлектрические свойства.

## 2. Методы получения и исследования объектов

Газоразрядное ВЧ-напыление гетероэпитаксиальных пленок  $0.91\text{NNO}\text{--}0.09\text{SZO}$  осуществлялось на установке „Плазма 50 СЭ“. Керамическая мишень диаметром 50 мм и толщиной 3 мм была изготовлена с использованием традиционной керамической технологии (двухстадийный синтез и последующее спекание керамики в воздушной атмосфере). В качестве подложки использовались подготовленные под гетероэпитаксиальное осаждение допированные 0.5% Nb пластины  $\text{SrTiO}_3$  среза (001) толщиной 0.5 мм. Начальная температура подложки — 400°C, давление чистого кислорода в камере — 0.55 Torr, ВЧ-мощность — 150 W, расстояние мишень подложка — 12 мм. Керамическая мишень стехиометрического состава  $0.91\text{NaNbO}_3\text{--}0.09\text{SrZrO}_3$  изготовлена в НИИ физики ЮФУ.

Рентгендифракционные исследования проведены на многофункциональном рентгеновском комплексе „РИКОР“ [гонометр с шагом до 0.001° (Crystal Logic Inc.); рентгеновская трубка БСВ21-Cu (АО „Светлана-Рентген“), сцинтилляционный детектор (ООО ИТЦ „Радикон“)].

Морфология поверхности тонкой пленки исследовалась в полуконтактном и контактном режимах на

атомно-силовом микроскопе (АСМ) „Ntegra Academia“ (фирма NT-MDT, Россия) с использованием кремниевого кантилевера NS15/50 (фирма NT-MDT, Россия, жесткость — 40 N/m, радиус закругления зонда — 8 nm). Сканирование фрагмента рельефа поверхности размером  $10 \times 10 \mu\text{m}^2$  с разрешением 300 точек на строку проводилось со скоростью 1 Hz в полуконтактном режиме. Для фрагмента  $2 \times 2 \mu\text{m}^2$  с разрешением 300 точек на строку в контактном режиме скорость составила 0.8 Hz. При помощи кремниевого кантилевера NSG01 с покрытием Pt (фирма NT-MDT, Россия) в режиме Кельвин моды регистрировался поверхностный потенциал пленки с предварительно заполяризованных областей. Обработка и анализ полученных сканов осуществлялись в программе Image Analysis.

Для диэлектрических измерений в перпендикулярном к поверхности направлении были сформированы конденсаторные структуры: в качестве верхнего электрода выступал слой Ag/Pd, осажденный методом магнетронного распыления в атмосфере аргона на установке Emitech SC7620 через маску с диаметром отверстий 60  $\mu\text{m}$ . Относительная диэлектрическая проницаемость  $\varepsilon$  определялась из соотношения  $C = \varepsilon \varepsilon_0 S/h$ , где  $C$  — емкость структуры,  $h$  — толщина слоя сегнетоэлектрика,  $S$  — площадь электрода,  $\varepsilon_0 = 8.854 \cdot 10^{-12}$  F/m — электрическая постоянная. Площадь электрода измерялась на 3D-микроскопе KeyenceVK-9700 (Объединенный центр научно-технологического оборудования ЮНЦ РАН). Измерения петель диэлектрического гистерезиса  $P(E)$  на частоте 1 kHz проводили с помощью измерительного комплекса, в состав которого входили анализатор TFAalyzer2000 и температурный столик Linkam THMS600 stage.

## 3. Экспериментальные результаты и обсуждения

Кристаллическая структура пленки NNSZO была изучена методом рентгеновской дифракции. На  $\theta$ – $2\theta$ -рентгенограмме гетероструктуры (рис. 1) присутствуют

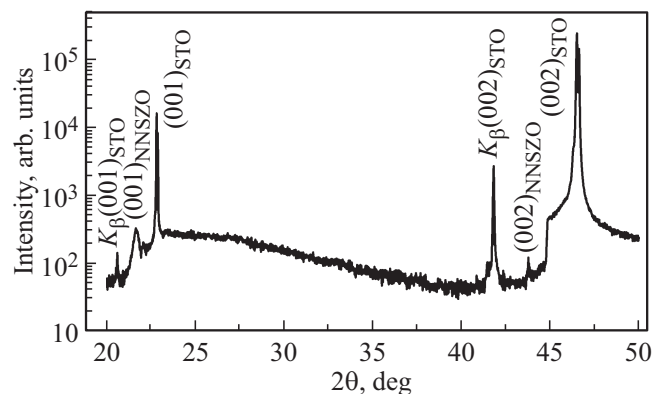
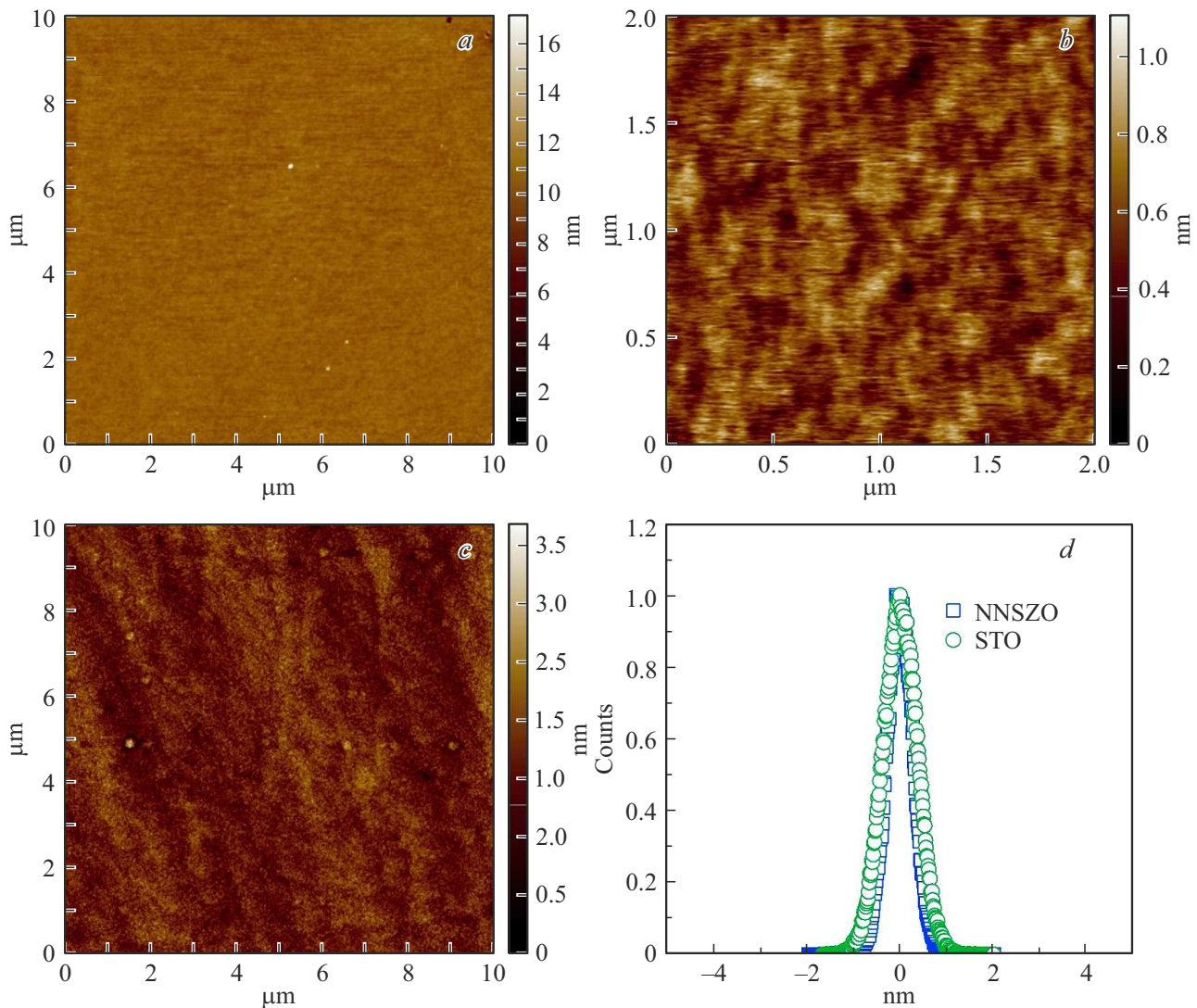


Рис. 1.  $\theta$ – $2\theta$ -рентгенограмма гетероструктуры NNSZO/STO.



**Рис. 2.** Топография поверхности пленки NNSZO в полуконтактном (a) и контактном (b) режимах, подложки STO в полуконтактном режиме (c) и гистограмма распределения высот по поверхности пленки и подложки (d).

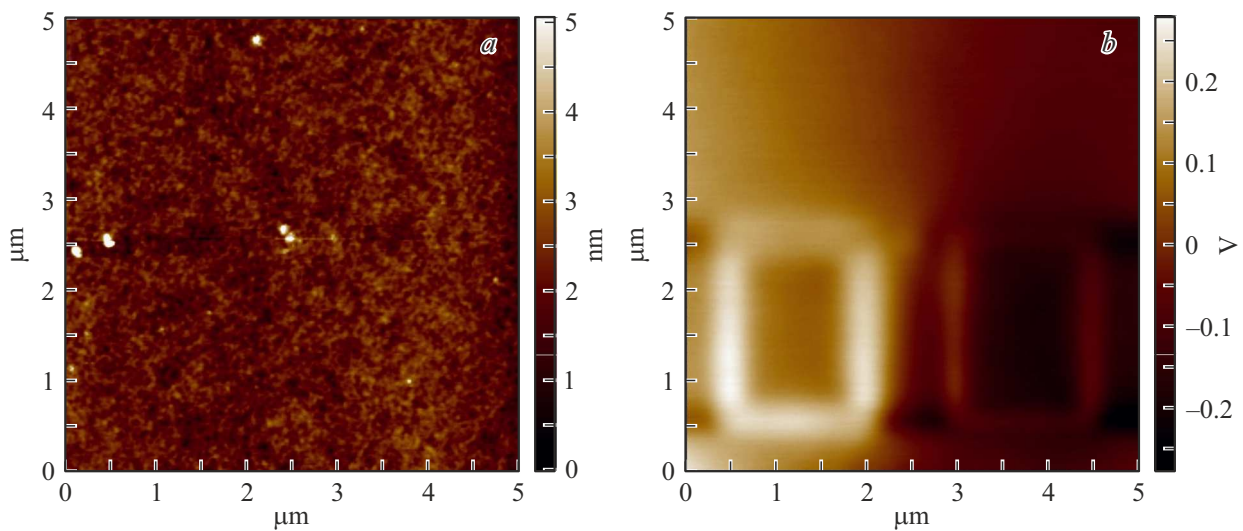
только отражения от пленки NNSZO и подложки STO, что указывает на отсутствие в пленке кристаллических примесей.

Наличие рефлексов семейства (00L) пленки доказывает сонаправленность кристаллографических осей [001] пленки и подложки. Полуширина (001) рефлекса составляет  $0.29^\circ$ , что по формуле Шеррера соответствует толщине пленки 30 nm. Параметр решетки в направлении нормали к поверхности подложки равен  $c = 4.11 \text{ \AA}$ . Низкая интенсивность рефлексов, связанная с малой толщиной пленки NNSZO и малый размер областей когерентного рассеяния, не позволили определить параметры элементарной ячейки в плоскости сопряжения и эпитаксиальные соотношения между пленкой и подложкой.

Величина и знак внутренних напряжений (возникающие непосредственно в процессе формирования гетероструктуры) в тонких пленках зависят от целого

ряда факторов таких как несоответствие параметров материалов пленки и подложки, возникновение точечных дефектов, внедрение примесей [14,15], большинство из которых связаны с условиями и методами нанесения. Рассчитанная нами деформация растяжения элементарной ячейки пленки NNSZO вдоль направления (001) относительно ячейки керамики была существенной и составила  $\sim 4.8\%$  (для объемного образца  $c_{\text{bulk}} = 3.921 \text{ \AA}$ ), что позволяет ожидать значительного изменения свойств материала.

Изображения поверхности пленки NNSZO, полученные на АСМ, представлены на рис. 2. Видно, что поверхность пленки NNSZO является однородной и не содержит трещин, пор, пустот, следов примесных фаз и иных ростовых дефектов. Для фрагмента поверхности размером  $10 \times 10 \mu\text{m}^2$  значение среднеквадратичной шероховатости для пленки толщиной  $\sim 30 \text{ nm}$  составило всего 0.3 nm.



**Рис. 3.** Топография поверхности (а) и сигнал поверхностного потенциала, полученного в режиме Кельвин моды, (б) пленки NNSZO.

Также дополнительно было проведено более детальное сканирование области  $2 \times 2 \mu\text{m}^2$  в контактном режиме (рис. 2, б), которое подтвердило, что поверхность пленки NNSZO гладкая, а перепад высот менее 1.2 nm. При сравнении степени рельефности подложки STO и гетероструктуры NNSZO/STO(001) видно (рис. 2, д), что они сопоставимы — гистограммы распределения высот по поверхности для них практически совпадают, а среднеквадратичная шероховатость поверхности подложки составила 0.37 nm, что близко к значению таковой для пленки. С учетом данных рентгеновской дифракции полученные результаты свидетельствуют о том, что исследуемые пленки NNSZO на подложке STO(001) вероятнее всего выращены по механизму роста Франка–ван дер Мерве (последовательный рост) [14]. Этот механизм роста реализуется, когда сумма поверхностной энергии пленки и энергии границы раздела пленка/подложка меньше, чем поверхностная энергия подложки. Именно при таком механизме роста в пленках и реализуются значительные деформации элементарной ячейки [14], что мы и наблюдаем.

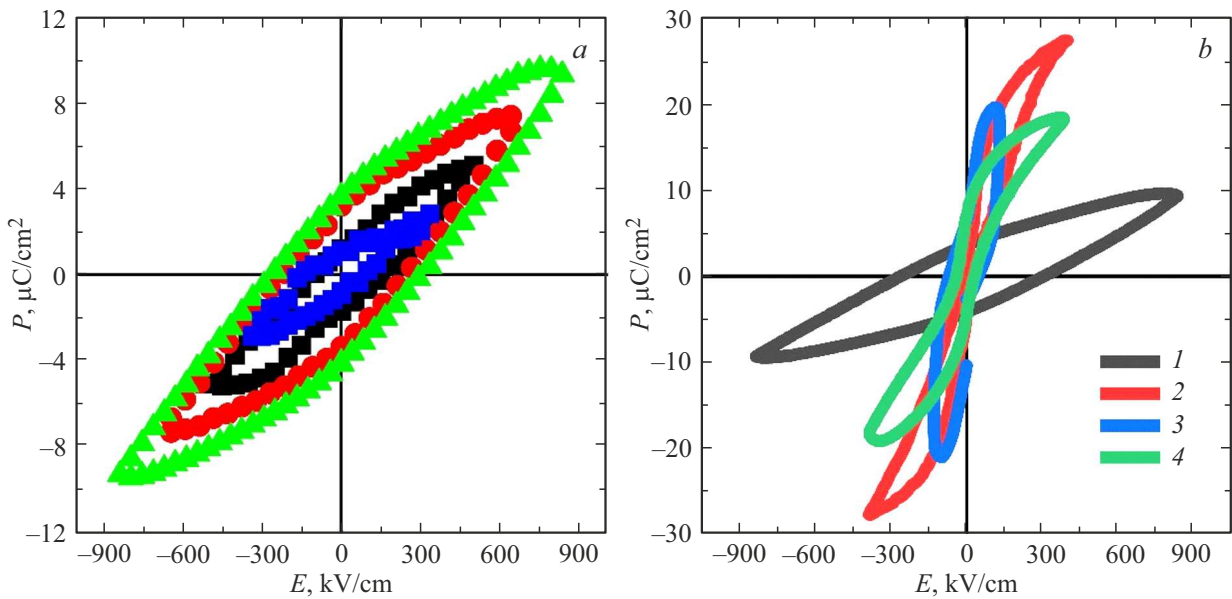
Для исследования сегнетоэлектрических свойств выращенных пленок нами была изучена их локальная пьезоактивность на АСМ „Ntegra Academia“ в режиме Кельвин моды. Для этого сначала в контактном режиме на фрагменте  $5 \times 5 \mu\text{m}^2$  были поляризованы по контуру прямоугольные области размером  $1.5 \times 2 \mu\text{m}^2$  постоянным напряжением  $+6 \text{ V}$  и  $-6 \text{ V}$  (рис. 3).

Затем по двухпроходной методике (на втором проходе зонд отводился от поверхности на 10 nm, амплитуда колебаний кантилевера составила 2 V) измерялся поверхностный потенциал в режиме Кельвин моды. Из рис. 3, а видно, что поляризация областей не приводила к изменению рельефа поверхности пленки NNSZO. Однако, из рис. 3, б можно увидеть, что на

поверхности пленки NNSZO визуализируются сформированные поляризованные области разной ориентации — к подложке и от подложки в направлении [001]. Области были относительно устойчивые — в течение 60 min они достаточно хорошо визуализировались (поверхностный потенциал для обеих областей уменьшался по величине, при этом для отрицательных областей быстрее), а через 90 min следов от прямоугольных участков на сканах поверхностного потенциала практически не фиксировалось. Исходя из данных поверхностного потенциала неполяризованного фрагмента пленки предполагается, что сама пленка обладает самопроизвольной (спонтанной) поляризацией, с преимущественным направлением от подложки к поверхности пленки (аналогично работе [16]). Несмотря на то, что тонкие пленки  $0.91\text{NaNbO}_3-0.09\text{SrZrO}_3$  на  $\text{SrRuO}_3/\text{MgO}(001)$  при комнатной температуре по данным [13] находятся в АСЭ-фазе, в полученных в данной работе пленках фиксируется характерный в большей степени для сегнетоэлектриков отклик. В пользу этого свидетельствовали и результаты измерения петель диэлектрического гистерезиса в образце (рис. 4, а). Для удобства сравнения и анализа данных на рис. 4, б приведены так же зависимости  $P(E)$  для керамики  $0.94\text{NaNbO}_3-0.06\text{SrZrO}_3$  из [9] (наиболее близкий состав, представленный в литературе), пленки  $0.92\text{NaNbO}_3-0.08\text{SrZrO}_3$  толщиной  $1 \mu\text{m}$  на  $\text{SrRuO}_3/\text{SrTiO}_3(001)$  из [17], пленки  $0.91\text{NaNbO}_3-0.09\text{SrZrO}_3$  толщиной 900 nm на  $\text{SrRuO}_3/\text{MgO}(001)$  из [13] и исследуемой в работе гетероструктуры.

При реализации измерений данного типа особенно в тонких пленках паразитную роль играют токи утечки [18]. Для этого при измерениях зависимостей  $P(E)$  стараются использовать максимально высокие частоты (в этом случае ток утечки может не успеть развиваться),





**Рис. 4.** *a* — зависимости  $P(E)$  гетероструктуры Ag/Pd/NNSZO/STO при температуре 293 К на частоте 1 кГц; *b* — зависимость  $P(E)$  гетероструктуры Ag/Pd/NNSZO/STO (1),  $0.92\text{NaNbO}_3-0.08\text{SrZrO}_3/\text{SrRuO}_3/\text{SrTiO}_3(001)$  (2) из [17], керамики  $0.94\text{NaNbO}_3-0.06\text{SrZrO}_3$  (3) из [9] и NNSZO/SrRuO<sub>3</sub>/MgO(001) (4) из [13].

а также используют специальные режимы измерений с компенсацией токов утечки, что осложняет интерпретацию полученных результатов. Это проявилось и в нашем случае — получить „классические“ петли диэлектрического гистерезиса для NNSZO толщиной 30 нм нам не удалось — при величинах  $E > 833$  кВ/см существенную роль начинали играть токи утечки, что приводило в ряде случаев к пробое образца. Однако в полях  $E > 833$  кВ/см для пленки NNSZO петли  $P(E)$  получались стабильными, совпадали между собой при измерениях как в режиме с компенсацией токов утечки, так и без. Это свидетельствует о том, что мы фиксируем отклик, связанный с переключением СЭ поляризации в пленке NNSZO, а не с эффектами, отмеченными в [19]. По этой причине в рамках работы мы использовали зависимости только в полях  $E \leq 833$  кВ/см. По мере роста напряженности электрического поля величины  $P_{\max}$  монотонно возрастают, в то время как  $P_r$  и  $E_c$  имеют тенденцию к насыщению. При  $E = 833$  кВ/см для типичных электродов  $P_{\max} = 10-11$   $\mu\text{C}/\text{cm}^2$ ,  $P_r = 4-4.5$   $\mu\text{C}/\text{cm}^2$  и  $E_c = 270-290$  кВ/см).

Как видно из рис. 4, *b* фиксируемый нами вид зависимости  $P(E)$  существенно отличается как от керамического образца близкого состава, так и от пленок с толщинами 900–1000 нм. В работе [9] показано, что в системе TP  $(1-x)\text{NaNbO}_3-x\text{SrZrO}_3$  с увеличением концентрации цирконата стронция от 0 до 0.06 происходит снижение в два раза величины  $P_{\max}$  (с 38 до 19  $\mu\text{C}/\text{cm}^2$ ) на фоне увеличения в 3 раза критического поля ( $E_F$ ), индуцирующего фазовый переход АСЭ → СЭ (с 42 до 116 кВ/см). Разумно предположить, что в керамике NNSZO ожидаемые величины  $P_{\max}$  будут менее

19  $\mu\text{C}/\text{cm}^2$ , а величины  $E_F$  более 116 кВ/см. Фиксируемое нами значительное увеличение величин  $E$ , необходимое для переключения поляризации при переходе от керамики к наноразмерным пленкам также имело место, например, как в случае классических сегнетоэлектрика  $\text{BaTiO}_3$  (с  $\sim 2.2$  до  $\sim 150$  кВ/см [20]) и мультиферроика  $\text{BiFeO}_3$  (с  $\sim 40$  кВ/см [21] до  $\sim 250$  кВ/см [22]). Связывается это, как и видимо в нашем случае, главным образом с проявлением деформационных эффектов в данных материалах. Возможно с этим так же связано уменьшение  $P_{\max}$  в исследуемой нами пленке в сравнении с пленками  $0.92\text{NaNbO}_3-0.08\text{SrZrO}_3$  и NNSZO с толщинами 900–1000 нм, однако она была сопоставима с таковой в пленках  $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$  толщиной  $\sim 11$  нм при  $E \sim 3$  МВ/см (в зависимости от температуры отжига пленки  $P_{\max}$  варьировалась от 5 до 18  $\mu\text{C}/\text{cm}^2$ ) [23].

Дисперсия относительной диэлектрической проницаемости пленки NNSZO в интервале частот измерительного электрического поля  $f = 10^3-10^5$  Гц была незначительной, а сами величины  $\epsilon$  составляли  $\sim 100$ . Отметим, что как на зависимостях  $\epsilon(E)$ , так и  $P(E)$ , наблюдалась небольшая асимметрия. Это свидетельствует о наличии внутреннего поля смещения в NNSZO, что часто имеет место в гетероэпитаксиальных тонких пленках с большой деформацией элементарной ячейки.

#### 4. Заключение

Методом ВЧ-катодного напыления синтезированы пленки  $0.91\text{NaNbO}_3-0.09\text{SrZrO}_3$  толщиной 30 нм на подложке  $\text{SrTiO}_3$ , рост которых происходил по слоевому механизму. В пользу этого говорит, как гладкий рельеф

поверхности, так и крайне низкая величина среднеквадратичной шероховатости ( $\sim 0.3$  nm). Посредством АСМ были сформированы устойчивые заполяризованные области на поверхности исследуемой пленки, что характерно для сегнетоэлектрической фазы. Согласно данным рентгеновской дифракции элементарная ячейка исследуемой пленки значительно растянута в направлении нормали к поверхности подложки, что вероятнее всего является причиной стабилизации сегнетоэлектрических свойств в полученной гетероструктуре. В дальнейшем, с нашей точки зрения, целесообразно более детально изучить влияние деформации на фазовые превращения в тонких пленках  $0.91\text{NaNbO}_3-0.09\text{SrZrO}_3$ .

### Финансирование работы

Работа выполнена в рамках реализации государственного задания Южного научного центра Российской академии наук по проекту № 122020100294-9.

### Конфликт интересов

У авторов нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] Z. Liu, T. Lu, J. Ye, G. Wang, X. Dong, R. Withers, Y. Liu. *Adv. Mater. Technol.* **3**, 9, 1800111 (2018).
- [2] X. Tan, Ch. Ma, J. Frederick, S. Beckman, K.G. Webber. *J. Am. Ceram. Soc.* **94**, 12, 4091 (2011).
- [3] N. Izyumskaya, Y.-I. Alivov, S.-J. Cho, H. Morkoç, H. Lee, Y.-S. Kang. *Crit. Rev. Solid State Mater. Sci.* **32**, 3–4, 111 (2007).
- [4] European Commission. Directive 2011/65/EU of the European Parliament and of the Council of 8 June 2011 on the restriction of the use of certain hazardous substances in electrical and electronic equipment (recast). *Off. J. Eur. Union* **1**, 88 (2011).
- [5] H.D. Megaw. *Ferroelectrics* **7**, 1, 87 (1974).
- [6] L.E. Cross, B.J. Nicholson. *The London, Edinburgh, and Dublin Phil. Mag. J. Sci.* **46**, 376, 453 (1955).
- [7] A.M. Glazer, H.D. Megaw. *Acta Cryst.* **29**, 5, 489 (1973).
- [8] E.A. Wood, R.C. Miller, J.I. Remeika. *Acta Cryst.* **15**, 1273 (1962).
- [9] H. Guo, H. Shimizu, Y. Mizuno, C.A. Randall. *J. Appl. Phys.* **117**, 21, 214103 (2015).
- [10] H. Shimizu, H. Guo, S.E. Reyes-Lillo, Y. Mizuno, K.M. Rabe, C.A. Randall. *Dalton Trans.* **44**, 23, 10763 (2015).
- [11] I. Fujii, T. Shimasaki, T. Nobe, H. Adachi, T. Wada. *Jpn. J. Appl. Phys.* **57**, 11S, 11UF13 (2018).
- [12] А.В. Павленко, С.П. Зинченко, Д.В. Стрюков, А.П. Ковтун. Наноразмерные пленки ниобата бария-стронция: особенности получения в плазме высокочастотного разряда, структура и физические свойства. Изд-во ЮНЦ РАН, Ростов-на-Дону (2022). 244 с.
- [13] A.V. Pavlenko, D.V. Stryukov, V.G. Smotrakov, E.V. Glazunova, Yu.A. Kuprina, N.V. Ter-Oganessian. *Ferroelectrics* **590**, 1, 227 (2022).
- [14] А.Р. Шугуров, А.В. Панин. *ЖТФ* **90**, 12, 1971 (2020).
- [15] P.E. Janolin. *J. Mater. Sci.* **44**, 5025 (2009).
- [16] А.В. Павленко, Д.А. Киселев, Я.Ю. Матяш. *ФТТ* **63**, 6, 776 (2021).
- [17] K. Beppu, T. Shimasaki, I. Fujii, T. Imai, H. Adachi, T. Wada. *Phys. Lett. A* **384**, 27, 126690 (2020).
- [18] R. Meyer, R. Waser, K. Prume, T. Schmitz, S. Tiedke. *Appl. Phys. Lett.* **86**, 14, 142907 (2005).
- [19] J.F. Scott. *J. Phys.: Condens. Matter* **20**, 2, 021001 (2007).
- [20] K.J. Choi, M. Biegalski, Y.L. Li, A. Sharan, J. Schubert, R. Uecker, P. Reiche, Y.B. Chen, X.Q. Pan, V. Gopalan, L.-Q. Chen, D.G. Schlom, C.B. Eom. *Science* **306**, 5698, 1005 (2004).
- [21] D. Lebeugle, D. Colson, A. Forget, M. Viret. *Appl. Phys. Lett.* **91**, 2, 022907 (2007).
- [22] J. Li, J. Wang, M. Wuttig, R. Ramesh, N. Wang, B. Ruetter, A.P. Pyatakov, A.K. Zvezdin, D. Viehland. *Appl. Phys. Lett.* **84**, 25, 5261 (2004).
- [23] Y.H. Lee, H.J. Kim, T. Moon, K.D. Kim, S.D. Hyun, H.W. Park, Y.B. Lee, M.H. Park. *C.S. Hwang. Nanotechnology* **28**, 30, 305703 (2017).

Редактор К.В. Емцев