

УДК 538.975

DOI: 10.23885/2500-0640-2017-13-1-18-24

ЭФФЕКТ ПОЛЯ В СТРУКТУРЕ МЕТАЛЛ – СЕГНЕТОЭЛЕКТРИК – ПОЛУПРОВОДНИК С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МНОГОСЛОЙНОГО СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКА

© 2017 г. Д.В. Стрюков¹, В.М. Мухортов¹, С.В. Бирюков¹, Ю.И. Головко¹

Аннотация. Одной из важнейших концепций использования сегнетоэлектрических гетероструктур в микроэлектронике является энергонезависимая память (FeRAM), где в качестве подзатворного диэлектрика в полевом транзисторе используется сегнетоэлектрическая пленка. Вторым важным применением сегнетоэлектрических пленок является их использование при создании принципиально новых микроэлектромеханических устройств (MEMS). Реализация MEMS с использованием сегнетоэлектрических наноразмерных пленок в качестве активного элемента по своим параметрам в десятки раз будет превосходить существующие аналоги. В последние годы вопросам стабильности поляризованного состояния и динамики переключения поляризации придается большое значение. В данной работе впервые приведены результаты по исследованию эффекта поля в структуре металл – сегнетоэлектрик – полупроводник, где в качестве сегнетоэлектрика использованы многослойные сегнетоэлектрические слои. Использование многослойных сегнетоэлектрических гетероструктур приводит к самосогласованию поверхностных состояний на границах полупроводник – сегнетоэлектрик и сегнетоэлектрик – сегнетоэлектрик с переключаемой под действием внешнего поля спонтанной поляризацией. Это позволяет создать устойчивое поляризованное состояние с незначительной ее релаксацией.

Ключевые слова: сегнетоэлектрическая пленка, эффект поля, структура, двумерные напряжения, двухслойные сегнетоэлектрики.

FIELD EFFECT IN METAL-FERROELECTRIC-SEMICONDUCTOR STRUCTURE WITH MULTILAYER FERROELECTRIC

D.V. Stryukov¹, V.M. Mukhortov¹, S.V. Biryukov¹, Yu.I. Golovko¹

Abstract. One of the most important concepts of use of ferroelectric (FE) heterostructures in microelectronics is a non-volatile memory (FeRAM), where ferroelectric film is used as a gate dielectric in a field transistor. The second important application of ferroelectric films is their usage in the creation of new microelectromechanical systems (MEMS). The implementation of MEMS using nanoscale ferroelectric films as an active element will allow to create devices with parameters which exceed existing analogues in scores of times. In recent years, the issues of stability of the polarized state and the dynamics of polarization switching become more important. In this work, we present for the first time the results on field effect investigation in the metal-ferroelectric-semiconductor structure where composite ferroelectric layers are used as a ferroelectric. It is shown that the use of multilayer ferroelectric heterostructures leads to the self-consistency of surface states at the semiconductor – ferroelectric and ferroelectric – ferroelectric boundaries with spontaneous polarization switching under the influence of the external field. It allows to create a stable polarized state with a negligible relaxation.

Keywords: ferroelectric film, field effect, structure, two-dimensional strain, dual-layer ferroelectrics.

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

ВВЕДЕНИЕ

Одной из важнейших концепций использования сегнетоэлектрических 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) [2]. Реализация MEMS с использованием сегнетоэлектрических наноразмерных пленок в качестве активного элемента по своим параметрам в десятки раз будет превосходить существующие аналоги. Более того, такие устройства, как маломощный сейсмический датчик, видикон ИК-диапазона, трехкоординатный акселерометр не имеют аналогов. В этих применениях предполагается использование переключения поляризации и создание после переключения устойчивого поляризованного состояния до следующего полевого воздействия. Однако экспериментальные данные оказались далеки от возможности практического использования. Очевидно, что задача интеграции монокристаллических сегнетоэлектриков с полупроводниковой подложкой является значительно более сложной, чем использование простых диэлектриков, поскольку в данном случае необходимо обеспечить полную совместимость кристаллической структуры слоев. Например, анализ ограничений для использования сегнетоэлектрических пленок в FeRAM сформулирован в работе [3]. В последние годы вопросам стабильности поляризованного состояния и динамики переключения поляризации придается большое значение [4–8]. Влияние деформации элементарной ячейки в сегнетоэлектрических гетероструктурах на их электрофизические свойства за счет различных механизмов роста и типа подложки обобщено в обзоре [9]. Управления деформацией проводятся подбором материала пленки и подложки или созданием буферного слоя.

Буферные слои на кремнии, созданные на основе простых оксидов, перед осаждением сегнетоэлектрического слоя формируют границу раздела с высокой плотностью поверхностных состояний [6; 7]. Кроме того, такие переходные слои обладают низким значением диэлектрической проницаемости и, как следствие, падение напряжения происходит в основном в этом слое, следствием чего является

увеличение напряжения переключения, а также вызывает инжекцию носителей заряда на ловушечные уровни. Это приводит к росту управляющего напряжения и нестабильности режимов переключения.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В настоящей работе мы исследовали возможности создания прямого сопряжения сегнетоэлектрика на (100)Si p-типа (12 Ом/см) без промежуточного слоя из простых оксидов. Основной целью исследований было показать, что создание многослойных сегнетоэлектрических структур на кремнии позволит уменьшить плотность поверхностных состояний на границе раздела сегнетоэлектрик – полупроводник, и с помощью вариаций толщины и состава в многослойной структуре открывается возможность управления двумерными напряжениями в сегнетоэлектрических слоях. В качестве объекта исследований были выбраны двухслойные структуры $Ba_{0.4}Sr_{0.6}TiO_3$ (BST04) + $Ba_{0.8}Sr_{0.2}TiO_3$ (BST08) с технологией прерывистого напыления слоев. Для создания сегнетоэлектрических гетероструктур использовался разработанный нами способ осаждения [10] сегнетоэлектрических сложных оксидов. Принципиальное отличие его от известных аналогов состоит в том, что рост пленок происходит из дисперсной фазы оксида, образующейся в плазме сильнооточного (>100 Вт/см²) высокочастотного разряда при распылении керамической мишени при высоких давлениях кислорода (~1 Торр) на кластерном уровне, с последующим ростом кластеров до пылевого состояния. Механизмами роста, степенью структурного совершенства, а тем самым и свойствами пленок можно широко варьировать, находясь в рамках трехмерного фазового пространства b, p, q , где q – степень структурного совершенства пленки, p – давление кислорода, b – обобщенный параметр энергетического состояния пылевой компоненты, который определяется на основе пространственной оптической эмиссионной спектроскопии.

Подготовка подложек кремния перед осаждением включала удаление оксидного слоя в плавиковой кислоте (2 мин) с последующей промывкой в дионизованной воде и сушкой сухим азотом. Толщина сегнетоэлектрических пленок составляла ~20–200 нм.

Структурное совершенство многослойных пленок, параметры элементарной ячейки вдоль нор-

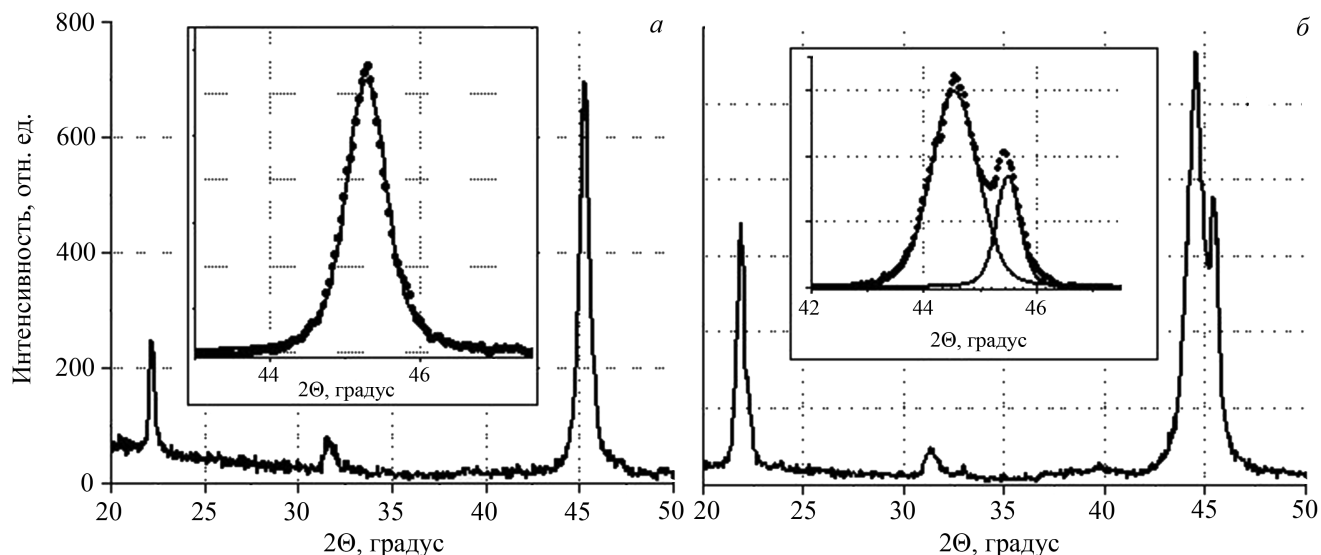


Рис. 1. Фрагмент рентгенограммы двухслойной структуры Si + BST08 + BST04 (а) и Si + BST04 + BST08 (б). На вставке представлено отражение (002)

Fig. 1. X-ray diffraction scans of two-layer structure Si + BST08 + BST04 (a) and Si + BST04 + BST08 (b). Inserts show X-ray (002) peaks

мали к плоскости подложки и в плоскости подложки, а также ориентационные соотношения между слоями и подложкой при комнатной температуре устанавливали рентгенографированием на дифрактометре ДРОН-4-07 (Θ - 2Θ метод, съемка симметричных и асимметричных Брэгговских отражений, Cu $K\alpha$ -излучение) с использованием приставки для текстурированных образцов. Дифрактограммы двухслойных пленок, приведенные

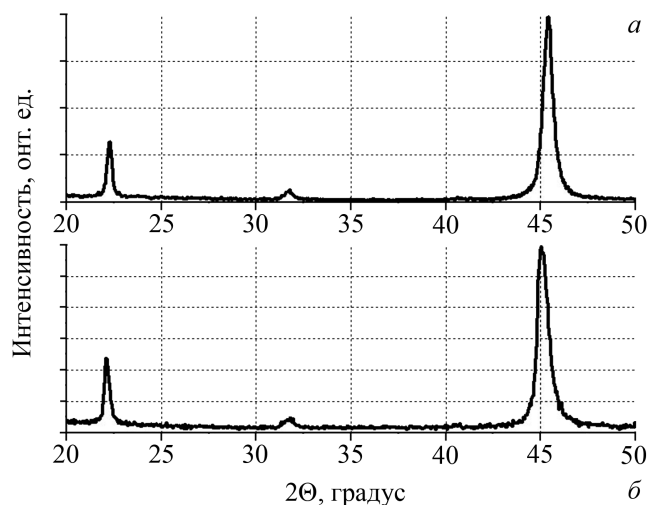


Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм: а – для двухслойной структуры Si + BST04 + BST04, полученной при прерывистом напылении; б – для однослойной пленки Si + BST04, полученной при непрерывном напылении

Fig. 2. X-ray diffraction scans of two-layer Si + BST04 + BST04 structure fabricated by discontinuous RF-sputtering (a) and one-layer film Si + BST04 film fabricated by continuous RF-sputtering (b)

на рисунке 1а для BST08 – BST04 и на рисунке 1б для BST04 – BST08, свидетельствуют о том, что пленки являются поликристаллическими с преимущественной (001) ориентацией. Текстура устанавливалась по соотношению между M_{film} и M_{target} , где $M_{\text{film}} = IF_{(001)} / [IF_{(001)} + IF_{(011)}]$, $M_{\text{target}} = I_{(001)} / [I_{(001)} + I_{(011)}]$, а $IF_{(hkl)}$ и $I_{(hkl)}$ – интегральные интенсивности (hkl) пиков на рентгенограммах, записанных методом Θ - 2Θ для пленки и исходной мишени соответственно.

На основе анализа профильных отражений рефлексов от двухслойной структуры Si + BST08 + BST04 установлено, что как для нижнего слоя BST08, так и верхнего слоя BST04 параметры решетки одинаковы ($c = 0,4001$ нм и $a = 0,4006$ нм). Расщепления рефлексов (00L) на отдельные компоненты не обнаружено (вставка на рис. 1а). Таким образом, для данной двухслойной структуры наблюдается когерентное сопряжение нижнего и верхнего слоев. При этом возникает возможность для дополнительной релаксации возникающих напряжений за счет образования доменной структуры в результате первого фазового перехода после осаждения. Период дислокационной сетки на границе раздела определяется несоответствием параметров пленки и подложки, а также возникновением спонтанной деформации, обеспечивающей релаксацию внутренних напряжений. С учетом того, что параметр a больше параметра c , в этой структуре присутствуют двумерные напряжения растяжения.

Существенное отличие двухслойной структуры Si + BST04 + BST08 от предыдущей состоит в наличии расщепления рефлексов (00L) на отдельные компоненты (вставка на рис. 1б). Это можно объяснить как результат раздельного когерентного рассеяния слоями двухслойной структуры с параметрами $c = 0,3984$ нм для нижнего слоя BST04 и $c = 0,4065$ нм для верхнего слоя BST08. Параметры в плоскости подложки на основе анализа асимметричных отражений также оказались различными для каждого слоя, а именно: $a = b = 0,3940$ нм для нижнего слоя BST04 и $a = b = 0,3989$ нм для верхнего слоя BST08. Несоответствие параметров в плоскости сопряжения двух слоев должно приводить к возникновению на границе раздела между слоями BST04 и BST08 второй сетки дислокаций. Так как параметр c больше параметра a для каждого из слоев, то в этой структуре присутствуют двумерные напряжения сжатия.

На рисунке 2а представлен фрагмент рентгенограммы двухслойной структуры Si + BST04 + BST04. Первый слой BST04 имеет толщину 40 нм. После напыления первого слоя пленку охлаждали до комнатной температуры, и после полной релаксации наносили второй слой BST04 толщиной 60 нм. Наличие на дифрактограмме рефлекса (011) при 31,67 °C свидетельствует о том, что пленка является текстурированной с преимущественной (001) ориентацией. Параметр решетки $c = 0,3993$ нм. На рисунке 2б представлен фрагмент рентгенограммы структуры Si + BST04, полученной при непрерывном напылении. Толщина пленки составляет 100 нм и равна суммарной толщине двухслойной пленки, полученной при прерывистом напылении. Пленка является также поликристаллической с преимущественной (001) ориентацией. Параметр решетки $c = 0,4016$ нм. Следовательно, использование прерывистого напыления приводит к уменьшению двумерных напряжений сжатия в плоскости подложки.

Таким образом, создание МСЭП-структуры с двухслойными сегнетоэлектриками позволяет реализовать двумерные напряжения растяжения для структуры Si + BST08 + BST04 или напряжения сжатия для Si + BST04 + BST08 и Si + BST04. В настоящей работе исследовали МСЭП-структуры с напряжениями сжатия: а) $\text{Ba}_{0,4}\text{Sr}_{0,6}\text{TiO}_3$ 40 нм, и после полной релаксации слоя наносился второй слой, также $\text{Ba}_{0,4}\text{Sr}_{0,6}\text{TiO}_3$, толщиной 60 нм (технология прерывистого напыления); б) $\text{Ba}_{0,4}\text{Sr}_{0,6}\text{TiO}_3$ (40 нм) + $\text{Ba}_{0,8}\text{Sr}_{0,2}\text{TiO}_3$ (60 нм).

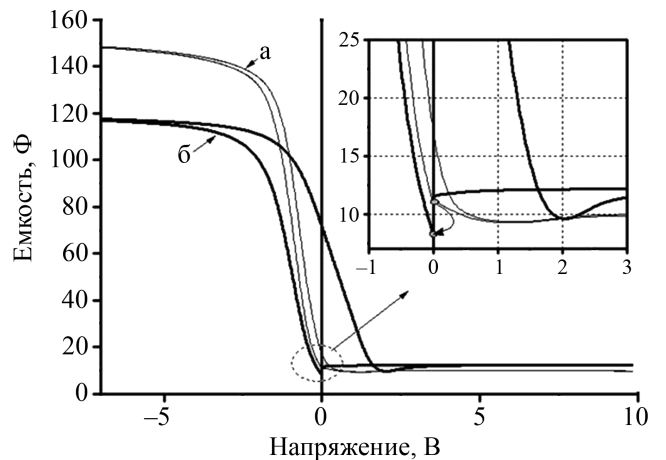


Рис. 3. Вольт-фарадные характеристики, а – $\text{Ba}_{0,4}\text{Sr}_{0,6}\text{TiO}_3$ 20 нм + 200 нм; б – $\text{Ba}_{0,4}\text{Sr}_{0,6}\text{TiO}_3$ (20 нм) + $\text{Ba}_{0,8}\text{Sr}_{0,2}\text{TiO}_3$ (50 нм). На вставке показано изменение емкости после действия ± 10 В

Fig. 3. C-V characteristics, а – $\text{Ba}_{0,4}\text{Sr}_{0,6}\text{TiO}_3$ (20 nm + 200 nm); б – $\text{Ba}_{0,4}\text{Sr}_{0,6}\text{TiO}_3$ (20 nm) + $\text{Ba}_{0,8}\text{Sr}_{0,2}\text{TiO}_3$ (50 nm). Insert shows the change of capacity after action ± 10 V

Для проведения электроизмерений на поверхность пленки наносились электроды диаметром 0,3 мм испарением в вакууме алюминия с подслоем ванадия, обратная сторона кремниевой подложки полностью металлизировалась. Измерения вольт-фарадных характеристик (ВФХ, зависимости $C(U)$) осуществляли с помощью автоматизированного измерительного комплекса на базе LCR-метра «Agilent 4980A») на частоте измерительного сигнала $f_{\text{изм}} = 1$ МГц при измерительном напряжении $U_{\text{изм}} = 10$ мВ, частота пилообразного смещающего сигнала $f_{\text{У}} = 0,01$ Hz. Период развертки смещающего напряжения выбирался из соображения, с одной стороны, существенного превышения времени жизни короткоживущих заряженных дефектов на границе раздела пленка – подложка, с другой – меньше ожидаемого времени релаксации поляризованного состояния в пленке.

До полевого воздействия тестовые МСЭП-структуры имеют практически одинаковые значения емкости (~ 8 пФ, рис. 3), несмотря на то, что слои сегнетоэлектрика существенно отличаются как по толщине, так и по составу. Можно предположить, что эти значения емкости определяются емкостью обедненного слоя в полупроводнике. Это означает, что в сегнетоэлектрических слоях существуют нескомпенсированные заряды, которые создают в Si p-типа обедненный слой. Емкости в этом состоянии определяются диэлектрической проницаемостью кремния и толщиной обедненного слоя. Измерение ВФХ (рис. 3) при воздействии внешнего

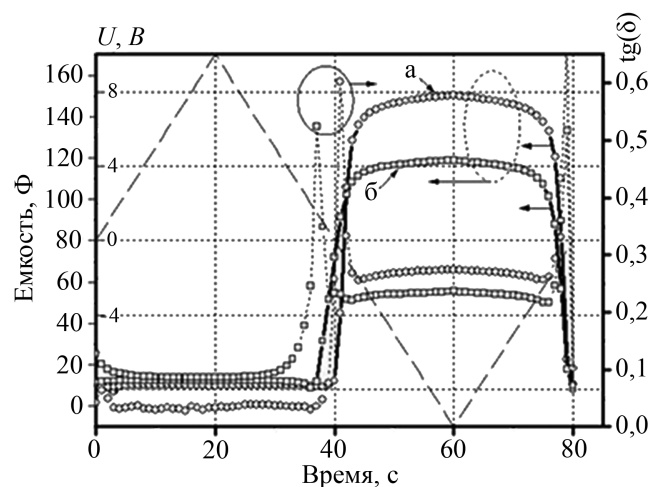


Рис. 4. Временная развертка приложенного напряжения, емкости и $\text{tg}\delta$ пленочной гетероструктуры, а – $\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ 40 нм + 60 нм, б – $\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ 40 нм + $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3$ 60 нм

Fig. 4. Time development of the applied voltage, capacity and $\text{tg}\delta$ of film heterostructure, а – $\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ 40 nm + 60 nm, б – $\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ 40 nm + $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3$ 60 nm

напряжения амплитудой ± 10 В (один период длительностью 80 с) показало, что состояние емкости при нулевом напряжении по-прежнему определяется емкостью обедненного слоя в приповерхностном слое кремния. Причем, как видно из вставки к рисунку 3, емкость еще уменьшилась, то есть толщина обедненного слоя возросла.

На рисунке 4 показано изменение внешнего напряжения, емкости и $\text{tg}\delta$ в зависимости от времени. Видно, что диэлектрические потери в МСЭП-структуре существенно возрастают только во время изменения ее емкости, связанной с кинетикой образования зоны обеднения в поверхностном слое кремния.

Для изучения эффекта поляризации на МСЭП-структуру подавалось постоянное напряжение +10 В или -10 В (знак относительно верхнего электрода). Для структуры $\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ 20 нм + 200 нм с прерывистым напылением слоев поляризующее поле ± 10 В не изменяло вид вольт-фарадной характеристики исследуемой МСЭП-структуры. В двухслойных структурах $\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ 20 нм + $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3$ 50 нм после воздействия положительного напряжения длительностью 10 мин емкость МСЭП переходила из устойчивого состояния с емкостью 14 пФ в новое устойчивое состояние с емкостью 107 пФ, как показано на рисунке 5.

Это свидетельствует о переключении поляризации и исчезновении эффекта поля в полупроводниковой подложке. При этом следует отметить, что

устойчивое поляризованное состояние создается за время действия внешнего поля (+10 В) не менее, чем 50 с.

Релаксация емкости после внешнего поляризующего напряжения при различном времени воздействия показана на рисунке 6. Можно отметить, что увеличение времени действия внешнего напряжения на МСЭП-структуру приводит к увеличению времени релаксации ее емкости к исходному малому значению емкости (точка 2 на рис. 5). Аппроксимировать релаксацию емкости хорошо удается только суммой двух экспонент: $C(\text{пФ}) = 5,95\exp(-t/7,49) + 24,65\exp(-t/162,34) + 69,92$. Поэтому можно предположить, что в механизме релаксации имеется два доминирующих механизма.

После поляризации (-10 В) происходит незначительное смещение ВФХ в область отрицательных значений внешнего напряжения с небольшим уменьшением нижнего значения емкости по сравнению с неполяризованным состоянием.

Подобное поведение емкости гетероструктур может быть объяснено с точки зрения существования в пленках остаточной поляризации, направленной к кремниевой подложке, за счет явления униполярности, обусловленной двумерными сжимающими напряжениями. При таком направлении поле поляризации будет способствовать возникновению барьерной емкости на границе раздела кремний – сегнетоэлектрик без воздействия внеш-

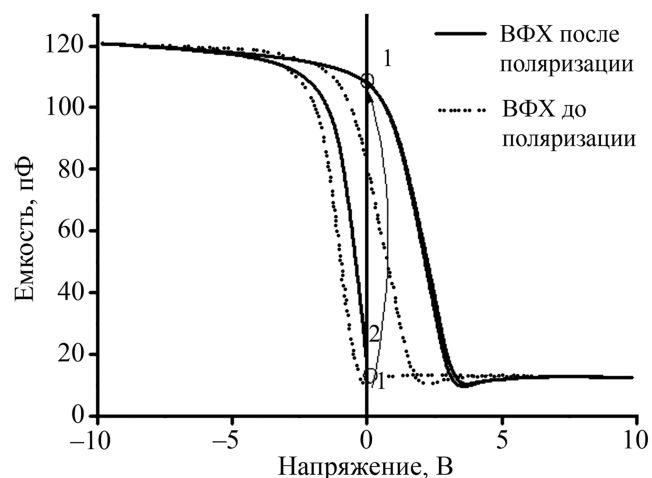


Рис. 5. Изменение ВФХ на МСЭП-структуре с использованием сегнетоэлектрика, состоящего из двух слоев, $\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ 40 нм + $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3$ 60 нм, после действия поляризующего поля (+10 В) длительностью 10 мин

Fig. 5. Change of C-V characteristics of MFIS-structure with the use of ferroelectric material consisting of two layers, $\text{Ba}_{0.4}\text{Sr}_{0.6}\text{TiO}_3$ 40 nm + $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3$ 60 nm after the polarising field functioning (+10 V) within 10 minutes

него поля. После поляризации положительным (для верхнего электрода) напряжением, совпадающим с направлением естественной униполярности, на границе раздела пленка – подложка (то есть в области нижнего электрода) возникает барьерная емкость (обедненный слой, так как кремний р-типа) и происходит накапливание и захват на ловушки отрицательного заряда. После снятия внешнего напряжения поле встроенного заряда начинает превышать поле поляризации и суммарное поле этого заряда и противоположно направленной поляризации приводит к исчезновению обедненного слоя на границе раздела, что проявляется в большой емкости МСЭП-структуры, близкой к емкости пленки. Релаксация захваченного заряда и поля поляризации будет приводить к постепенному образованию барьера и, следовательно, к уменьшению емкости структуры, причем с двумя различными характерными временами. О подобном механизме свидетельствует наличие в сегнетоэлектриках большого заряда, обусловленного спонтанной поляризацией, что должно приводить к возникновению значительной плотности поверхностных состояний. Возможность генерации поверхностных состояний на границе раздела сегнетоэлектрик – полупроводник, обусловленной наличием вблизи границы большого заряда спонтанной поляризации, показана в рамках флуктуационной модели Гергеля и Суриса [11; 12].

ВЫВОДЫ

В настоящей работе впервые успешно продемонстрирована возможность использования многослойных сегнетоэлектрических гетероструктур для реализации устойчивого эффекта поля в МСЭП-структурах. После воздействия внешнего напряжения различной полярности образцы показывают различные значения емкости (память). Присутствие естественной униполярности свиде-

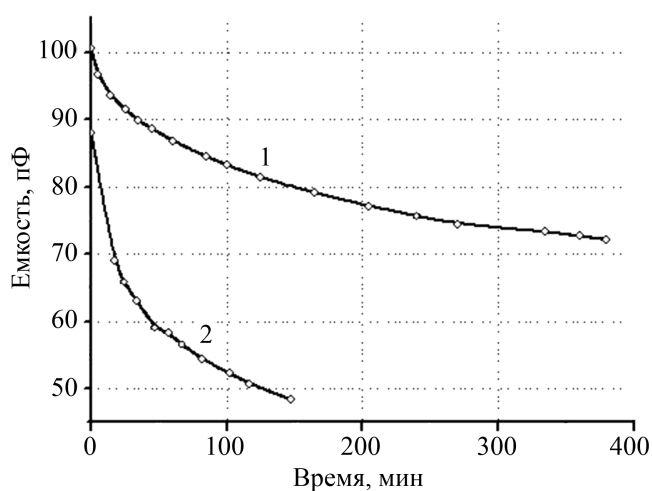


Рис. 6. Релаксация поляризованного состояния после воздействия напряжением 10 В в течение 10 мин (кривая 1) и 50 с (кривая 2)

Fig. 6. A relaxation of the polarised condition after the influence by voltage of 10 V during 10 min (curve 1) and 50 sec (curve 2)

тельствует о перспективности применения подобных структур в устройствах МЭМС без предварительного полевого воздействия. Однако задача интеграции подзатворных кристаллических перовскитов является значительно более сложной, чем использование аморфных диэлектриков, так как в данном случае необходимо обеспечить полную совместимость кристаллической структуры слоев. Необходимо также более детальное выяснение влияния внутренних напряжений на появление естественной униполярности. Поэтому поиск составов и толщины каждого слоя в МСЭП с применением многослойных сегнетоэлектриков для использования в МЭМС FeRAM может стать одним из наиболее перспективных направлений исследований, способных значительно ускорить создание принципиально новых устройств микроэлектроники.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (м), грант № 16-29-14013.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ (REFERENCES)

- Qi Yu., Rappe A.M. 2015. Designing Ferroelectric Field-Effect Transistors Based on the Polarization-Rotation Effect for Low Operating Voltage and Fast Switching. *Phys. Rev. Applied.* 4(4): 044014. doi: 10.1103/PhysRevApplied.4.044014
- Eom Ch.-B., Trolier-McKinstry S. 2012. Thin-film piezoelectric MEMS. *MRS Bulletin.* 37(11): 1007–1017. doi: 10.1557/mrs.2012.273
- Mazet L., Yang S.M., Kalinin S.V., Schamm-Chardon S., Dubourdieu C. 2015. A review of molecular beam epitaxy of ferroelectric BaTiO₃ films on Si, Ge and GaAs substrates and their applications. *Science and Technology of Advanced Materials.* 16(3): 036005. doi: 10.1088/1468-6996/16/3/036005
- Wallace R.M., Wilk G.D. 2003. High-κ Dielectric Materials for Microelectronics. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences.* 28(4): 231–245. doi: http://dx.doi.org/10.1080/714037708
- Li Z., Guo X., Lu H.B., Zhang Z., Song D., Cheng S., Bosman M., Zhu J., Dong Z., Zhu W. 2014. An epitaxial ferroelectric tunnel junction on silicon. *Advanced Materials.* 26(42): 7185–7189. doi: 10.1002/adma.201402527
- Barbier A., Mocuta C., Stanescu D., Jegou P., Jedrecy N., Magnan H. 2012. Surface composition of BaTiO₃/SrTiO₃(001)

- films grown by atomic oxygen plasma assisted molecular beam epitaxy *J. Appl. Phys.* 112(11): 114116. doi: 10.1063/1.4768469
7. Junquera J., Ghosez P. 2003. Critical thickness for ferroelectricity in perovskite ultrathin films. *Nature*. 422: 506–509. doi: 10.1038/nature01501
8. Salvatore G.A., Rusu A., Ionescu A.M. 2012. Experimental confirmation of temperature dependent negative capacitance in ferroelectric field effect transistor. *Appl. Phys. Lett.* 100: 163504. doi: <http://dx.doi.org/10.1063/1.4704179>
9. Baek S.-H., Eom C.-B. 2013. Epitaxial integration of perovskite-based multifunctional oxides on silicon. *Acta Materialia*. 61(8): 2734–2750. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2012.09.073>
10. 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.
11. Mukhortov V.M., Yuzyuk Yu.I. 2008. *Geterostruktury na osnove nanorazmernykh segnetoelektricheskikh plenok: poluchenie, svoystva i primeneniye*. [Heterostructures based on nanoscale ferroelectric films: Preparation, Properties and Applications]. Rostov-on-Don, Southern Scientific Centre of the Russian Academy of Sciences Publishers: 224 p. (In Russian).
11. Gergel' V.A., Suris R.A. 1983. Theory of surface states and of the conductivity in metal-insulator-semiconductor structures. *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 849(2): 719–736.
12. Petrovsky V.I., Sigov A.S., Vorotilov K.A. 1993. Microelectronic applications of ferroelectric films. *Integrated Ferroelectrics*. 3(1): 59–68. doi: <http://dx.doi.org/10.1080/10584589308216700>

Поступила 12.12.2016