

06,13

Особенности эффекта поля в структуре металл—сегнетоэлектрик—полупроводник при использовании многослойных сегнетоэлектрических пленок с различными структурными типами

© В.М. Мухортов, Ю.И. Головки, А.В. Павленко, Д.В. Стрюков, С.В. Бирюков, А.П. Ковтун, С.П. Зинченко

Южный научный центр РАН,
Ростов-на-Дону, Россия
E-mail: mukhortov1944@mail.ru

(Поступила в Редакцию 22 января 2018 г.
В окончательной редакции 14 марта 2018 г.)

Показана возможность осаждения на легированный кремний пленочных сегнетоэлектрических структур $\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6 + \text{Ba}_{0.2}\text{Sr}_{0.8}\text{TiO}_3$ и $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3 + \text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ с низкой плотностью интерфейсных дефектов. Изучение пьезоотклика квазистатическим методом (площадь электрода 0.07 mm^2) показало, что в гетероструктурах имеет место изначальное поляризованное состояние сегнетоэлектрика с направлением спонтанной поляризации по нормали к подложке независимо от типа проводимости Si. Установлено, что это поляризованное состояние связано с двумерными напряжениями в сегнетоэлектрике, которыми можно управлять с помощью предварительно созданного на подложке подслоя $\text{Ba}_x\text{Sr}_{1-x}\text{TiO}_3$ и толщиной этого подслоя. Переключение поляризации в гетероструктурах $\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6/\text{Si}$ и $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3/\text{Si}$ при внешнем полевом воздействии происходит только при использовании предварительно нанесенного на кремний подслоя титаната бария—стронция. Уменьшение на 15% величины переключаемой поляризации в структурах $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3/\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3/\text{Si}$ происходит в течение 500 ч.

Исследование выполнено в рамках реализации Государственного задания по проекту № 0120-1354-247) и при поддержке РФФИ (грант № 16-29-14013).

DOI: 10.21883/FTT.2018.09.46392.014

1. Введение

Исследование гетероструктур сегнетоэлектриков на полупроводниковых подложках определяется необходимостью поиска новых активных сред микроэлектроники и микроэлектромеханики и разработки базовых элементов высокоскоростных систем передачи, приема, сбора, обработки и долговременного энергонезависимого хранения информации, т.е. создания многофункциональных устройств нового поколения. Сегнетоэлектрические гетероструктуры, созданные на кремниевой подложке, с точки зрения полифункциональности их свойств (пьезоэлектричество, нелинейность диэлектрической проницаемости под действием электрических и деформационных полей, возможность генерации второй гармоники, электрооптические явления и переключение поляризации) являются наиболее перспективными объектами для таких устройств. В гетероструктурах на основе сегнетоэлектриков и полупроводников потенциально могут быть реализованы новые функциональные возможности помимо тех, которые свойственны каждому соединению в отдельности. Одной из важнейших концепций использования таких гетероструктур в микроэлектронике является энергонезависимая память (FeRAM), где в качестве подзатворного диэлектрика в полевом транзисторе используется сегнетоэлектрическая пленка [1].

Вторым важным применением сегнетоэлектрических пленок является их использование при создании принципиально новых микроэлектромеханических устройств (MEMS) с полифункциональными свойствами [2]. Эти два магистральных направления использования сегнетоэлектрических гетероструктур требуют необходимости, во-первых, переключения поляризации и, во-вторых, сохранения поляризованного состояния во времени.

Управление свойствами в гетероструктурах осуществляется в основном подбором материала пленки и подложки. В структурах с сегнетоэлектрическими пленками открывается новая возможность управления их свойствами путем создания контролируемой деформации элементарной ячейки. Влияние деформации элементарной ячейки в сегнетоэлектрических гетероструктурах на их электрофизические свойства за счет различных механизмов роста и типа подложки обсуждено в работах [3–5]. Однако остаются невыясненными механизмы и способы управления деформацией элементарной ячейки сегнетоэлектрических пленок, нанесенных на важные с точки зрения практического применения Si подложки. Известно, что при прямом осаждении сегнетоэлектрического оксида на полупроводник происходит химическая реакция на границе между двумя материалами и образование промежуточного оксидного слоя. Этот слой препятствует прямому контактированию сегнето-

электрика с полупроводником и, как следствие, приводит к слабому влиянию поляризации пленки на поверхностную проводимость Si. Поэтому концептуальная простота архитектуры сегнетоэлектрического полевого транзистора [1,5] в практическом плане не реализована. В новаторской работе [6] для интеграции сегнетоэлектрика с полупроводником предложено использовать в качестве подслоя титанат стронция. Это позволило создать ряд сегнетоэлектрических структур на различных полупроводниковых подложках [7,8] с минимальным влиянием оксида кремния на границе раздела на их свойства.

Дополнительной проблемой для обеспечения функционирования сегнетоэлектрических устройств является то, что для модуляции плотности заряда полупроводника путем переключения поляризации необходимо, чтобы последняя была направлена перпендикулярно подложке. Однако из-за несоответствия коэффициентов теплового расширения, например, между Si и BaTiO₃, после осаждения пленки и охлаждения до комнатной температуры в плоскости подложки присутствуют остаточные растягивающие напряжения. Это приводит к тому, что поляризация лежит в плоскости подложки [9]. Устранение растягивающих напряжений в BaTiO₃ на Si было достигнуто использованием слоя Ba_{1-x}Sr_xTiO₃ (BST) толщиной 30 nm [10].

В данной работе приводятся экспериментальные данные по управлению деформационными полями за счет создания многослойных сегнетоэлектрических гетероструктур на основе сложных оксидов с различными структурными типами при прямом осаждении на кремневую подложку. В качестве объекта исследований были выбраны двухслойные структуры Ba_{0.4}Sr_{0.6}TiO₃ (BST04) + Ba_{0.8}Sr_{0.2}TiO₃ (BST08) и Ba_{0.2}Sr_{0.8}TiO₃ (BST02) + Sr_{0.5}Ba_{0.5}Nb₂O₆ (SBN) с технологией прерывистого напыления слоев. BST относится к классу кислородно-октаэдрических сегнетоэлектриков со структурой перовскита, а SBN имеет структуру калий-вольфрамовой бронзы. Как и в случае перовскитов, основу структуры SBN составляет трехмерная сетка кислородных октаэдров, сцепленных вершинами таким образом, что образуются чередующиеся пятичленные и четырехчленные циклы [11]. Размытие сегнетоэлектрического фазового перехода в кристаллах SBN связывают с неупорядоченностью размещения ионов Ba и Sr в структуре калий-вольфрамовой бронзы. Такие соединения обладают уникальным набором свойств (оптических, пьезоэлектрических и др.), представляющих интерес как для фундаментальных исследований, так и для прикладных целей.

2. Эксперимент и обсуждение

Гетероструктуры BST08/Si, SBN/Si, BST08/BST04/Si и SBN/BST02/Si на (001)Si *p*- и *n*-типа (12 Ω/cm) создавались высокочастотным распылением керамических мишеней соответствующего состава в режиме сильноточ-

ного γ -разряда (> 100 W/cm²) [12]. При таком разряде рост пленок происходит из дисперсной фазы оксида, образующейся в плазме высокочастотного разряда при распылении керамической мишени при высоких давлениях кислорода (> 0.5 Torr) на кластерном уровне с последующим ростом их до пылевого состояния. Механизмами роста, степенью структурного совершенства, а тем самым и свойствами пленок, можно широко варьировать, находясь в рамках трехмерного фазового пространства: степень структурного совершенства пленки—давление кислорода—обобщенный параметр энергетического состояния пылевой компоненты [12]. Подготовка подложек кремния перед осаждением включала удаление оксидного слоя в плавиковой кислоте (2 min) с последующей промывкой в деионизированной воде и сушкой сухим азотом.

Структурное совершенство пленок, параметры элементарной ячейки в направлении нормали к плоскости подложки устанавливались рентгенографированием на дифрактометре „ДРОН-4-07“ методом $\Theta/2\Theta$ (Cu_{K α} -излучение). Текстура устанавливалась по соотношению между M_{film} и M_{target} , где $M_{\text{film}} = I_{\text{F}(hkl)}/[\Sigma I_{\text{F}(hkl)}]$, $M_{\text{target}} = I_{\text{(hkl)}}/[\Sigma I_{\text{(hkl)}}]$, а $I_{\text{F}(hkl)}$ и $I_{\text{(hkl)}}$ — интегральные интенсивности (hkl) пиков на рентгенограммах, записанных методом $\Theta-2\Theta$ для пленки и исходной мишени, соответственно. Вертикальная разориентировка определялась по ширине на половине высоты кривых качания вокруг брэгговского угла для отражения 002.

Для проведения диэлектрических измерений на поверхность пленки осаждались электроды Al с подслоем Cr методом термического испарения через маску с отверстиями диаметром ~ 200 μm . Измерения вольт-фарадных характеристик (ВФХ) проводилось с помощью автоматизированного измерительного комплекса на базе LCR-метра „Agilent 4980A“. Частота измерительного сигнала составляла $f_{\text{изм}} = 1 \text{ MHz}$ с напряжением 10 mV. Внешнее полевое воздействие на гетероструктуру металл—сегнетоэлектрик—полупроводник—металл осуществлялось треугольным напряжением с амплитудой до 8 V и длительностью 80 s. В настоящей работе исследовались структуры металл—сегнетоэлектрик—полупроводник, в которых плотность токов утечки изменялись от $1 \cdot 10^{-12}$ до $1 \cdot 10^{-11} \text{ A/cm}^2$ при увеличении напряженности электрического поля от 0 до 1 MV/cm. Продольный пьезомодуль d_{33} измерялся квазистатическим методом на частоте ~ 800 Hz. Для этих целей была сконструирована измерительная установка, позволяющая создавать в измеряемом пленочном образце переменное механическое напряжение. Возникающий на электродах образца вследствие прямого пьезоэффекта переменный электрический сигнал подавался на вход зарядового усилителя, напряжение на выходе которого было пропорционально величине выделившегося пьезозаряда. Далее сигнал усиливался, обрабатывался с помощью синхродетектора и подавался на аналого-цифровой канал платы сбора данных. Особенности схемы регистрации более подробно описаны

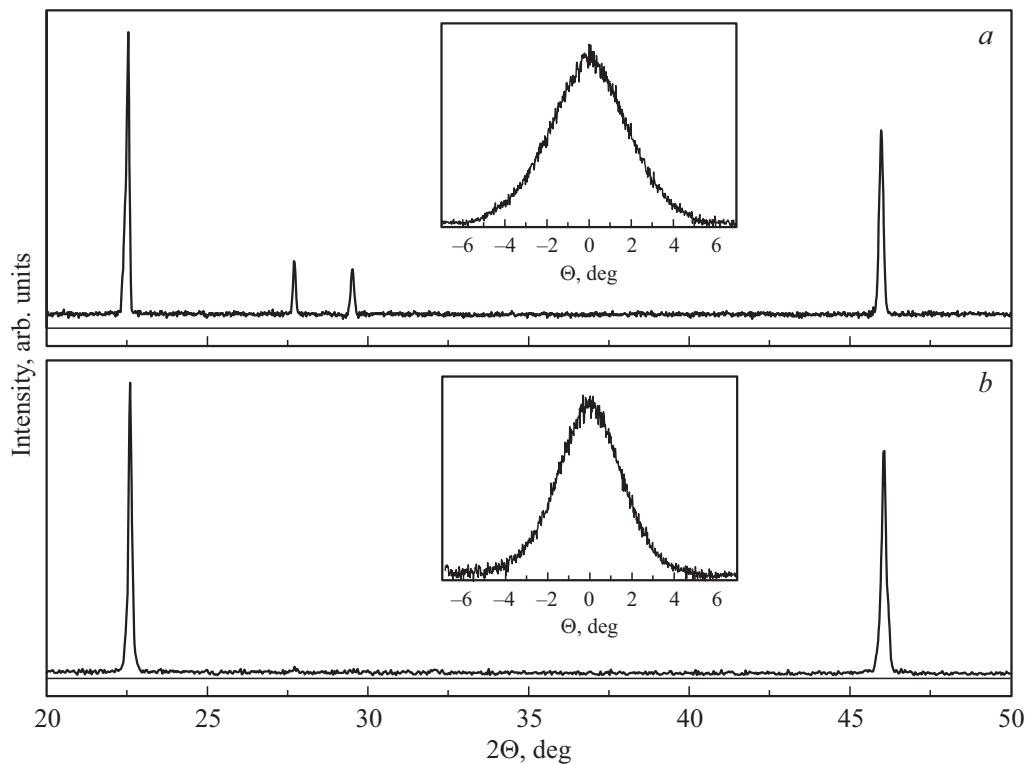


Рис. 1. Рентгенограммы $\Theta/2\Theta$ пленок SBN; *a* — без подслоя, на вставке кривые качания вокруг брэгговского угла для отражения 002, *b* — с подслоем BST02, на вставке кривые качания вокруг брэгговского угла для отражения 002.

в [13,14]. Измерительная схема позволяла во время измерений пьезомодуля d_{33} подавать на образец внешнее смещающее поле. Известно, что d_{33} прямо пропорционален величине выделяющегося пьезозаряда и обратно пропорционален силе, действующей при этом на образец. С другой стороны, d_{33} пропорционален поляризации образца. Таким образом, действуя на образец силой с постоянной амплитудой, по изменению величины пьезозаряда можно судить об изменениях поляризации в пленке при различных внешних воздействиях.

При прямом осаждении пленок SBN и BST08 на Si подложку наблюдается преимущественная ориентация кристаллитов пленки с текстурой по (001) с вертикальной разориентировкой оси около 4.5° и степенью текстуры ~ 5.7 . Значение параметра элементарной ячейки по нормали к подложке для SBN $c = 0.3948$ nm, а для BST08 $c = 0.4016$ nm, что свидетельствует о двумерных напряжениях сжатия в пленке, так как параметр c превосходит параметр элементарной ячейки для объемных материалов. При комнатной температуре объемные образцы BST08 и SBN имеют тетрагональную элементарную ячейку с параметрами $a = 0.3978$ nm, $c = 0.3991$ nm для BST08 и $a = 1.2472$ nm, $c = 0.3940$ nm для SBN. Характерный вид дифрактограмм текстурированных пленок SBN на Si подложке с преимущественной (001) ориентацией приведен на рис. 1, *a*. На вставке рис. 1, *a* показаны кривые качания вокруг брэгговского угла для отражения 002.

Измерения ВФХ на всех гетероструктурах с текстурированными сегнетоэлектрическими пленками BSN и BST без подслоя показали, что напряжения сжатия приводят к возникновению в сегнетоэлектрической пленке униполярного состояния с направлением поляризации к подложке. Это проявляется в том, что в отсутствие внешнего поля для (001) Si *n*-типа ($12 \Omega/\text{cm}$) (рис. 2, кривая *a*) структура находится в состоянии с большой емкостью и с малой емкостью для Si *p*-типа (рис. 2, кривая *b*). В первом случае в поверхностном слое кремния образуется обогащенный слой основных носителей, а во втором — область обеднения, т.е. после осаждения в такой гетероструктуре наблюдается устойчивый эффект поля без внешнего полевого воздействия. При этом ВФХ смещены в область отрицательных напряжений и внешними полями не удается переключить поляризацию на противоположное направление. Дополнительная поляризация образцов под действием внешнего поля ($+10$ V относительно электрода на поверхности пленки) в течение 1 min приводит к уменьшению доли поляризации, направленной к подложке, и, как следствие, смещению вольт-фарядных характеристик вправо с постепенной релаксацией в первоначальное состояние. Естественно предположить, что такие структуры не являются монокристаллическими и в пленке присутствуют наноразмерные домены с обратным направлением поляризации, т.е. мы имеем 180° доменную структуру, в которой площадь доменов с поляризацией, направленной к подложке,

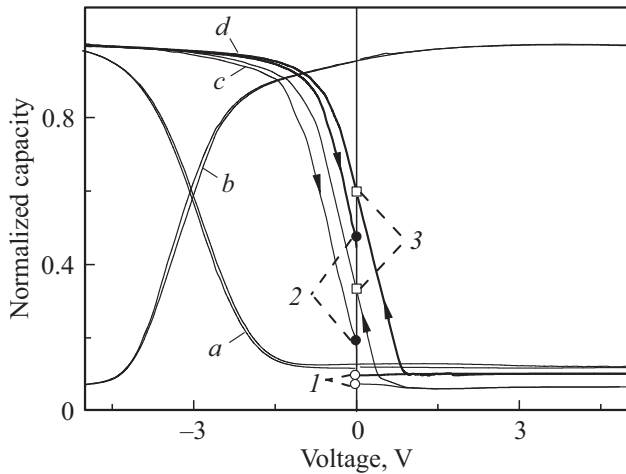


Рис. 2. Вольт-фарядные характеристики гетероструктур металл–сегнетоэлектрик–Si(001): *a* — без подслоя, Si *n*-типа, *b* — без подслоя, Si *p*-типа, *c* — для BSN с подслоем BST02 и *d* — для BST08 с подслоем BST04.

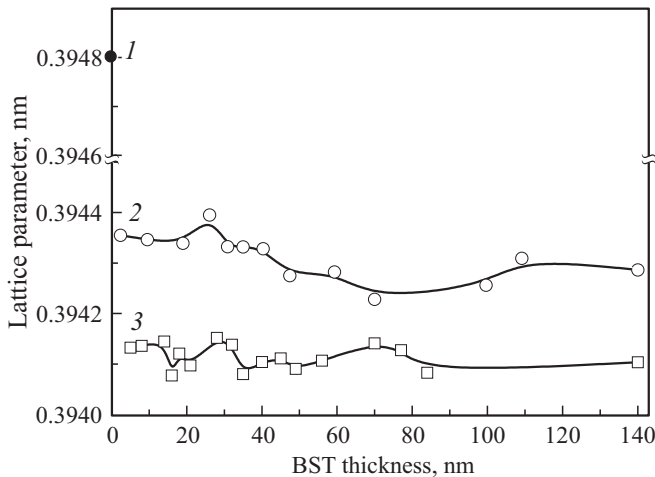


Рис. 3. Зависимость параметров элементарной ячейки пленки SBN по нормали к подложке в зависимости от состава подслоя и его толщины: *1* — без подслоя, *2* — с подслоем BST02, *3* — с подслоем $\text{Ba}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{TiO}_3$. Толщина SBN во всех структурах составляла 70 нм.

существенно превосходит площадь доменов с поляризацией, направленной от подложки. В силу отсутствия гистерезисных явлений на ВФХ поверхностные состояния как с точки зрения их концентрации, так и энергетики с большой достоверностью несущественны в данных структурах.

Для решения проблемы устойчивого эффекта поля за счет переключаемой поляризации необходимо создать механизм, понижающий двумерные напряжения при сохранении направления вектора поляризации перпендикулярно подложке. В качестве основной идеи понижения сжимающего двумерного напряжения предлагается использовать промежуточный слой. Для реализации релак-

сации возникающих в нем напряжений использовалось прерывистое напыление, т.е. после нанесения подслоя процесс прерывался для обеспечения релаксации напряжения и затем наносился основной слой толщиной от 50 до 100 нм. Состав подслоя и его толщина должны обеспечивать отсутствие спонтанной поляризации, т.е. находиться в параэлектрической фазе. Это позволяет исключить нелинейные поляризационные явления между слоями и их влияние на полевой эффект в полупроводнике. Использование подслоя BST02 при осаждении в качестве основного слоя BSN приводит к уменьшению двумерных напряжений сжатия ($c = 0.3941$ нм больше, чем у объемного образца, но меньше, чем без подслоя), увеличению степени текстуры до ~ 8.3 и уменьшению угла разориентировки до 3.5° (рис. 1, *b*). При использовании подслоя BST04 при осаждении BST08 уменьшаются двумерные напряжения ($c = 0.4003$ нм больше, чем у объемного образца, но меньше, чем без подслоя), увеличивается степень текстуры и уменьшается угол разориентировки. Причем деформационными полями можно управлять, изменяя состав подслоя, как показано на рис. 3. Из приведенных зависимостей на рис. 3 видно, что можно использовать подслоем с толщиной меньше 5 нм и тем самым исключить влияния его поляризации на полевой эффект.

Уменьшение двумерных напряжений при использовании подслоя приводило к смещению ВФХ вправо, как показано на рис. 2 (кривые *c* для BSN и *d* для BST08), и возникновению гистерезисных явлений при внешнем полевом воздействии. Однако основная особенность при прямом осаждении сегнетоэлектрика на кремниевую подложку (вектор поляризации направлен к подложке независимо от типа проводимости последней) по-прежнему сохраняется и в этом случае. Действительно, как следует из рис. 2, начальное состояние емкости определяется по-прежнему состоянием с низкой емкостью (точки *1* на кривых *c* и *d*) как для основного слоя BSN, так и для основного слоя BST, а их ВФХ за счет понижения двумерных напряжений сместились на 3 В. После действия положительного полупериода при внешнем полевом воздействии происходит переполяризация части доменов, что отражается на ВФХ (рис. 2) смещением емкости из точки *1* в точку *3* при нулевом напряжении. Причем эта переключаемая часть поляризации частично сохраняется даже после воздействия деполяризующего поля (отрицательный полупериод), что отражает точка *2* на рис. 2.

После понижения сжимающих деформационных полей энергетика 180° доменов существенно изменилась по сравнению с однослойными пленками. В гетероструктурах без подслоя суммарная площадь доменов с направлением вектора поляризации к подложке существенно превосходит площадь с доменами, в которых поляризация направлена от подложки (ВФХ сдвинута влево). Это состояние не зависит от величины внешнего напряжения, и переключения поляризации при внешнем полевом воздействии не происходит. При наличии

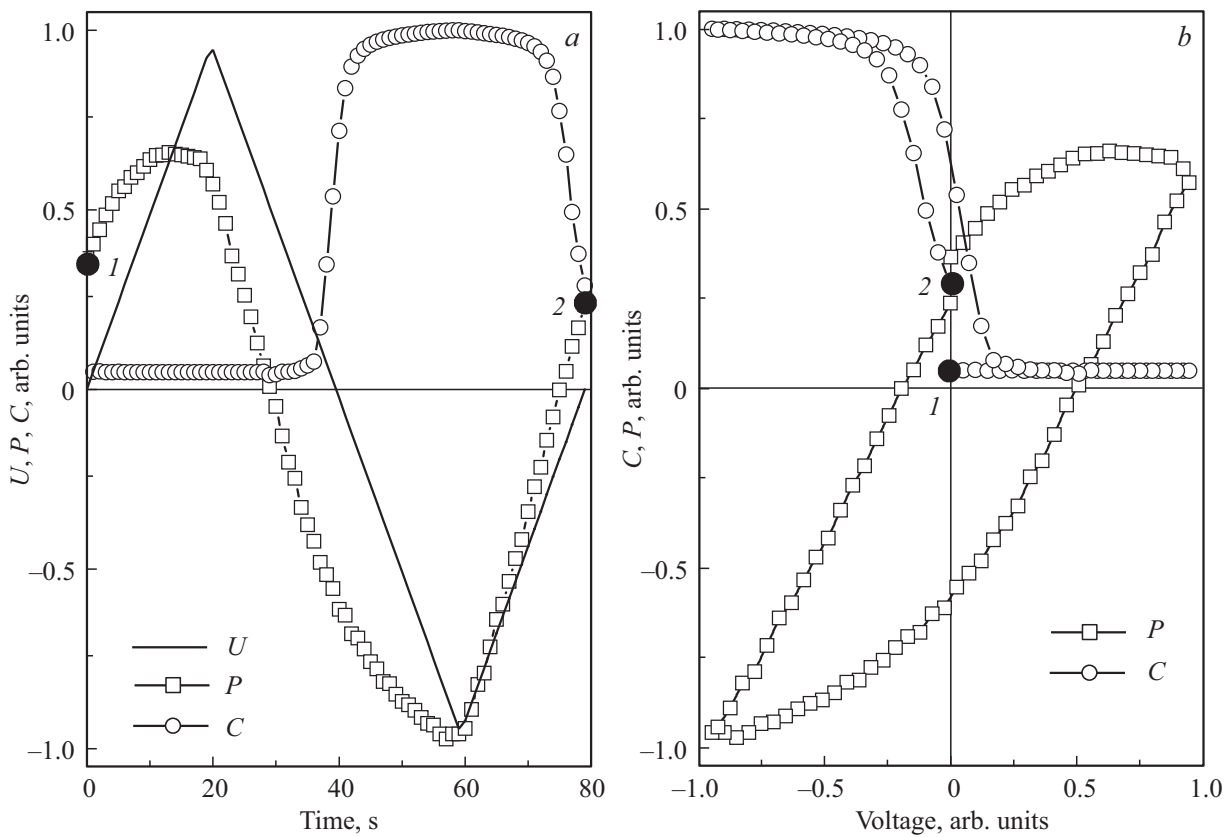


Рис. 4. *a* — зависимости внешнего напряжения, емкости и поляризации от времени; *b* — зависимости емкости и поляризации от внешнего напряжения для структуры Si(*p*-тип)/Ba_{0.4}Sr_{0.6}TiO₃ (5 nm)/Ba_{0.8}Sr_{0.2}TiO₃ (50 nm) при одном периоде внешнего напряжения.

подслоя соотношение площадей доменов изменяется и теперь преобладание вектора поляризации с направлением к подложке не становится доминирующим. Это состояние на ВФХ характеризуется первоначальной минимальной емкостью (точка 1 на рис. 2 и на рис. 4). После действия одного поляризующего полупериода пилообразного напряжения происходит переключение части поляризации, что находит отражение в новом устойчивом состоянии на ВФХ (точка 3 на рис. 2). Увеличение неполяризованного состояния проявляется и в увеличении пьезоотклика (рис. 4), который после действия положительного полупериода соответствует новому значению поляризации. Однако здесь следует отметить, что с уменьшением внешнего положительного напряжения происходит нелинейное взаимодействие внутреннего деформационного поля и внешнего полевого воздействия. Результатом такого взаимодействия является опережение пьезоотклика относительно внешнего поля, что и отражается в зависимости $P(E)$ на рис. 4, *b*. Основная особенность состоит в том, что переключение поляризации происходит в тот момент, когда внешнее поле совпадает по направлению с поляризацией, направленной к подложке. Процесс доменообразования в области нулевого поля можно интерпретировать в рамках концепции „сегнетоэлектрического пробоя“ по

аналогии с понятием электрического пробоя [15] — домен продолжает расширяться, хотя и с очень малой скоростью. Главной движущей силой роста домена в таком случае представляется его стремление к равновесной конфигурации и размеру. Когда ось поляризации перпендикулярна исследуемой поверхности, электромеханическое взаимодействие пленки с подложкой при приложении внешнего поля благодаря обратному пьезоэффекту реализуется в возникновении дополнительной деформации. Поэтому в отличие от BST, в котором медленное боковое движение доменной стенки прекращается в полях существенно меньших коэрцитивного, наблюдаемое нами в SBN (рис. 4) движение доменной стенки при полях, существенно меньших коэрцитивного, представляет собой специфику динамики доменов именно в релаксорном сегнетоэлектрике SBN.

Значения емкости на ВФХ, отмеченные точками 2 на рис. 2, соответствуют новому значению поляризации после воздействия деполяризующей части (отрицательный полупериод) с преимущественным направлением к подложке, но с меньшим значением по модулю. Это хорошо видно на рис. 4 из сравнения амплитуд пьезоотклика в точке 1 и 2. Действие только положительного полупериода приводит к новому устойчивому состоянию, которое характеризуется значением емкости на ВФХ в

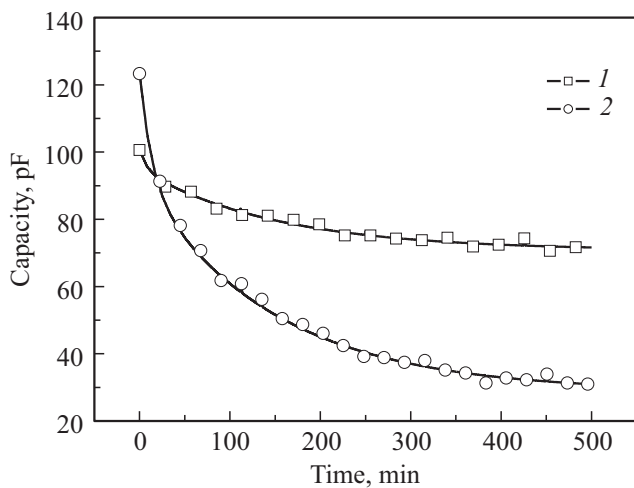


Рис. 5. Релаксация емкости: 1 — для $\text{Si}(p\text{-тип})/\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ (5 nm)/ $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3$ (60 nm), 2 — для $\text{Si}(p\text{-тип})/\text{Ba}_{0.2}\text{Sr}_{0.8}\text{TiO}_3$ (5 nm)/ $\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6$ (80 nm). Точки — экспериментальные данные, сплошная линия — аппроксимация.

точке 3 на рис. 2. Релаксация этого нового состояния к исходному (которое имело место до воздействия внешнего поля) приведена на рис. 5 как для структуры $\text{Si}(p\text{-тип})/\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3/\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3$ (кривая 1), так и для $\text{Si}(p\text{-тип})/\text{Ba}_{0.2}\text{Sr}_{0.8}\text{TiO}_3/\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6$ (кривая 2). Эти экспериментальные кривые можно хорошо аппроксимировать двумя экспонентами, что свидетельствует о том, что механизмов, приводящих к релаксации, как минимум два:

$$C_{\text{BST}} = 69.9 + 5.95 \exp(-t/7.4) + 24.6 \exp(-t/162.3),$$

$$C_{\text{SBN}} = 35.2 + 24.5 \exp(-t/7.0) + 64.0 \exp(-t/85.1).$$

В структурах $\text{Si}(p\text{-тип})/\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3/\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3$ уменьшение величины переключаемой поляризации на 15% происходит в течение 500 н.

Присутствие внутренних полей, случайно распределенных в объеме релаксорного сегнетоэлектрика вследствие его структурной разупорядоченности, затрудняет движение доменных стенок при приложении внешнего поля. Находясь под действием потенциала центров пиннинга, доменная стенка способна необратимо двигаться в направлении приложенного поля лишь в том случае, когда длительность полевого импульса и его амплитуда достигают определенных критических значений, необходимых для полного преодоления потенциальных барьеров, сдерживающих стенку. Именно это является основной причиной того, что релаксация поляризованного состояния для SBN (рис. 5) существенно больше, чем для BST. Поэтому можно утверждать, что более тщательное изучение нелинейного взаимодействия деформационных полей, внешнего поля, динамики и кинетики движения доменных стенок при переключении поляризации может помочь найти пути реализации устойчивого полевого эффекта при переключении поляризации.

Здесь следует заметить, что наше обсуждение экспериментальных данных проводилось в рамках модели, и что наблюдаемое изменение пьезоотклика и ВФХ отражают изменения поляризации под действием внешнего электрического поля в предположении, что поляризация, обусловленная деформационными полями при полевым воздействии, остается постоянной. Однако это не совсем так. Действительно, при переключении поляризации за счет движения доменных стенок должно меняться и внутреннее деформационное поле. Поэтому переключение поляризации и связанный с этим полевой эффект под действием внешнего поля определяется двумя нелинейными процессами, связанными с перестройкой как доменной структуры, так и деформационных полей в пленке. Но это уже может являться дополнительным исследованием, направленным на исследование механизмов управления деформационными полями для создания устойчивого эффекта поля при переключении поляризации.

3. Заключение

Впервые показана возможность создания двухслойных гетероструктур на основе $\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6 + \text{Ba}_{0.2}\text{Sr}_{0.8}\text{TiO}_3$ и $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3 + \text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ при прямом их осаждении на (100)Si, используя прерывистое высокочастотное распыление керамических мишеней. Методами рентгенографического анализа установлено, что в однослойных гетероструктурах на основе $\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6$ и $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3$ наблюдается преимущественная ориентация кристаллитов пленки с текстурой по (001) и присутствуют двумерные сжимающие напряжения, которые приводят к униполярности доменного строения с преимущественным направлением поляризации к подложке независимо от типа ее проводимости. Внешним полевым воздействием не удастся ее переключить на противоположное квазиустойчивое состояние.

Показано, что для получения устойчивого эффекта поля за счет переключаемой поляризации необходимо обеспечить уменьшение двумерных сжимающих напряжений при сохранении направления вектора поляризации перпендикулярно подложке. Это может быть достигнуто введением промежуточного наноразмерного слоя $(\text{Ba,Sr})\text{TiO}_3$, находящегося в параэлектрической фазе. Состав и толщина промежуточного слоя подбирается для конкретного материала верхнего сегнетоэлектрического слоя. В настоящей работе в качестве подслоя использовался состав $\text{Ba}_{0.2}\text{Sr}_{0.8}\text{TiO}_3$ для $\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6$ и $\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ для $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3$. Толщина промежуточного слоя составляла 5 нм. В этом случае изменяется соотношение площадей доменов с различным направлением вектора поляризации, направление вектора поляризации к подложке уже не является доминирующим и становится возможным его переключение под действием внешнего поля в состояние с направлением от подложки, которое является квазиустойчивым. Эта переключае-

мая поляризация медленно релаксирует после прекращения действия внешнего поля на 15% за 500 min. Поэтому предложенный в работе способ управления деформационными полями за счет создания промежуточного подслоя может иметь важное прикладное и фундаментальное значение при исследовании полевого эффекта в структурах металл–сегнетоэлектрик–полупроводник.

Список литературы

- [1] Y. Qi, A.M. Rapre. *Phys. Rev. Appl.* **4**, 044014 (2015).
- [2] C.-B. Eom, S. Trolrier-McKinstry. *MRS Bull.* **37**, 1007 (2012).
- [3] M.D. McDaniel, T.Q. Ngo, S. Hu, A. Posadas, A.A. Demkov. *Appl. Phys. Rev.* **2**, 041301 (2015).
- [4] L. Mazet, S.M. Yang, S.V. Kalinin, S. Schamm-Chardon, C. Dubourdieu. *Sci. Technol. Adv. Mater.* **16**, 036005 (2015).
- [5] В.М. Мухортов, Ю.И. Головки, С.В. Бирюков, А. Анохин, Ю.И. Юзюк. *ЖТФ* **86**, 93 (2016).
- [6] R.A. McKee, F.J. Walker, M.F. Chisholm. *Phys. Rev. Lett.* **81**, 3014 (1998).
- [7] G. Niu, S. Yin, G. Saint-Girons, B. Gautier, P. Lecoeur, V. Pillard. *Microelectron. Eng.* **88**, 1232 (2011).
- [8] S.-H. Baek, C.-B. Eom. *Acta Mater.* **61**, 2734 (2013).
- [9] Z. Yu, J. Ramdani, J.A. Curless, C.D. Overgaard, J.M. Finder, R. Droopad, K.W. Eisenbeiser, J.A. Hallmark, W.J. Ooms. *J. Vac. Sci. Technol. B* **18**, 2139 (2000).
- [10] V. Vaithyanathan, J. Lettieri, W. Tian, A. Sharan, A. Vasudevarao, Y.L. Li. *J. Appl. Phys.* **100**, 024108 (2006).
- [11] Ю.С. Кузьминов. Сегнетоэлектрические кристаллы для управления лазерным излучением. Наука, М. (1982). 400 с.
- [12] В.М. Мухортов, Ю.И. Юзюк. Гетероструктуры на основе наноразмерных сегнетоэлектрических пленок: получение, свойства и применение. ЮНЦ РАН, Ростов н/Д (2008). 224 с.
- [13] В.М. Мухортов, В.В. Колесников, Ю.И. Головки, А.И. Машенко, С.В. Бирюков. *ЖТФ* **75**, 126 (2005).
- [14] С.В. Бирюков, Ю.И. Головки, С.И. Масычев, В.М. Мухортов, А.П. Шелепо. *ЖТФ* **79**, 90 (2009).
- [15] M. Molotskii, Y. Rosenwaks, G. Rosenman. *Ann. Rev. Mater. Res.* **37**, 271 (2007).

Редактор Т.Н. Василевская