

Эффект памяти в сегнетоэлектрических пленках $Ba_{0.85}Sr_{0.15}TiO_3$ на кремниевой основе

© Э.Н. Мясников, С.В. Толстоусов, К.Ю. Фроленков*

Ростовский государственный педагогический университет,
344082 Ростов-на-Дону, Россия

* Орловский государственный технический университет,
302020 Орел, Россия

E-mail: mastrozin@mail.ru, Lara@ostu.ru

(Поступила в Редакцию 24 февраля 2004 г.
В окончательной редакции 13 мая 2004 г.)

Получены и исследованы сегнетоэлектрические пленки $Ba_{0.85}Sr_{0.15}TiO_3$, нанесенные на диски из монокристаллического кремния. Рентгенографические и электронно-микроскопические исследования показали, что изучаемые пленки характеризуются ограниченной текстурой со структурой перовскита. Продемонстрирована возможность использования полученных пленок в качестве регистрирующих сред энергонезависимых перезаписываемых носителей информации внешних запоминающих устройств кинематического типа. Рассмотрен возможный механизм процессов записи и хранения информации в изученных структурах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Орловского филиала Института проблем информатики РАН.

1. Введение

Сегнетоэлектрические материалы класса перовскитов, обладающие остаточной поляризацией, переключаемой внешним полем, и имеющие высокую диэлектрическую проницаемость, были открыты в конце 50-х–начале 60-х годов [1,2]. К сожалению, из-за отсутствия технологии получения тонких пленок таких материалов нанесение их на полупроводниковые подложки для создания энергонезависимой памяти было затруднено [3]. Однако после появления в середине 80-х годов методов выращивания пленок высокотемпературных сверхпроводящих материалов оказалось, что их можно использовать и для получения тонких пленок сегнетоэлектриков. В связи с этим вновь возрос интерес к применению сегнетоэлектрических материалов в энергонезависимых устройствах памяти [3–11].

Принцип работы таких устройств состоит в следующем [1–8]. Пленка сегнетоэлектрика содержит большое число доменов, обладающих определенным вектором электрической поляризации. Суммарная поляризация отдельных доменов дает самопроизвольную (спонтанную) поляризацию пленки (отличный от нуля результирующий дипольный момент единицы объема образца). Модуль и пространственная ориентация спонтанной поляризации могут быть изменены при воздействии внешнего электрического поля. В сильных полях пленка становится однодоменной. Приложение сильного электрического поля противоположного направления на некотором участке поверхности может привести к переполяризации доменов сегнетоэлектрической пленки в границах этой площади, что поддается регистрации. Таким образом, эффект поляризации в сегнетоэлектрических пленках дает возможность создавать энергонезависимые устройства памяти, носителями информации в которых являются домены переполяризации. Такие устройства имеют ряд преимуществ перед традиционно

используемыми магнитными и оптическими носителями информации.

Цель настоящей работы состоит в изучении возможности использования сегнетоэлектрических пленок сложных оксидов, нанесенных нами по оригинальной технологии на кремниевую основу, в качестве регистрирующих сред носителей информации внешних запоминающих устройств кинематического типа, а также исследовании механизмов процессов записи/хранения информации и технических характеристик этих структур.

2. Методика экспериментов

Известно, что физические свойства сегнетоэлектрических пленок существенно зависят от состояния их поверхности и поверхности кремниевой основы, стехиометрии, кристалличности, плотности, микроструктуры, кристаллографической ориентации и наличия структурных дефектов, а следовательно, и от методов получения пленок [3,7]. Это приводит, с одной стороны, к существенным различиям параметров массивных и пленочных сегнетоэлектриков, а с другой — к большому разбросу характеристик самих пленок [1,7].

Исходный состав сегнетоэлектрической пленки выбирался таким образом, чтобы: 1) пленка и основа имели примерно одинаковые температурные коэффициенты расширения; 2) материалу пленки была свойственна хорошая адгезия к основе; 3) эффект памяти был значительным. Указанным требованиям удовлетворяют композиции, главными компонентами которых являются BaO , TiO_2 , ZrO_2 , SrO , PbO [8]. Лучшие результаты были получены для пленок твердого раствора $Ba_{0.85}Sr_{0.15}TiO_3$, данные для которых и приводятся далее. В качестве основы, на которую наносились исследуемые пленки, использовались диски из монокристаллического кремния марок КДБ 12 и КЭФ 4.5, легированного соответ-

ственно добавками бора (p -проводимость) и фосфора (n -проводимость).

Для выбранного состава сегнетоэлектрической композиции оптимальным методом выращивания тонких пленок является высокочастотное катодное распыление в атмосфере кислорода [12].

Мишени стехиометрического состава для катодного распыления изготавливались методом прессования из шихты, в состав которой входили различные комбинации перечисленных выше оксидов. При катодном распылении перенос молекул материала мишени определяется селективностью коэффициента распыления [12]. Этот коэффициент является функцией атомного номера элементов мишени и температуры испарения, так что в общем случае преимущественное распыление отдельных компонентов сохраняется. Реакция нейтральных возбужденных атомов, выбитых из мишени, с атомами кислорода становится возможной при удалении этих атомов от мишени и уменьшении их энергии. Расстояние, на котором происходит реакция, зависит от давления кислорода. Если расстояние мишень–основа превышает расстояние образования оксидов, конденсация осуществляется на молекулярном уровне. Помимо изложенного выше при выращивании тонких пленок сложных оксидов необходимо учитывать определяющее влияние на степень упорядочения структуры вакуумных конденсатов температуры кремниевой основы, особенно при наличии химически активных и летучих компонентов (например, свинца) [3]. В связи с этим оптимальные технологические режимы получения сегнетоэлектрических пленок сложных оксидов выбирались путем варьирования температуры кремниевой основы, давления кислорода в вакуумной камере и расстояния между мишенью и основой. Напыление осуществлялось на установке УРМ-014.

Наилучшими свойствами обладали пленки, изготовленные при температурах кремниевой основы 450–500°C, давлении кислорода в камере установки несколько десятков паскалей и расстоянии между основой и мишенью в несколько сантиметров. Распыление осуществлялось на частоте 13–14 МГц, скорость конденсации, зависящая от напряженности магнитного поля и мощности ВЧ-генератора, составляла около 0.01 $\mu\text{m}/\text{min}$. Толщина выращенных пленок контролировалась с помощью микроинтерферометра МИИ-4 и составляла $0.50 \pm 0.05 \mu\text{m}$.

Относительная диэлектрическая проницаемость ϵ образцов сегнетоэлектрических пленок определялась по широко распространенной методике [1,2] на мосте емкостей Е8-2 с использованием внешнего генератора (НЧ-генератор ГЗ-33) и нуль-индикатора Ф582. Измерительное поле выбиралось минимально допустимым из соображений чувствительности и помехоустойчивости.

Измерения осуществлялись при частоте измерительного поля 1000 Нз. Величина относительной диэлектрической проницаемости исследуемых пленок рассчитывалась с учетом образования в процессе ВЧ-распыления в атмосфере кислорода на поверхности кремниевых основ слоя SiO_2 [7].

Рентгенографические исследования напыленных пленок проводились на дифрактометре ДРОН-2.0 при фокусировке по Брэггу–Брентано в режиме 2θ (θ — угол между лучом и отражающей атомной плоскостью) [13,14]. По дифрактограммам пленок определялись параметр элементарной ячейки (расщепления пика, соответствующего спонтанной деформации, не наблюдалось), тип текстуры, величина микродеформации $\Delta d/d$ (где d — межплоскостное расстояние) и размеры областей когерентного рассеяния D . Точность определения параметра элементарной ячейки лимитировалась шириной отражений и составляла $\pm 0.0003 \text{ nm}$. Тип текстуры (преимущественная ориентация кристаллов) оценивался по отклонению относительных интенсивностей отражений от стандартного (поликристалл). Структурно-деформационные характеристики $\Delta d/d$ и D , традиционные для рентгенографии [15], использовались для описания качества кристаллизации пленок. Величины $\Delta d/d$ и D по ширинам рентгеновских отражений определялись стандартным методом аппроксимаций [16]. Погрешности определения $\Delta d/d$ и D не превышали 15 и 30% соответственно. Метод не позволял установить размеры областей когерентного рассеяния менее 100 nm.

Исследования структуры сегнетоэлектрических пленок сложных оксидов, напыленных на кремниевую основу, осуществлялись по стандартной методике [17] на электронном микроскопе РЭМ-200. Получены изображения поверхности свеженапыленной пленки сложных оксидов на кремниевой основе и пленки после плазмохимического травления, увеличенные в 10 000 раз. Плазмохимическое травление проводилось в двухкамерной установке „Плазма-600“ с безэлектродным индукционным возбуждением заряда мощностью 600 W в среде, содержащей фреон-14 (CF_4) и кислород [18]. Окончание травления пленки сложных оксидов фиксировалось по повышению температуры в камере установки, так как травление оксидов не сопровождается выделением теплоты [19].

Вольт-фарадные характеристики исследуемых структур снимались в соответствии с методикой, изложенной в [5], при использовании электростатического зонда на стенде, схема которого приведена на рис. 1. В качестве зонда применялся специально изготовленный методом электрохимической заточки вольфрамовой проволоки зонд с радиусом закругления острия $0.5 \pm 0.03 \mu\text{m}$. Контроль этого параметра зонда осуществлялся с помощью микроинтерферометра МИИ-4.

Определение вольт-фарадных характеристик осуществлялось следующим образом [5]. После подачи на зонд напряжения любой полярности, превышающего порог переключения поляризации пленки ($U = \pm 80 \text{ V}$), напряжение ступенчато снижалось до нуля с одновременной фиксацией частоты с помощью частотомера ЧЗ-34А. По достижении нуля полярность напряжения изменялась на противоположную и продолжалось измерение с повышением напряжения до значений, превышающих порог переключения пленки, и обратно. По направлению обхода полученных петель гистерезиса вольт-фарадных характеристик в соответствии с рекомендациями, при-

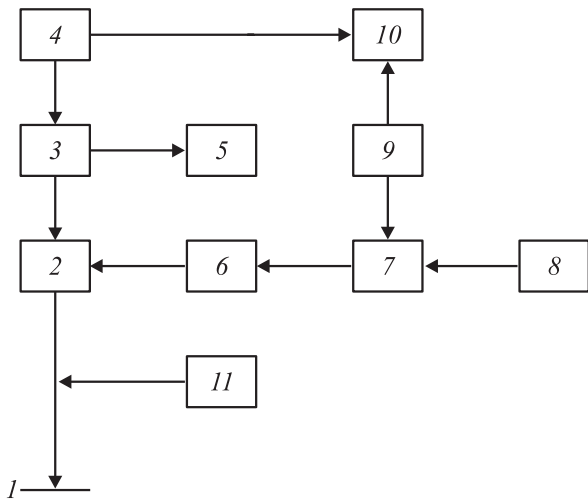


Рис. 1. Структурная схема измерительного стенда: 1 — диск с зондом записи-воспроизведения, 2 — ключ переключения режимов записи-воспроизведения, 3 — генератор воспроизведения ($20 \leq \nu \leq 50$ MHz), 4 — источник питания генератора Б5-47 (0–15 V), 5 — частотомер ЧЗ-34А, 6 — ключ изменения полярности импульсов, 7 — импульсный усилитель, 8 — задающий генератор Г5-72, 9 — источник постоянного напряжения Б5-50; 10 — прибор комбинированный цифровой Щ4313, 11 — блок точного позиционирования (шаг $0.1 \mu\text{m}$).

веденными в [20,21], определялся механизм эффекта памяти в исследуемых структурах.

Для контроля воспроизводимости сегнетоэлектрических свойств пленок сложных оксидов, напыленных на кремниевые основы, вольт-фарадные характеристики снимались в трех произвольных точках, расположенных на различных расстояниях от центра кремниевой пластины.

Разрешающая способность изучаемых структур определялась по следующей методике [5]. Закрепленный на измерительном стенде (рис. 1) образец перемещался с шагом $0.4 \mu\text{m}$ относительно вольфрамового зонда. Перемещение образца контролировалось с помощью отсчетно-измерительной системы с механотронным преобразователем. Процесс записи осуществлялся подачей на зонд импульсов напряжения $U = \pm 80$ V. Наличие записанной информации определялось путем измерения девиации частоты генератора воспроизведения с помощью частотомера ЧЗ-34А при перемещении образца с шагом $0.1 \mu\text{m}$ в исходное положение. По результатам измерений строился график зависимости девиации частоты генератора воспроизведения от перемещения исследуемого образца относительно вольфрамового зонда.

Скорость реполяризации исследуемых сегнетоэлектрических пленок определялась согласно методике, предложенной Мерцем [22] и заключающейся в следующем. На исследуемые образцы подавались прямоугольные импульсы напряжения чередующейся полярности и измерялись импульсы тока, возникающие при изменении направления поляризации. Длительность импульсов тока характеризует время переключения доменов — τ_s .

Количество циклов перезаписи информации в исследуемых структурах контролировалось на измерительном стенде (рис. 1). На экспериментальные образцы воздействовали импульсами напряжения чередующейся полярности с одинаковой амплитудой (± 80 V) и длительностью ($50 \mu\text{s}$). После 10^2 , 10^4 , 10^6 , 10^7 и 10^8 циклов осуществлялось построение вольт-фарадных характеристик.

Срок хранения сигналограммы в изучаемых структурах измерялся на стенде (рис. 1) путем определения зависимости амплитуды воспроизведения сигнала от времени в течение четырех месяцев ($\sim 10^7$ s) через каждые 12 суток ($\sim 10^6$ s) и ее экстраполяции в область больших времен. Предварительно фиксировалась величина напряжения плоских зон исследуемого образца через 10 min после его поляризации.

3. Результаты и их обсуждение

При исследовании температурной зависимости относительной диэлектрической проницаемости пленок сложных оксидов, полученных на кремниевых основах методом ВЧ-распыления в атмосфере кислорода, был обнаружен максимум на кривой $\varepsilon(T)$ в районе ожидаемой температуры сегнетоэлектрического фазового перехода объемных материалов [1] (рис. 2). Однако этот максимум крайне незначителен и размыт в широком температурном интервале. Сглаживание аномалий на зависимости $\varepsilon(T)$ непосредственно следует из существования переходного слоя [7]. Помимо этого зависимость $\varepsilon(T)$ исследуемых пленок содержит явные черты размытия сегнетоэлектрического фазового перехода, что характерно для вакуумных конденсаторов и обусловлено дефектностью их структуры [12]. Общий подход к описанию (по крайней мере, на качественном уровне) свойств сегнетоэлектриков с размытым фазовым переходом основывается на рассмотрении таких материалов как совокупности малых областей (микрообъемов) с обычным сегнетоэлектрическим поведением, но с

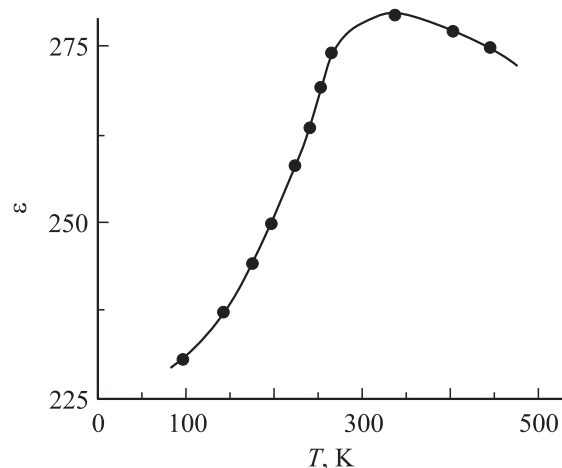


Рис. 2. Температурная зависимость относительной диэлектрической проницаемости исследуемых пленок $\varepsilon(T)$.

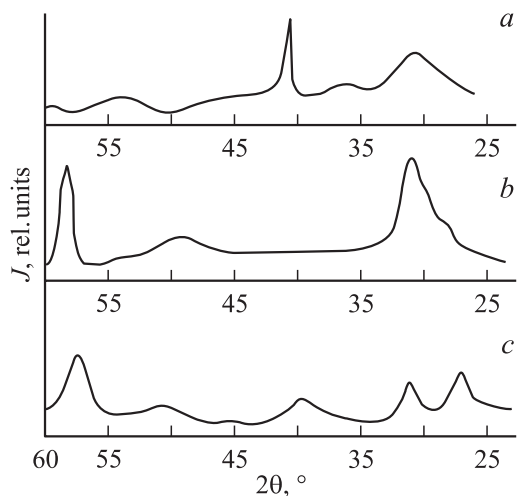


Рис. 3. Дифрактограммы исследуемых материалов. *a* — монокристалл кремния (срез (100)), *b, c* — композиция диэлектрик–оксид кремния–кремний (толщина диэлектрика 0.5 и 5.3 μm соответственно).

различающимися сегнетоэлектрическими параметрами (в качестве такого параметра обычно рассматривается температура Кюри T_c [1]).

Дифрактограммы исследуемых структур представлены на рис. 3.

На рис. 3, *a* приведены результаты съемки монокристалла кремния (срез (100)). На нем зафиксировано отражение от плоскости (200) с углом $2\theta = 41.9^\circ$, а также группа линий в области углов $30\text{--}31^\circ$, принадлежащих неуставленным соединениям кремния (предположительно SiO_2 — α -кварц; SiO).

На рис. 3, *b* представлена дифрактограмма композиции диэлектрик–оксиды кремния–кремний. Пленка диэлектрика сильно текстурирована (присутствует только одно отражение $2\theta = 57.2^\circ$). Дифракционный максимум в области, соответствующей оксидам кремния, значительно интенсивнее, что свидетельствует об увеличении толщины оксидного слоя. Ориентация кристаллографического направления грани пленки не совпадает с ориентацией плоскости (100) кремния, поэтому отражение от плоскости (200) кремния отсутствует. Пленка имеет малую толщину (порядка 0.5 μm). Повышенный фон можно объяснить тем, что пленка находится в стадии коалесценции.

Рис. 3, *c* соответствует структуре, аналогичной представленной на рис. 3, *b*, однако в этом случае сегнетоэлектрическая пленка имеет толщину 5.3 μm . Присутствие отражений от плоскостей (100), (110), (200) свидетельствует об усилении разблокировки текстуры. Размытие максимума в области 57° указывает как на слабое текстурирование, так и на существенные механические напряжения пленки. Более острый пик в области 31.5° по сравнению с приведенным на рис. 3, *b* свидетельствует о продолжении формирования и текстурирования оксидной пленки кремния, а его малая ин-

тенсивность является следствием экранирования более толстой пленкой диэлектрика.

Из полученных данных следует, что исследуемая пленка по крайней мере до толщины 0.5 μm имеет структуру перовскита, причем материал пленки характеризуется высокой степенью текстурирования.

Приведенные на рис. 3 данные относятся к упорядоченным кристаллическим пленкам с наибольшей степенью кристаллизации, характеризующейся следующими значениями структурно-деформационных параметров: размеры областей когерентного рассеяния $D > 100$ нм; величины микродеформации $\Delta d/d \sim 0.01$. Степень упорядочения структуры пленок можно было варьировать с помощью изменения температуры кремниевой основы. В частности, уменьшение этой температуры приводило к разупорядочению структуры, что проявлялось в уширении и исчезновении рентгеновских рефлексов. Дальнейшие исследования свойств пленок сложных оксидов, сформированных при различных температурах кремниевых основ, показали, что процесс разупорядочения структуры пленок сопровождается деградацией их сегнетоэлектрических свойств.

Результаты электронно-микроскопических исследований поверхности свеженанесенной пленки сложных оксидов приведены на рис. 4.

Полученные данные свидетельствуют об определенной пространственной упорядоченности ориентации зерен — кристаллитов — в исследуемых пленках.

Для подтверждения наличия кристаллической фазы изучаемые образцы были подвергнуты плазмохимическому травлению. Предполагалось, что кристаллическая фаза как термодинамически более устойчивая, чем аморфная, при травлении сохранится, а аморфная вытравится. После плазмохимического травления образцы были исследованы на электронном микроскопе (рис. 5).



Рис. 4. Микроструктура поверхности свеженанесенной пленки сложных оксидов ($\times 10\,000$).

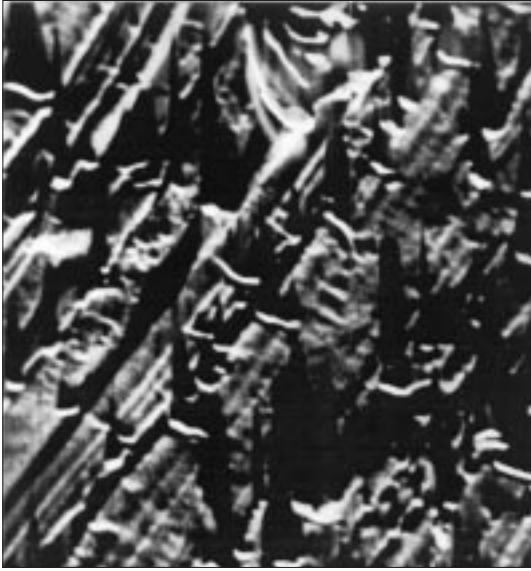


Рис. 5. Микроструктура поверхности пленки сложных оксидов после плазмохимического травления ($\times 10\,000$).

Полученные данные подтвердили наличие кристаллической фазы в исследуемых пленках, причем наблюдалась преимущественная ориентация кристаллитов перпендикулярно поверхности образца. Результаты рентгенографических и электронно-микроскопических исследований показали, что изучаемая пленка сложных оксидов характеризуется так называемой ограниченной (или полной) текстурой, т.е. состоянием материала покрытия, когда однотипные плоскости и направления в решетках зерен параллельны [14,23].

Вольт-фарадные характеристики исследуемой сегнетоэлектрической пленки, напыленной на кремниевые основы марок КДБ 12 и КЭФ 4.5, представлены на рис. 6. Из приведенных данных видно, что изменение частоты при уменьшении напряжений от $+80$ до -80 V составляло величину порядка 200 kHz. Это соответствует изменению емкости в пределах 0.12 pF. Отличие вольт-фарадных характеристик исследуемых образцов сегнетоэлектрических пленок, напыленных на кремниевые пластины p - и n -типа проводимости, заключается в их зеркальной симметрии относительно друг друга. Поскольку направление обхода петель вольт-фарадного гистерезиса противоположно направлению обхода гистерезиса, обусловленного поляризационными процессами в сегнетоэлектрике, мы имеем дело с гистерезисом инжекционного типа [20]. Изложенное выше позволило предположить, что механизм записи и хранения информации в исследуемых структурах определяется инжекцией носителей заряда из полупроводника и захватом их на ловушки в сегнетоэлектрическом или переходном слое. Зеркальная симметрия петель гистерезиса вольт-фарадных характеристик для пленок на кремнии p - и n -типов проводимости (несмотря на то что процессы инжекции электронов и дырок должны существенно различаться), по-видимому, свидетельствует о том, что

механизм процессов накопления и сохранения носителей заряда в сегнетоэлектрическом или в переходном слое связан с поляризационными процессами в сегнетоэлектрической пленке, что находится в согласии с данными, приведенными в [4].

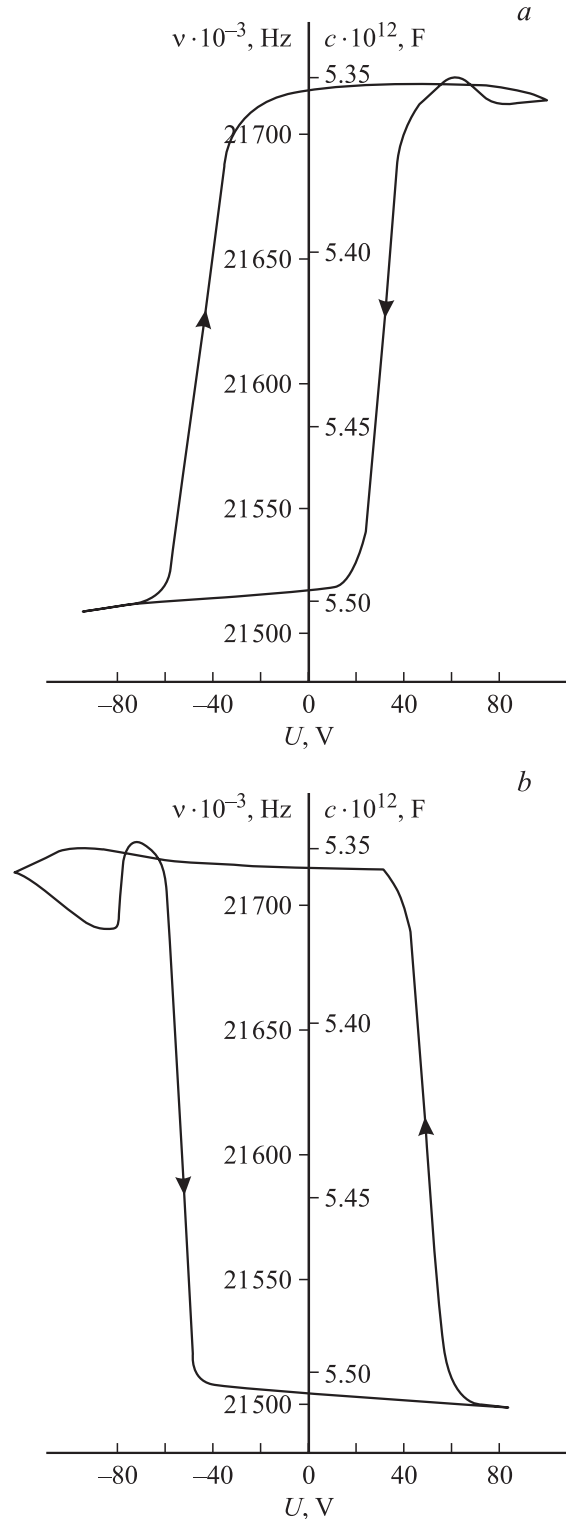


Рис. 6. Вольт-фарадные характеристики исследуемой сегнетоэлектрической пленки, напыленной на кремниевые пластины марки КДБ 12 (a) и КЭФ 4.5 (b).

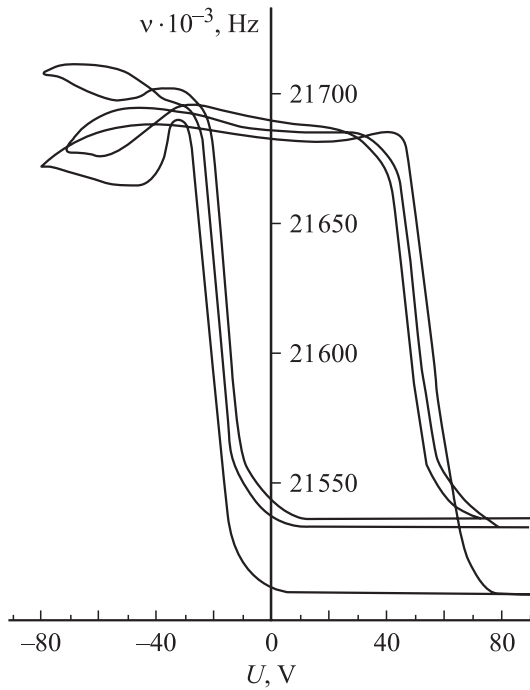


Рис. 7. Вольт-фарадные характеристики, полученные в трех произвольных точках исследуемого образца.

Результаты определения вольт-фарадных характеристик, полученных в трех произвольных точках изучаемого образца, представлены на рис. 7.

Полученные данные показывают, что изменение емкости напыленного слоя достигает $0.01\text{--}0.02\text{ pF}$ (в измеряемых единицах $25\text{--}35\text{ kHz}$). Изменение амплитуды сигнала по площади изучаемого образца связано, во-первых, с неоднородностью толщины, а следовательно, и емкости напыляемого диэлектрического слоя; во-вторых, с неравномерностью распределения структурных дефектов, снижающих степень упорядоченности структуры пленки; в-третьих, с неоднородностью полей упругих механических напряжений по толщине пленки, возникающих из-за неравномерности нагрева кремниевой основы при формировании пленок сложных оксидов. Указанные причины вызваны проблемами технологического характера, которые можно устранить при соответствующей доработке технологической оснастки и режимов получения пленок сложных оксидов. Изменение емкости обедненного слоя кремния по сравнению с изменением емкости напыленной пленки было очень мало (не превышало 0.003 pF) и практически не влияло на величину эффекта памяти.

График зависимости девиации частоты генератора воспроизведения от перемещения исследуемого образца относительно вольфрамового зонда приведен на рис. 8. В результате эксперимента было установлено, что разрешающая способность исследуемых структур при их взаимодействии с вольфрамовым зондом, имеющим радиус закругления острия $0.5\text{ }\mu\text{m}$, не хуже $0.8\text{ }\mu\text{m}$, что указывает на реальную возможность достижения плотности

записи информации $10^{12}\text{--}10^{13}\text{ bit/m}^2$. Результаты определения скорости переполяризации исследуемых пленок сложных оксидов приведены на рис. 9. Полученные данные свидетельствуют о том, что время переключения доменов в изучаемых сегнетоэлектрических пленках составляет величину менее 100 ps . Это должно обеспечивать при выборе соответствующего канала записи-воспроизведения информации скорость передачи данных не ниже 10 Mbit/s .

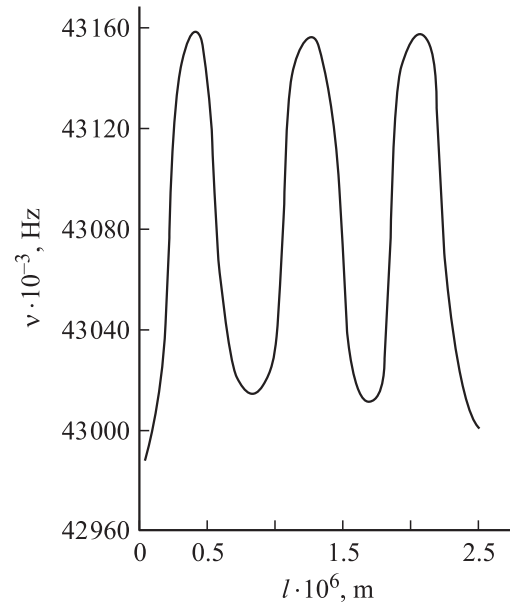


Рис. 8. Результаты измерения разрешающей способности исследуемых структур.

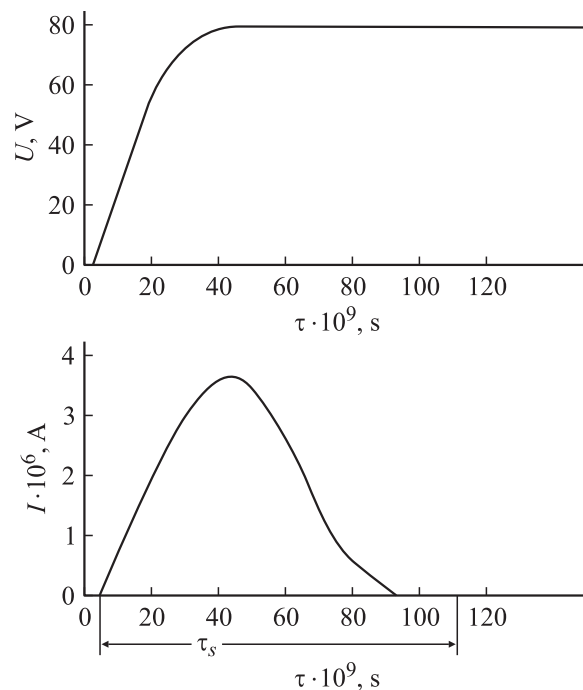


Рис. 9. Временные зависимости приложенного электрического напряжения U и тока переключения I в исследуемой структуре.

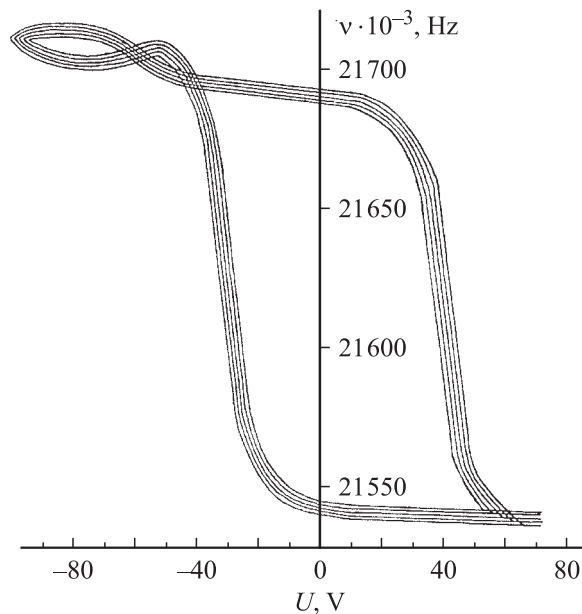


Рис. 10. Воспроизводимость вольт-фарадных характеристик пленок после 10^2 , 10^4 , 10^6 , 10^7 и 10^8 циклов переключений.

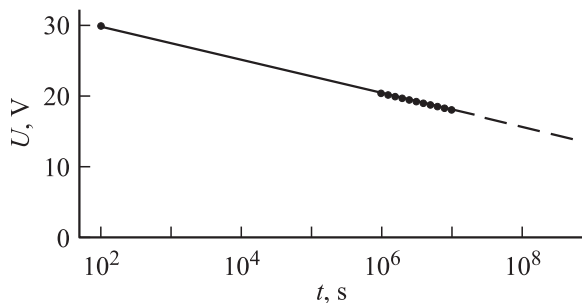


Рис. 11. Зависимость изменения амплитуды электрического сигнала от времени.

Исследуемые структуры характеризовались высокой степенью воспроизводимости вольт-фарадных характеристик от цикла к циклу даже после 10^8 циклов перезаписи электрического сигнала (рис. 10). Изменение амплитуды воспроизведенного сигнала со временем подчиняется логарифмическому закону (рис. 11). Экстраполяция полученной зависимости в область больших времен показывает, что через 10 лет ($t \approx 3 \cdot 10^8$ s) хранения информации амплитуда воспроизведенного сигнала составляет более 50% от первоначального значения, что является вполне удовлетворительным результатом для регистрирующих сред энергонезависимых носителей информации.

4. Заключение

Реализована технология получения пленок сложных оксидов большой площади (десятки cm^2) на монокристаллическом кремнии, обнаруживающих размытый максимум на температурной зависимости относительной

диэлектрической проницаемости в области ожидаемой температуры сегнетоэлектрического фазового перехода объемных материалов. Результаты рентгенографических и электронно-микроскопических исследований показали, что напыленная пленка сложных оксидов по крайней мере до толщины $0.5 \mu m$ характеризуется ограниченной текстурой со структурой перовскита.

Рассмотрен возможный механизм процессов записи и хранения информации в изучаемых структурах.

Электрофизические исследования рассматриваемых структур показали принципиальную возможность их использования в качестве регистрирующих сред носителей информации внешних запоминающих устройств кинематического типа со следующими характеристиками: поверхностная плотность записи более 10^{12} bit/ m^2 , скорость передачи данных при записи-воспроизведении информации не ниже 10 Mbit/s, количество циклов перезаписи более 10^8 , срок хранения сигнала не менее 10 лет.

Список литературы

- [1] М. Лайнс, А. Гласс. Сегнетоэлектрики и родственные им материалы. Мир, М. (1981). 734 с.
- [2] Дж Барфут, Дж. Тейлор. Полярные диэлектрики. Мир, М. (1981). 526 с.
- [3] А.С. Сигов. Сорос. образоват. журн. 10, 83 (1996).
- [4] И.Л. Багинский, Э.Г. Косцов. Автометрия 4, 88 (1988).
- [5] К.Ю. Фроленков, С.Г. Ким. Автометрия 4, 22 (1994).
- [6] Н.В. Преснецов, К.Ю. Фроленков. Электрон. пром-сть 4, 29 (2000).
- [7] Ю.Я. Томашпольский. Пленочные сегнетоэлектрики. Радио и связь, М. (1984). 192 с.
- [8] S.V. Tolstousov. Ferroelectrics 100, 151 (1989).
- [9] Ho Hyung Lee, D. Hesse, N. Zakharov. Science 296, 5575, 2006 (2002).
- [10] R. Ramesh, D.G. Schlom. Science 296, 5575, 1975 (2002).
- [11] R. Krause. Electronic Mews 40, 2013, 4 (1994).
- [12] В.П. Дудкевич, Е.Г. Фесенко. Физика сегнетоэлектрических пленок. Изд-во Рост. ун-та, Ростов н/Д (1979). 192 с.
- [13] Г.Б. Бокий, М.А. Порай-Кошиц. Рентгеноструктурный анализ. Изд-во МГУ, М. (1964). 489 с.
- [14] Технология тонких пленок. Справочник / Под ред. Л. Майссела, Р. Глэнга. Сов. радио, М. (1977). Т. 2. 768 с.
- [15] Ю.А. Багряцкий. Рентгенография в физическом металловедении. Металлургиздат, М. (1961). 368 с.
- [16] Г.В. Курдюмов, Л.И. Лысак. ЖТФ 17, 9, 993 (1947).
- [17] Б.Н. Васичев. Электронная микроскопия. Знание, М. (1980). 64 с.
- [18] Ю.Г. Полтавцев, А.С. Князев. Технология обработки поверхностей в микроэлектронике. Техника, Киев (1990). 207 с.
- [19] О.С. Моряков. Технология полупроводниковых приборов и изделий микроэлектроники. Элионная обработка. Высш. шк., М. (1990). Кн. 7. 128 с.
- [20] Свойства структур металл-диэлектрик-полупроводник / Под ред. А.В. Ржанова. Наука, М. (1976). 280 с.
- [21] K. Sugibuchi, J. Kurogi, H. Endo. J. Appl. Phys. 46, 7, 2877 (1975).
- [22] W.J. Merz. Phys. Rev. 95. 3, 690 (1954).
- [23] А.А. Бабад-Захряпин. Дефекты покрытий. Энергоатомиздат, М. (1987). 152 с.