

УДК 537.9  
DOI: 10.7868/S25000640220202

## ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ ПОЛЯРИЗАЦИИ В ПЛЕНКАХ СЛОИСТОГО ТИТАНАТА ВИСМУТА С РАЗЛИЧНОЙ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРОЙ НА КРЕМНИЕВОЙ ПОДЛОЖКЕ

© 2022 г. В.М. Мухортов<sup>1</sup>, Ю.И. Головко<sup>1</sup>, С.В. Бирюков<sup>1</sup>, Д.В. Стрюков<sup>1</sup>

**Аннотация.** Представлены результаты получения и исследования структуры и диэлектрических характеристик тонких пленок слоистого титаната висмута с различной ориентацией кристаллитов относительно плоскости подложки (100)Si с использованием в качестве подслоя (Ba, Sr)TiO<sub>3</sub>. В зависимости от условий роста и химического состава подслоя можно получать монокристаллические или текстурированные пленки слоистого титаната висмута с различной доменной структурой. Одновременное измерение пьезоотклика и вольт-фарадных характеристик позволило сделать вывод о том, что эффект поля в МСЭП-структуре полностью определяется сегнетоэлектрической поляризацией, обусловленной перестройкой доменного строения при внешнем полевым воздействии, а влияние поверхностных состояний незначительно.

**Ключевые слова:** тонкие пленки, сегнетоэлектрик, титанат висмута, вольт-фарадные характеристики.

### POLARIZATION SWITCHING FEATURES IN BISMUTH TITANATE FILMS WITH DIFFERENT DOMAIN STRUCTURE SPUTTERED ON A SILICON SUBSTRATE

V.M. Mukhortov<sup>1</sup>, Yu.I. Golovko<sup>1</sup>, S.V. Biryukov<sup>1</sup>, D.V. Stryukov<sup>1</sup>

**Abstract.** The results of obtaining and studying of the structure and dielectric characteristics of layered bismuth titanate thin films with different orientation of crystallites relative to the (100)Si substrate have been presented. The (Ba, Sr)TiO<sub>3</sub> is used as a sublayer. It has been found that, it is possible to obtain single-crystal or textured films of layered bismuth titanate with different domain structures depending on the growth conditions and the chemical composition of the sublayer. Simultaneous measurement of the piezoresponse and capacitance-voltage characteristics made it possible to conclude that the field effect in the metal-ferroelectric-semiconductor structure is completely determined by the ferroelectric polarization due to the rearrangement of the domain structure under an external field action, and the effect of surface states is insignificant.

**Keywords:** thin films, ferroelectric, bismuth titanate, capacitance-voltage characteristics.

### ВВЕДЕНИЕ

Взрывообразный рост потребности в микросхемах памяти в последнее время связан с появлением разнообразных электронных устройств бытового назначения: цифровых фотоаппаратов и видеокамер, портативных компьютеров, сотовых телефо-

нов, цифровых диктофонов и аудиоплееров, интеллектуальных датчиков [1]. Энергонезависимая сегнетоэлектрическая память (FeRAM) является одной из растущего числа альтернативных энерго-независимых технологий, которые могут предложить ту же функциональность, что и флэш-память, но сочетающей в себе высокое быстродействие и

<sup>1</sup> Федеральный исследовательский центр Южный научный центр Российской академии наук (Federal Research Centre the Southern Scientific Centre of the Russian Academy of Sciences, Rostov-on-Don, Russian Federation), Российская Федерация, 344006, г. Ростов-на-Дону, пр. Чехова, 41, e-mail: mukhortov1944@mail.ru

неограниченное число циклов перепрограммирования при высокой информационной емкости, присутствующей жестким дискам [2]. Ячейка памяти FeFET обходится только одним транзистором без дополнительных элементов, что открывает возможность для создания схем памяти с проектной нормой 20 nm. Однако, несмотря на проведение огромного объема исследований с различными сегнетоэлектрическими материалами, FeFET не смог стать широко распространенным продуктом. Тем не менее, блестящая концепция FeFET продолжает вызывать большой интерес [3]. В FeFET сегнетоэлектрик находится в прямом контакте с каналом сток – исток транзистора, и поэтому граница раздела полупроводник – сегнетоэлектрик является одной из самых серьезных проблем в его разработке. Это связано с тем, что при осаждении сегнетоэлектриков с требуемым структурным совершенством необходимы высокие температуры, которые приводят к взаимной диффузии составляющих элементов на границе сегнетоэлектрик – полупроводник [4] с образованием переходного слоя, который препятствует созданию устойчивой поляризации при внешнем полевом воздействии. Решить эти проблемы пытаются созданием на поверхности кремния контролируемого слоя на основе оксидов (I-слой) до нанесения сегнетоэлектрика (F-слой) [5; 6]. Однако при наличии тока проводимости сохранение поляризованного состояния ухудшается за счет накопления заряда на границе сопряжения слоев с различными значениями диэлектрической проницаемости и возникновения деполяризующего поля. Для уменьшения этих эффектов I-слой формируется из оксида с диэлектрической проницаемостью, соизмеримой с проницаемостью F-слоя. Это приводит к уменьшению величины внешнего напряжения, необходимого для переключения поляризации [7], и, как следствие, к уменьшению величины инжектированного заряда в F-слой [8]. Именно поэтому в последнее время в качестве I-слоя используется SrTiO<sub>3</sub> или твердый раствор (Ba, Sr)TiO<sub>3</sub> (BST) толщиной в несколько нанометров [9–11].

Используя в качестве подслоя BST, мы исходили из следующих соображений. Во-первых, тонкая пленка BST имеет более высокую диэлектрическую проницаемость, чем другие материалы; во-вторых, она уменьшает несоответствие решетки между сегнетоэлектриком и кремниевой подложкой [6]; в-третьих, использование прерывистого напыления позволяет разделить процесс зародышеобразования и последующий рост сегнетоэлектрика, а это

открывает возможность управления его кристаллографической ориентировкой относительно подложки и внутренними напряжениями.

Целью данной работы является изучение особенностей проявления сегнетоэлектрического эффекта поля в структурах Si + (Ba, Sr)TiO<sub>3</sub> + Bi<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>O<sub>12</sub>, созданных при низкой температуре, высоком давлении кислорода и имеющих простую или сложную доменную структуру.

## ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ

Формирование двухслойных структур проводили на трех установках высокочастотного распыления «Плазма 50 СЭ» [12]. В качестве мишеней использована керамика Ba<sub>0,4</sub>Sr<sub>0,6</sub>TiO<sub>3</sub> (BST04) или Ba<sub>0,8</sub>Sr<sub>0,2</sub>TiO<sub>3</sub> (BST08) для осаждения I-слоя, а сегнетоэлектрический F-слой осаждался из керамической мишени Bi<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>O<sub>12</sub> (BT) с параметрами орторомбической решетки  $a = 0,5448$  nm,  $b = 0,5408$  nm и  $c = 3,284$  nm, ось поляризации составляет угол  $\sim 4,5^\circ$  с осью  $a$  в  $(a-c)$ -плоскости [9].

Толщину пленок определяли по высоте ступеньки после удаления части пленки, измеренной на атомном силовом микроскопе «Интегра» фирмы «НТ-МДТ». Структурное совершенство двухслойных структур, параметры элементарной ячейки в направлении нормали к плоскости подложки и вдоль плоскости подложки, а также эпитаксиальные соотношения между слоями пленки и подложкой при комнатной температуре устанавливали рентгенографированием на дифрактометре ДРОН-4-07 (Θ–2Θ-метод, съемка симметричных и асимметричных брэгговских отражений). В отличие от работы [9] при использовании в качестве I-слоя BST04 или BST08 его толщина уменьшена до 4 нмс последующим осаждением BT в качестве F-слоя толщиной 200–450 nm при температуре подложки  $\sim 450$  °C и давлении кислорода в камере 0,7 Торр.

Микроструктура гетероструктур исследована на растровом электронном микроскопе FE-SEM Zeiss SUPRA 25 с автоэмиссионным катодом и электрооптической колонной Gemini с приставкой INCA (Oxford Instruments) для энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Из рисунка 1а видно, что на рентгенограмме Si/Ba<sub>0,4</sub>Sr<sub>0,6</sub>TiO<sub>3</sub>/Bi<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>O<sub>12</sub> присутствуют только (00l)-пики, соответствующие BT. Это свидетель-

ствует о том, что плоскость  $[001]$  пленки ВТ параллельна плоскости подложки, пленка является монокристаллической, оси  $a$  и  $b$  направлены вдоль подложки. Вертикальная разориентировка составляет  $3,5^\circ$ . Значение параметра элементарной ячейки по нормали к подложке  $c = 3,280$  nm, которое меньше, чем у объемного образца, что свидетельствует о присутствии в пленке двумерных напряжений растяжения в плоскости подложки.

Использование  $Ba_{0,8}Sr_{0,2}TiO_3$  в качестве I-слоя приводит к росту текстурированных пленок  $Bi_4Ti_3O_{12}$ . На рентгенограмме (рис. 1б) присутствуют только отражения (111), (117) и (220). Для таких ориентаций кристаллитов угол  $\phi$  между нормалью к плоскости подложки и осью  $a$  орторомбической ячейки  $Bi_4Ti_3O_{12}$  составляет  $45,2^\circ$  для (110)-ориентации,  $45,6^\circ$  для (111)-ориентации и  $57^\circ$  для (117)-ориентации. Объемная доля кристаллитов с ориентацией (110) составляет 14,2 %, с ориентацией (111) – 22,3 % и с ориентацией (117) – 63,5 %.

Морфология поверхности гетероструктуры Si + BST08 + ВТ приведена на рисунке 2, из которого видно, что параллельные поверхности подложки плоскости кристаллитов имеют три характерные ориентации. Средний размер кристаллитов не превышал 60 nm. На рисунке 2в показано, что рост кристаллитов происходит по слоевому механизму.

Изучение эффекта поля в структуре Si + BST + ВТ проведено на основе сопоставления вольт-фарадных характеристик (ВФХ) и зависимости пьезоактивности от внешнего напряжения. Эффект поля может быть обусловлен несколькими причинами, например полем спонтанной поляризации сегнетоэлектрика, внешним приложенным полем, полем зарядов, захваченных на ловушки

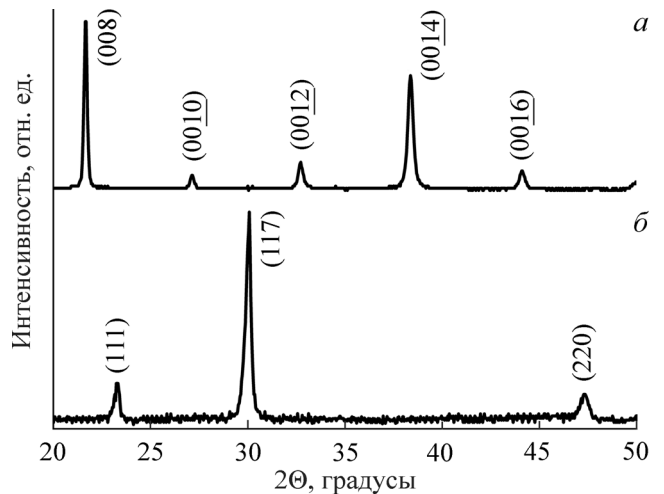


Рис. 1. Рентгенограммы Si + BST04 + ВТ (а) и Si + BST08 + ВТ (б).  
Fig. 1. X-ray diffraction patterns of the Si + BST04 + ВТ (a) and Si + BST08 + ВТ (b).

вблизи границы раздела сегнетоэлектрик – полупроводник, полем, связанным с неоднородной механической деформацией в подслое и пленке и т.д. Выделить вклад поляризации из этой совокупности причин, ответственных за возникновение полевого эффекта в полупроводниковой подложке, возможно при измерении пьезоактивности гетероструктур, поскольку пьезоактивность проявляется только при существовании поляризации в сегнетоэлектрической пленке.

Основным методом исследования пьезоактивности объектов является измерение пьезозаряда, возникающего на электродах образца при создании в нем контролируемых механических напряжений. В случае, когда в качестве одного из электродов пленки выступает Si, нарушается основное требование к измерению пьезотока – короткое замыка-

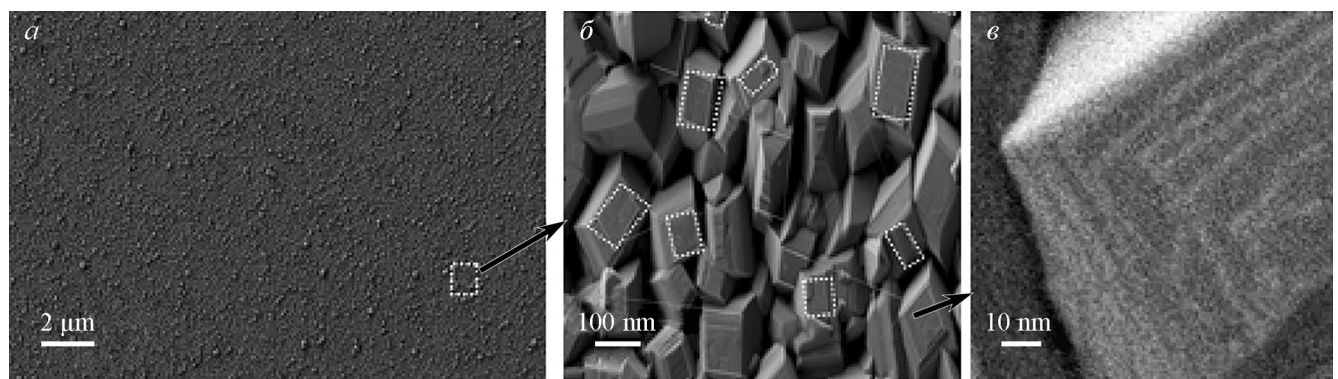


Рис. 2. Морфология поверхности гетероструктуры Si + BST08 + ВТ: а – общий вид поверхности; б – ориентировка кристаллитов; в – поверхность отдельного кристаллита.

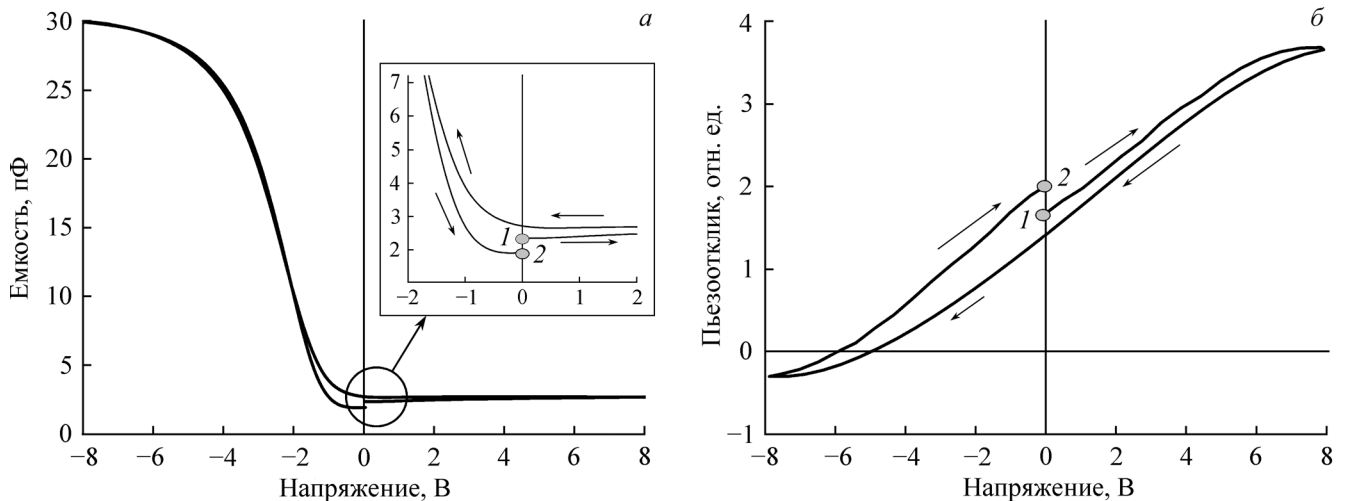
Fig. 2. Surface morphology of the Si + BST08 + ВТ heterostructure: а – general view of the surface; б – orientation of crystallites; в – surface of an individual crystallite.

ние образца (омическое сопротивление кремния и, главное, комплексное сопротивление барьерного слоя). Вследствие этого непосредственное измерение пьезозаряда в МСЭП-структурах становится невозможным. Поэтому определяющим методом оценки поведения поляризации при приложении внешнего поля должно быть измерение пьезонапряжения. Технические требования к входной части регистрирующей аппаратуры, по сравнению с измерением тока, диаметрально противоположны – необходимо обеспечить высокое входное сопротивление. Для измерения напряжения, возникающего при одиночном механическом воздействии, требуется, чтобы входное сопротивление стремилось к бесконечности. Это, во-первых, технически сложно обеспечить и, во-вторых, еще сложнее получить гетероструктуру со стремящимся к бесконечности внутренним сопротивлением утечек. Выход – использование квазистатической методики, то есть создание в тестируемом образце переменного механического напряжения и регистрация переменного электрического сигнала. Входное сопротивление регистрирующего усилителя должно в подобном случае превышать комплексное сопротивление обедненного слоя в кремнии при соответствующей полярности смещающего напряжения. Комплексное сопротивление обедненного слоя включено последовательно с сегнетопленкой, выступающей в качестве генератора пьезонапряжения, и образует делитель с входным активным сопротивлением регистрирующего усилителя. Проведем оценку требований, предъявляемых к величине входного сопротивления усилителя, для минимизации влияния изменения в широких пределах комплексного сопротивления обедненного слоя при изменении полярности внешнего смещения. Обедненный слой можно интерпретировать как соединенные параллельно емкость (в нашем случае  $C_s \approx 10$  pF) и сопротивление, обусловленное диффузией неосновных носителей, соответствующее сопротивлению собственного (нелегированного) кремния. Удельное сопротивление собственно кремния при комнатной температуре составляет обычно величину  $\rho \approx 300 \Omega \cdot \text{cm}$ , достигая в случае особо чистого кремния величины  $\rho \approx 1000 \Omega \cdot \text{cm}$ , толщина обедненного слоя составляет обычно величину  $d$  от  $\sim 0,4 \mu\text{m}$  [13] до  $10 \mu\text{m}$  [14]. Выберем максимально возможные  $\rho \approx 1000 \Omega \cdot \text{cm}$ ,  $d = 10 \mu\text{m}$  и диаметр электрода на поверхности гетероструктуры  $D = 0,3 \text{ mm}$ . Для этих параметров активное сопротивление барьерного слоя составляет вели-

чину, не превышающую  $2 \text{ k}\Omega$ . То есть при любых значениях его емкости полное комплексное сопротивление не будет превышать эту величину. Поэтому вполне достаточно, чтобы входное сопротивление составляло  $20 \text{ M}\Omega$ .

Для исследования электрофизических характеристик на поверхности гетероструктуры формировались алюминиевые электроды (резистивное испарение) диаметром  $100 \mu\text{m}$ , а противоположная сторона кремниевой подложки ((001) p-тип,  $12 \Omega \cdot \text{cm}$ ) покрывалась сплошным алюминиевым электродом. Поведение пьезоэлектрического отклика при полевым воздействии на структуру Si + BST + ВТ позволяет однозначно судить о переключаемой части поляризации при интерпретации ВФХ. Однако для этого требуется провести измерения интегрального пьезоотклика со всей площади электрода, которая использовалась для ВФХ. С этой целью проводили измерение напряжения, возникающего под воздействием известной динамической (синусоидальной) механической силы на частоте  $800 \text{ Hz}$  при изменении внешнего смещающего электрического поля треугольной или синусоидальной формы с частотой  $0,01 \text{ Hz}$ . Для проведения измерений пьезосигнала пленочный образец помещали между неподвижным и подвижным электродами. Переменное механическое напряжение передавалось от электромеханического вибратора через металлический подвижный полый шток с пропущенным внутри контактным проводом, присоединенным к измерительному электроду, закрепленному на конце штока. Возникающее на электродах образца вследствие пьезоэффекта переменное напряжение усиливалось с помощью усилителя с высоким входным сопротивлением, обрабатывалось синхродетектором и подавалось на вход аналого-цифрового преобразователя с последующей передачей в базу данных аналогично способу, описанному в работе [15]. Синхронизация сигналов внешнего воздействия и пьезоотклика позволяла получать объективные сведения об относительной величине и направлении поляризации, ее релаксации и величине внешнего напряжения, соответствующего переключению поляризации. Измерения ВФХ на гетероструктурах Si + BST + ВТ проводили с помощью автоматизированного измерительного комплекса на базе LCR-метра «Agilent 4980A». Частота измерительного сигнала составляла  $1 \text{ MHz}$  с напряжением  $10 \text{ mV}$ . Внешнее полевое воздействие на гетероструктуру осуществлялось треугольным напряжением с амплитудой от  $-8$  до  $+8 \text{ V}$  и частотой  $0,01 \text{ Hz}$ .





**Рис. 3.** Влияние внешнего напряжения на емкость (а) и пьезоотклик (б) гетероструктуры Si + BST04 + BT + Al (1 – начальное состояние гетероструктуры, 2 – состояние после полевого воздействия). На вставке зависимость емкости от внешнего поля  $\pm 2$  В.  
**Fig. 3.** Effect of an external voltage on the capacitance (a) and piezoresponse (б) of the Si + BST04 + BT + Al heterostructure (1 – the initial state of the heterostructure, 2 – the state after the field impact). In the insert, the dependence of the capacitance on the external field  $\pm 2$  V.

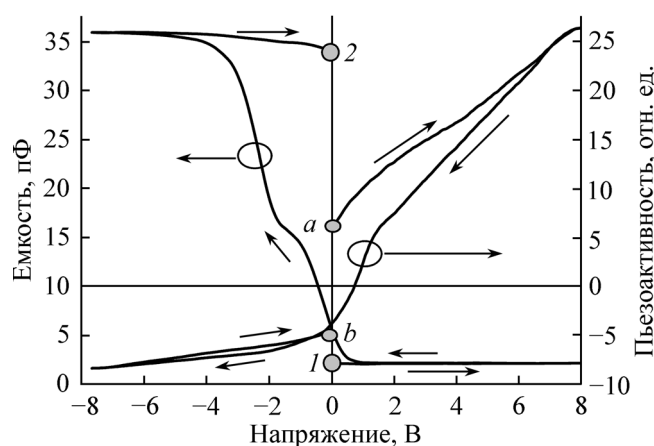
На рисунке 3 приведено изменение емкости и пьезоотклика от внешнего напряжения для структуры Si + BST04 + BT + Al. Учитывая данные рентгеноструктурного анализа о том, что оси *a* и *b* направлены вдоль подложки, ось *c* перпендикулярна подложке, ось поляризации составляет угол  $\sim 4,5^\circ$  с осью *a* в (*a*–*c*)-плоскости. Имеющее место смещение ВФХ в область отрицательных напряжений определяется преобладанием доменов с поляризацией, компонента вдоль оси *c* которой направлена к подложке, то есть имеет место естественное униполярное состояние (точка 1 на вставке рисунка 3а). О наличии подобных доменов свидетельствует наличие небольшой пьезоактивности в гетероструктуре. Отсутствие гистерезиса на ВФХ позволяет утверждать, что поверхностными зарядами на границе раздела между кремнием и сегнетоэлектриком можно пренебречь. Как показано на вставке, после полевого воздействия (положительного полупериода) емкость при  $U = 0$  возрастает, а после отрицательного полупериода она становится меньше (точка 2 на вставке рисунка 3а) исходного состояния. Это свидетельствует об увеличении площади доменов с направлением поляризации к подложке.

Наличие естественного поляризованного состояния подтверждается наличием пьезоактивности до воздействия внешнего поля в структуре Si + BST04 + BT (точка 1 на рисунке 3б), которая после воздействия отрицательного полупериода возрастает (точка 2 на рисунке 3б). Возрастание поляризации приводит к уменьшению емкости гетероструктуры за счет увеличения области обедненного

слоя в гетероструктуре. Преобладание площади доменов с поляризацией, направленной от подложки, происходит лишь при внешнем напряжении  $-4,9$  В. Причем переключаемая часть доменов, как видно из рисунка 3б, составляет всего 2 %.

В гетероструктуре с двухслойным сегнетоэлектриком на основе  $Ba_{0,8}Sr_{0,2}TiO_3$  в качестве I-слоя толщиной 4 nm и  $Bi_4Ti_3O_{12}$  (300 nm) в качестве F-слоя, по данным рентгеноструктурного анализа, присутствуют три группы кристаллитов с направлениями поляризации относительно нормали  $45,2^\circ$  для  $P_{110}$ ,  $45,6^\circ$  для  $P_{111}$  и  $57^\circ$  для  $P_{117}$ . Подобное усложнение кристаллографической структуры неизбежно будет приводить к усложнению доменной структуры. Однако, исходя из данных по ВФХ, в нем по-прежнему имеет место наполяризованное состояние с поляризацией, направленной к подложке. Это проявляется в наличии положительного пьезоотклика (точка *a* на рисунке 4) и состояния гетероструктуры с малой емкостью (точка 1 на рисунке 4).

В такой гетероструктуре со сложным доменным строением под воздействием внешнего напряжения изменение емкости и пьезоотклика существенно отличается от аналогичных свойств Si + BST04 + BT. Один период пилообразного напряжения с амплитудой 8 V переводит емкость из состояния 1 в состояние 2 (рис. 4). Причем последнее состояние является устойчивым, в течение 15 суток емкость уменьшалась на 4 %. При этом внешнем полевого воздействия происходила перестройка доменного строения с изменением направления общей поляризации к подложке на направление от подложки.



**Рис. 4.** Влияние внешнего напряжения на емкость гетероструктуры Si + BST08 + BT + Al (1 – значение емкости до полевого воздействия, 2 – после полевого воздействия) и пьезоотклик (a – значение пьезоотклика до воздействия внешнего напряжения, b – после полевого воздействия).

**Fig. 4.** Effect of external voltage on of the Si + BST08 + BT + Al heterostructure capacitance (1 – the capacitance value before the field impact, 2 – after the field impact) and piezoresponse (a – the value of the piezoresponse before the external voltage, b – after the field impact).

Это проявлялось в изменении знака пьезоотклика и переход гетероструктуры из состояния a в состояние b (рис. 4).

При напряжениях до 4 В крутизна возрастания пьезоотклика существенно больше, чем в структуре Si + BST04 + BT, а равенство площадей доменов с поляризацией, направленной к подложке и от подложки, происходит при отрицательных значениях внешнего напряжения ( $V \approx -2$  В), как видно из рисунка 4. При этом напряжении, соответствующем коэрцитивному полю сегнетоэлектрической пленки, наблюдается изгиб на ВФХ. Вид ВФХ определяется суммой внешнего поля и поля поляризации пленки. Более того, после действия внешнего напряжения система переходит в новое устойчивое состояние с противоположным направлением поляризации (точка b на рисунке 4). Это еще раз подтверждает, что механические напряжения растяжения способствуют созданию системы со сложной доменной структурой, обладающей двумя устойчивыми состояниями с противоположным направлением поляризации. Это несколько видоизменяет предложенные в работах [16; 17] направления исследований для реализации сегнетоэлектрической

памяти. Более того, полученные нами данные о возможности создания МСЭП-структур, в которых реализуется устойчивое состояние поляризации с двумя направлениями поляризации, ставят доменную инженерию в ряд наиболее актуальных задач при создании сегнетоэлектрической памяти.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Следует отметить, что результаты исследования влияния двумерных напряжений на сегнетоэлектрическое состояние в тонких пленках по-прежнему достаточно противоречивы. В работе [18] утверждалось, что при изменении напряжения от сжатия к растяжению остаточная поляризация возрастает, а коэрцитивное поле уменьшается, но в то же время в статье [19] утверждается обратное. Всестороннее понимание динамической микроструктуры поведения сегнетоэлектрических доменов при внешней деформации является критическим для выявления механизмов, лежащих в основе этих противоречивых результатов. Поэтому в работе [20] была предпринята попытка ответить на эти вопросы, исследуя кинетику переключения микроскопических доменов при воздействии деформационного поля. Нам представляется, что измерения доли переключаемой поляризации на основе пьезоэлектрических измерений одновременно с ВФХ, подкрепленных рентгеноструктурными данными, позволят более корректно определить вклад доменных процессов при разработке сегнетоэлектрической памяти. Именно такой подход позволил нам сделать вывод о том, что эффект поля в МСЭП-структуре полностью определяется сегнетоэлектрической поляризацией, обусловленной перестройкой доменного строения при внешнем полевым воздействии, а влияние поверхностных состояний незначительно. Проведенные исследования показали, что путь к созданию FeFET на основе сложной доменной структуры является многообещающим и заслуживает внимания.

Работа выполнена в рамках реализации государственного задания ЮНЦ РАН по проекту № 122020100294-9.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Eshita T., Wang W., Nomura K., Nakamura K., Saito H., Yamaguchi H., Mihara S., Hikosaka Y., Kataoka Y., Kojima M.

2018. Development of highly reliable ferroelectric random access memory and its Internet of Things applications. *Japanese Journal of Applied Physics*. 57(11S): 11UA01. doi: 10.7567/JJAP.57.11UA01

2. Zhang W., Takahashi M., Sakai S. 2019. Investigation of ferroelectric grain sizes and orientations in Pt/Ca<sub>x</sub>Sr<sub>1-x</sub>Bi<sub>2</sub>Ta<sub>2</sub>O<sub>9</sub>/Hf–Al–O/Si high performance ferroelectric-gate field-effect transistors. *Materials*. 12(3): 399. doi: 10.3390/ma12030399
3. Ni K., Yin X., Laguna A.F., Joshi S., Dünkel S., Trentzsch M., Müller J., Beyer S., Niemier M., Hu X.S., Datta S. 2019. Ferroelectric ternary content-addressable memory for one-shot learning. *Nature Electronics*. 2(11): 521–529. doi: 10.1038/s41928-019-0321-3
4. McKee R.A., Walker F.J., Chisholm M.F. 1998. Crystalline oxides on silicon: the first five monolayers. *Phys. Rev. Lett.* 81(14): 3014. doi: 10.1103/PhysRevLett.81.3014
5. Niu G., Yin S., Saint-Girons G., Gautier B., Lecoer P., Pillard V., Hollinger G., Vilquin B. 2011. Epitaxy of BaTiO<sub>3</sub> thin film on Si(0 0 1) using a SrTiO<sub>3</sub> buffer layer for non-volatile memory application. *Microelectronic Engineering*. 88(7): 1232–1235. doi: 10.1016/j.mee.2011.03.028
6. Müller J., Polakowski P., Müller S., Mulaosmanovic H., Ocker J., Mikolajick T., Slesazeck S., Flachowsky S., Trentzsch M. 2016. High endurance strategies for hafnium oxide based ferroelectric field effect transistor. In: *16<sup>th</sup> Non-Volatile Memory Technology Symposium (NVMTS) (Pittsburgh, Pennsylvania, USA, 17–19 October 2016)*. IEEE: 1–7. doi: 10.1109/NVMTS.2016.7781517
7. Baek S.-H., Eom C.-B. 2013. Epitaxial integration of perovskite-based multifunctional oxides on silicon. *Acta Materialia*. 61(8): 2734–2750. doi: 10.1016/j.actamat.2012.09.073
8. Yu Z., Ramdani J., Curless J.A., Overgaard C.D., Finder J.M., Droopad R., Eisenbeiser K.W., Hallmark J.A., Ooms W.J. 2000. Epitaxial oxide thin films on Si(001). *J. Vac. Sci. Technol. B*. 18(4): 2139. doi: 10.1116/1.1303737
9. Анохин А.С., Бирюков С.В., Головки Ю.И., Мухортов В.М. 2019. Структурные и электрические характеристики двухслойных тонких пленок Bi<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>O<sub>12</sub>/(Ba,Sr)TiO<sub>3</sub>, осажденных на кремниевую подложку методом высокочастотного распыления при повышенных давлениях кислорода. *ФТТ*. 61(2): 278–283. doi: 10.21883/FTT.2019.02.47126.179
10. Vaithyanathan V., Lettieri J., Tian W., Sharan A., Vasudevarao A., Li Y.L. 2006. c-axis oriented epitaxial BaTiO<sub>3</sub> films on (001) Si. *J. Appl. Phys.* 100(2): 024108. doi: 10.1063/1.2203208
11. Mazet L., Yang S.M., Kalinin S.V., Schamm-Chardon S., Dubourdiou C. 2015. A review of molecular beam epitaxy of ferroelectric BaTiO<sub>3</sub> films on Si, Ge and GaAs substrates and their applications. *Sci. Technol. Adv. Mater.* 16(3): 036005. doi: 10.1088/1468-6996/16/3/036005
12. Мухортов В.М., Юзюк Ю.И. 2008. *Гетероструктуры на основе наноразмерных сегнетоэлектрических пленок: получение, свойства и применение*. Ростов н/Д, изд-во ЮНЦ РАН: 224 с.
13. Горшков А.П., Тихов С.В. 2013. *Физика поверхности полупроводников*. Нижний Новгород, изд-во Нижегородского государственного университета: 101 с.
14. Гуртов В.А. 2005. *Твердотельная электроника*. М., Техносфера: 492 с.
15. Бирюков С.В., Головки Ю.И., Масычев С.И., Мухортов В.М., Шелепо А.П. 2009. Исследование пьезоактивности тонких пленок цирконата-титаната свинца. *ЖТФ*. 79(8): 90–92.
16. Reichmann A., Mitsche S., Zankel A., Poelt P., Reichmann K. 2014. *In situ* mechanical compression of polycrystalline BaTiO<sub>3</sub> in the ESEM. *J. Eur. Ceram. Soc.* 34(10): 2211–2215. doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2014.03.015
17. Yuan R., Duan L., Du X., Li Y. 2015. Identification and mechanical control of ferroelastic domain structure in rhombohedral CaMn<sub>7</sub>O<sub>12</sub>. *Phys. Rev. B*. 91(5): 054102. doi: 10.1103/PhysRevB.91.054102
18. Marsilius M., Frederick J., Hu W., Tan X., Granzow T., Han P. 2012. Mechanical confinement: an effective way of tuning properties of piezoelectric crystals. *Adv. Funct. Mater.* 22(4): 797–802. doi: 10.1002/adfm.201101301
19. Zhu H., Chu D.P., Fleck N.A., Pane I., Huber J.E., Natori E. 2007. Polarization change of PZTN ferroelectric thin films under uniform in-plane tensile stress. *Integr. Ferroelectr.* 95(1): 117–127. doi: 10.1080/10584580701756532
20. Gao P., Britson J., Nelson C.T., Jokisaari J.R., Duan C., Trassin M., Baek S.-H., Guo H., Li L., Wang Y., Chu Y.-H., Minor A.M., Eom C.-B., Ramesh R., Chen L.-Q., Pan X. 2014. Ferroelastic domain switching dynamics under electrical and mechanical excitations. *Nat. Commun.* 5: 3801. doi: 10.1038/ncomms4801

## REFERENCES

- Epitaxial oxide thin films on Si(001). *J. Vac. Sci. Technol. B*. 18(4): 2139. doi: 10.1116/1.1303737
9. Anokhin A.S., Biryukov S.V., Golovko Y.I., Mukhortov V.M. 2019. Structural and electric characteristics of two-layer  $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}/(\text{Ba,Sr})\text{TiO}_3$  thin films deposited on a silicon substrate by radio-frequency sputtering at increased oxygen pressures. *Phys. Solid State*. 61(2): 139–144. doi: 10.1134/S1063783419020033
10. Vaithyanathan V., Lettieri J., Tian W., Sharan A., Vasudevarao A., Li Y.L. 2006. *c*-axis oriented epitaxial  $\text{BaTiO}_3$  films on (001) Si. *J. Appl. Phys.* 100(2): 024108. doi: 10.1063/1.2203208
11. Mazet L., Yang S.M., Kalinin S.V., Schamm-Chardon S., Dubourdieu C. 2015. A review of molecular beam epitaxy of ferroelectric  $\text{BaTiO}_3$  films on Si, Ge and GaAs substrates and their applications. *Sci. Technol. Adv. Mater.* 16(3): 036005. doi: 10.1088/1468-6996/16/3/036005
12. Mukhortov V.M., Yuzyuk Yu.I. 2008. *Geterostruktury na osnove nanorazmernykh segnetoelektricheskikh plenok: poluchenie, svoystva i primeneniye*. [Heterostructures based on nanosized ferroelectric films: preparation, properties and applications]. Rostov-on-Don, Southern Scientific Centre of the Russian Academy of Sciences: 224 p. (In Russian).
13. Gorshkov A.P., Tikhov S.V. 2013. *Fizika poverkhnosti poluprovodnikov*. [Semiconductor surface physics]. Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod State University: 101 p. (In Russian).
14. Gurtov V.A. 2005. *Tverdotel'naya elektronika*. [Solid state electronics]. Moscow, Tekhnosfera: 492 p. (In Russian).
15. Biryukov S.V., Golovko Yu.I., Masychev S.I., Mukhortov V.M., Shelepo A.P. 2009. Piezoelectric activity of thin PTZ films. *Tech. Phys.* 54(8): 1176–1178. doi: 10.1134/S1063784209080131
16. Reichmann A., Mitsche S., Zankel A., Poelt P., Reichmann K. 2014. *In situ* mechanical compression of polycrystalline  $\text{BaTiO}_3$  in the ESEM. *J. Eur. Ceram. Soc.* 34(10): 2211–2215. doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2014.03.015
17. Yuan R., Duan L., Du X., Li Y. 2015. Identification and mechanical control of ferroelastic domain structure in rhombohedral  $\text{CaMn}_7\text{O}_{12}$ . *Phys. Rev. B*. 91(5): 054102. doi: 10.1103/PhysRevB.91.054102
18. Marsilius M., Frederick J., Hu W., Tan X., Granzow T., Han P. 2012. Mechanical confinement: an effective way of tuning properties of piezoelectric crystals. *Adv. Funct. Mater.* 22(4): 797–802. doi: 10.1002/adfm.201101301
19. Zhu H., Chu D.P., Fleck N.A., Pane I., Huber J.E., Natori E. 2007. Polarization change of PZTN ferroelectric thin films under uniform in-plane tensile stress. *Integr. Ferroelectr.* 95(1): 117–127. doi: 10.1080/10584580701756532
20. Gao P., Britson J., Nelson C.T., Jokisaari J.R., Duan C., Trassin M., Baek S.-H., Guo H., Li L., Wang Y., Chu Y.-H., Minor A.M., Eom C.-B., Ramesh R., Chen L.-Q., Pan X. 2014. Ferroelastic domain switching dynamics under electrical and mechanical excitations. *Nat. Commun.* 5: 3801. doi: 10.1038/ncomms4801

Поступила 04.05.2022