

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПЕРЕПОЛЯРИЗАЦИИ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНДЕНСАТОРОВ С РАЗНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ ЭЛЕКТРОДОВ

Т. М. Залялов^{a,b*}, Д. Р. Исламов^{a,b}

^a Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова
Сибирского отделения Российской академии наук
630090, Новосибирск, Россия

^b Новосибирский государственный университет
630090, Новосибирск, Россия

Поступила в редакцию 25 апреля 2024 г.,
после переработки 25 апреля 2024 г.
Принята к публикации 5 июня 2024 г.

Интерес к использованию сегнетоэлектрической энергонезависимой памяти в электронных запоминающих устройствах с низким энергопотреблением возник после открытия сегнетоэлектричества в оксиде гафния. Легирование пленок оксида гафния различными элементами позволяет улучшить их сегнетоэлектрические свойства. В данной работе объединены эксперимент и моделирование транспорта заряда для изучения влияния материала металлических электродов в структурах металл–сегнетоэлектрик–металл на основе оксида гафния–циркония на сегнетоэлектрические свойства и среднее расстояние между вакансиями кислорода в процессе циклической переполяризации структур.

DOI: 10.31857/S0044451024110130

1. ВВЕДЕНИЕ

Разработка устройств мобильных систем, интернета вещей и других устройств с высокой автономностью требует энергонезависимости, энергоэффективности и высокой скорости работы от используемых в них элементов памяти. Одним из типов памяти, удовлетворяющих перечисленным выше критериям, является сегнетоэлектрическая память (Ferroelectric Random Access Memory — FRAM). С последнего десятилетия прошлого века по сей день используемые в микроэлектронике элементы FRAM основаны на цирконате-титанате свинца (PZT) [1]. Проблемой этого материала стало стремительное исчезновение сегнетоэлектрического отклика при толщинах пленок менее 100 нм. Это привело к остановке масштабирования используемого при производстве FRAM техпроцесса на норму 130 нм (микросхемы производства Texas Instruments) и, как следствие, к малому инфор-

мационному объему интегральных схем. Поэтому современные исследования в области технологии FRAM сосредоточены на изучении сегнетоэлектрических свойств легированных тонких пленок оксида гафния HfO_2 . История сегнетоэлектричества в HfO_2 началась в 2007 году, когда члены группы компании Qimonda, занимающейся динамической памятью с произвольным доступом (DRAM), совместно с RWTH Aachen искали материалы для применения в конденсаторах DRAM и неожиданно обнаружили сегнетоэлектрические свойства у тонких легированных пленок HfO_2 . Было продемонстрировано, что нецентросимметричная полярная орторомбическая фаза (o-фаза) между зернами моноклинной (m) и тетрагональной (t) фаз в тонких (5–50 нм) легированных пленках HfO_2 отвечают за поддержание поляризации после отключения внешнего электрического поля [2–4]. Технология FRAM на основе HfO_2 демонстрирует энергонезависимость, большой объем информации матриц памяти, высокую скорость работы и совместима с современной КМОП-технологией (комплементарная структура металл–оксид–полупроводник) [5].

* E-mail: timz@isp.nsc.ru

Более 10 лет исследователи работают над решением проблем, препятствующих внедрению устройств FRAM на основе HfO_2 в массовое производство. К основным проблемам относятся малое окно памяти (memory window (MW) = $2P_r$ — двойное значение остаточной поляризации), малый ресурс перезаписи запоминающего элемента и нестабильность окна памяти во время циклической переполяризации сегнетоэлектрика — циклирования. Малое окно памяти препятствует надежному считыванию логического состояния ячейки памяти. Малый ресурс выражается в небольшом количестве циклов перезаписи информации до выхода ячейки памяти из строя (пробоя). Нестабильность окна памяти во время циклической переполяризации сегнетоэлектрика заключается в увеличении остаточной поляризации в начале циклирования (эффект «wake-up») и ее уменьшении перед пробоем (эффект «fatigue») [6, 7]. Эти проблемы могут быть решены путем подбора легирующего материала HfO_2 с последующим быстрым термическим отжигом при высоких температурах. Было обнаружено, что наибольшее окно памяти достигается при использовании лантана La в качестве легирующей примеси [8]. Кроме того, использование $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ вместо HfO_2 приводит к подавлению эффекта «wake-up» и снижению температуры отжига [9], что совместимо с тепловым бюджетом этапа металлизации (back-end-of-line) полупроводникового производства. На сегнетоэлектрический отклик структуры также влияют метод нанесения металлических контактов и температура отжига. Наибольшее значение окна памяти $2P_r = 54.2 \text{ мкКл/см}^2$ для пленок $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ без легирования было получено при нанесении электродов в едином цикле с синтезом сегнетоэлектрической пленки (без загрязнения поверхностей в атмосфере) вследствие лучшего качества границ раздела сегнетоэлектрик/металл [10]. Недавно было показано, что при легировании $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ элементами La, Y и их смесью пленки остаются функциональными после 10^{11} циклов перезаписи, демонстрируя довольно большое значение окна памяти [11, 12]. Однако легирование La приводило к более выраженному проявлению эффекта «wake-up».

Возможная причина такого эффекта может быть вызвана влиянием металлических электродов. В структурах, основанных на $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$:La, исследуемых в работах [11, 12] нижний (BE — bottom electrode) и верхний (TE — top electrode) металлические контакты были выполнены из нитрида титана TiN. Недавно было показано, что использование RuO_2 в структуре TiN/ $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ / RuO_2 в каче-

стве TE [13], в структуре RuO_2 / $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ / RuO_2 как TE, так и BE [14] и Ru в структуре $\text{Ru}/\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2/\text{TiN}$ в качестве BE [15] приводит к небольшому значению окна памяти и относительно раннему выходу из строя во время циклирования электрического поля. Были исследованы другие металлические электроды для стабилизации сегнетоэлектрической фазы в $\text{Hf}_{1-x}\text{Zr}_x\text{O}_2$, включая TaN [16, 17], Ir [18, 19], Pt [20–22] и W [23], без экспериментов по циклированию.

В данной работе исследуется влияние различных металлических электродов на сегнетоэлектрические свойства $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ в структурах металл/сегнетоэлектрик/металл (M1/FE/M2) при циклической переполяризации сегнетоэлектрика.

2. МЕТОДИКА

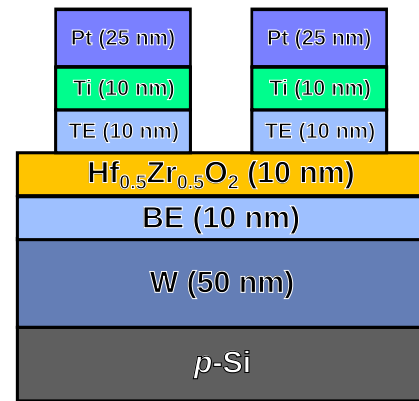
Исследовались сегнетоэлектрические конденсаторы M1/FE/M2 на кремниевых подложках с толщиной сегнетоэлектрика 10 нм. Были исследованы семь видов структур с различными электродами. Их описание приведено в таблице. Конденсаторы M1/FE/M2 были изготовлены по следующей методике. Слой W толщиной 50 нм, а также TE и BE толщиной 10 нм были нанесены на кремниевую подложку при комнатной температуре с использованием системы распыления Alliance Concept. Для получения образцов S5 и S6 этап осаждения BE был пропущен, т. е. пленки $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ для этих структур были нанесены непосредственно на слой W. Пленки $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ толщиной 10 нм были нанесены методом атомно-слоевого осаждения (ALD) при температуре 280°C в системе Oxford Instruments OPAL. Для оксидов гафния и циркония использовались прекурсоры тетраakis[этилметиламино]гафний ($\text{Hf}[\text{N}(\text{C}_2\text{H}_5)\text{CH}_3]_4$) и трис[диметиламино]циклопентадиенилцирконий ($(\text{C}_5\text{H}_5)_3\text{Zr}[\text{N}(\text{CH}_3)_2]_3$) соответственно. В качестве окислителя для всех ALD-циклов использовалась H_2O . Затем пленки были подвержены быстрому термическому отжигу при температуре 600°C в течение 20 с в атмосфере N_2 . Дополнительно на верхние контакты были нанесены слои Ti толщиной 10 нм в качестве адгезионного слоя и Pt толщиной 25 нм путем электронно-лучевого испарения через теньевую маску. Диаметр металлического контакта круглой формы составлял 200 мкм. Для формирования рисунка было проведено «мокрое» химическое травление TE с использованием методики SC1 (растворы 5% NH_3 и 2% H_2O_2 в H_2O при температуре 50°C). Схематически структуры исследуемых образцов с различными электродами показаны на рис. 1. Для получения об-

Таблица. Структуры всех образцов с различными нижним (BE) и верхним (TE) электродами

Образец	Структура	BE	TE
S1	TiN/Hf _{0.5} Zr _{0.5} O ₂ /TiN	TiN	TiN
S2	TiN/Hf _{0.5} Zr _{0.5} O ₂ /RuO _x	TiN	RuO _x
S3	TiN/Hf _{0.5} Zr _{0.5} O ₂ /TiAlN	TiN	TiAlN
S4	TiN/Hf _{0.5} Zr _{0.5} O ₂ /NbN	TiN	NbN
S5	W/Hf _{0.5} Zr _{0.5} O ₂ /TiN	W	TiN
S6	W/Hf _{0.5} Zr _{0.5} O ₂ /W	W	W
S7	TiN/Hf _{0.5} Zr _{0.5} O ₂ /W	TiN	W

разцов S2, S6 и S7 вместо верхнего электрода TiN на пленки $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ методом физического осаждения из паровой фазы через теньевую маску были нанесены электроды RuO₂ или W.

Экспериментальное исследование эволюции сегнетоэлектрических свойств при переключении состояния структуры проводилось путем циклического приложения трапециевидных импульсов напряжения с положительной и отрицательной амплитудами. Вместо нескольких переключающих циклов были проведены измерения характеристик поляризация–напряжение (P – V) методом PUND с последующим измерением вольт-амперных характеристик I – V (BAX) с той же амплитудой напряжения для выделения токов утечек. Измерения методом PUND заключаются в последовательном приложении к структуре двух положительных импульсов (Positive/Up) и двух отрицательных (Negative/Down). Последовательности PUND и циклические импульсы напряжения схематично показаны на рис. 2. Изменение значения остаточной поляризации P_r во время циклирования было получено из измерений PUND. Для PUND-циклов время нарастания/спада напряжения t_{rf} , задержка между импульсами t_d и время приложения постоянного напряжения t_p были одинаковыми и составляли 100 мкс. Времена импульсов циклирования составляли $t_{rf} = 0.5$ мкс, $t_p = 2.0$ мкс и $t_d = 1.0$ мкс. Данная длительность циклических импульсов напряжения обеспечивает достижение более 80 % максимально возможного значения поляризации. Напряжение всех импульсов составляло 3.0 В, поскольку при таком значении амплитуды наблюдалось компромиссное соотношение значения остаточной поляризации и общей длительности циклирования [24]. Измерения BAX проводились от -0.2 до $+3.0$ В с шагом 0.1 В в течение 7 с. Такая длительная развертка напряжения позволила уменьшить вклад токов смещения и извлечь их значения при нулевом напря-

**Рис. 1.** Схема структуры исследуемых образцов с разными нижним (BE) и верхним (TE) электродами

жении. Измерения проводились с использованием параметрического анализатора Keithley 4200-SCS с модулями 4225-PMU (циклирование и PUND-измерения) и SMU-4210 (BAX) при комнатной температуре. Измерения каждой структуры проводились до ее пробоя или до достижения P_r пренебрежимо малое значения.

Измерения BAX, следующие за PUND-разверткой, позволили выделить токи утечки. В результате усреднения токов, измеренных во время прямой ($0 \rightarrow +V$) и обратной ($+V \rightarrow 0$) разверток напряжения, были исключены токи смещения и получены токи утечки:

$$I_{leakage}(V) = (I_{0 \rightarrow +V}(V) + I_{+V \rightarrow 0}(V)) / 2. \quad (1)$$

Процедура определения тока утечки проиллюстрирована на рис. 3.

Среднее расстояние между соседними ловушками a было получено из моделирования зависимостей токов утечки I – V с использованием модели фонон-облегченного туннелирования электронов (дырок) между соседними ловушками (PATENT) [25]. Ранее было продемонстрировано, что эта модель переноса адекватно описывает утечки как в аморфных, так и в сегнетоэлектрических пленках на основе HfO_2 [26–28], а также в структурах на основе $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ [29–31]. Процедура определения среднего расстояния между ловушками подробно описана в работах [31–33].

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Наличие сегнетоэлектрических свойств пленки $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ подтверждается наблюдением гистерезиса в P – V -характеристиках всех структур M1/FE/M2. На рис. 4 показана эволюция сегнетоэлектрических и транспортных свойств

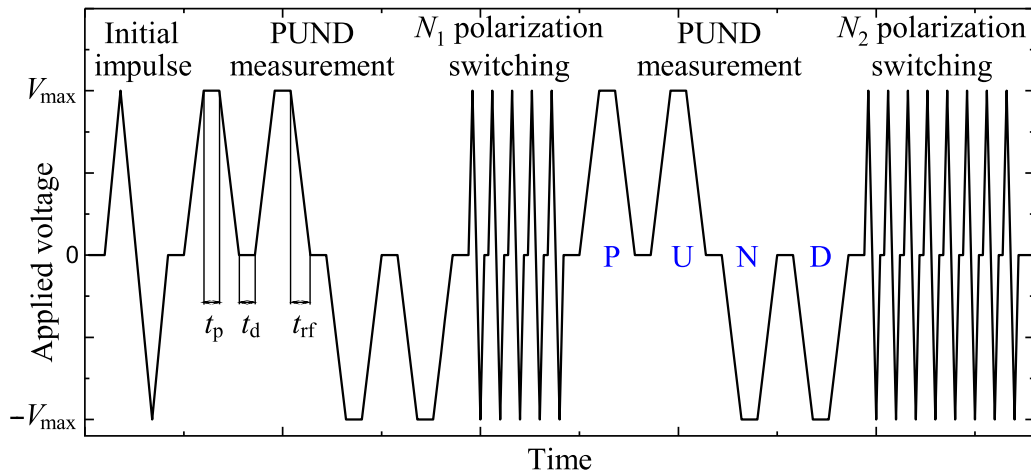


Рис. 2. Схема развертки напряжения во времени при циклировании. Следующее за PUND измерение ВАХ не показано на схеме. Синие буквы P, U, N и D обозначают импульсы PUND-развертки

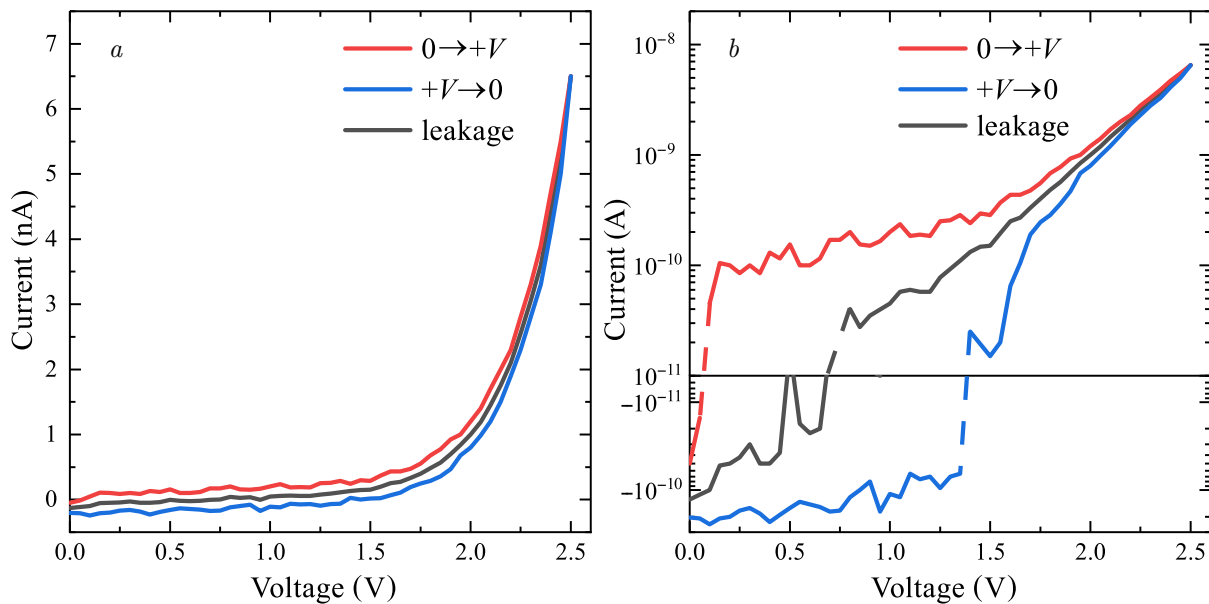


Рис. 3. *a* — Токи, протекающие при увеличении напряжения $I_{0 \rightarrow +V}(V)$ (красные линии) и при уменьшении напряжения $I_{+V \rightarrow 0}(V)$ (синие линии). Токи смещения $\pm C(V) dV/dt$ меняют знак при увеличении и уменьшении напряжения, в то время как токи утечки $I_{leakage}(V)$ не зависят от направления развертки. В результате усреднения от токов $I_{0 \rightarrow +V}(V)$ и $I_{+V \rightarrow 0}(V)$ остаются только токи утечки (черные линии). *b* — Те же данные в полулогарифмическом масштабе. Штриховые линии соединяют положительные и отрицательные значения тока

структур M1/FE/M2 с различными нижними и верхними металлическими электродами. Образец S1 с нижним и верхним электродами из TiN демонстрирует типичную эволюцию остаточной поляризации P_r^\pm (черные символы на рис. 4*a*) в соответствии с литературными данными [31, 34]: он выдерживает более чем 10^6 переключений с небольшими эффектами «wake-up» и «fatigue» с $MW = |P_r^+| + |P_r^-| \approx 20$ мкКл/см², после чего необратимо пробивается, как показано на рис. 4 черным крестиком. Значения P_r^\pm образцов S2 и S3 меньше,

чем 10 мкКл/см², и сегнетоэлектрический отклик исчезает после 10^8 – 10^9 циклов переключения. У структуры S5 наблюдается наибольшее значение остаточной поляризации $MW \approx 60$ мкКл/см². После выраженного эффекта «fatigue» образец достигает пробоя после 10^7 циклов переключения. Значения MW для образцов S1, S4, S6 и S7 близки, и все они, кроме S4, были пробиты после 10^5 – 10^7 циклов переполаризации. Структура с верхним контактом из NbN (S4) выдержала более чем 10^{10} циклов переключения поля с $MW \approx 30$ – 40 мкКл/см².

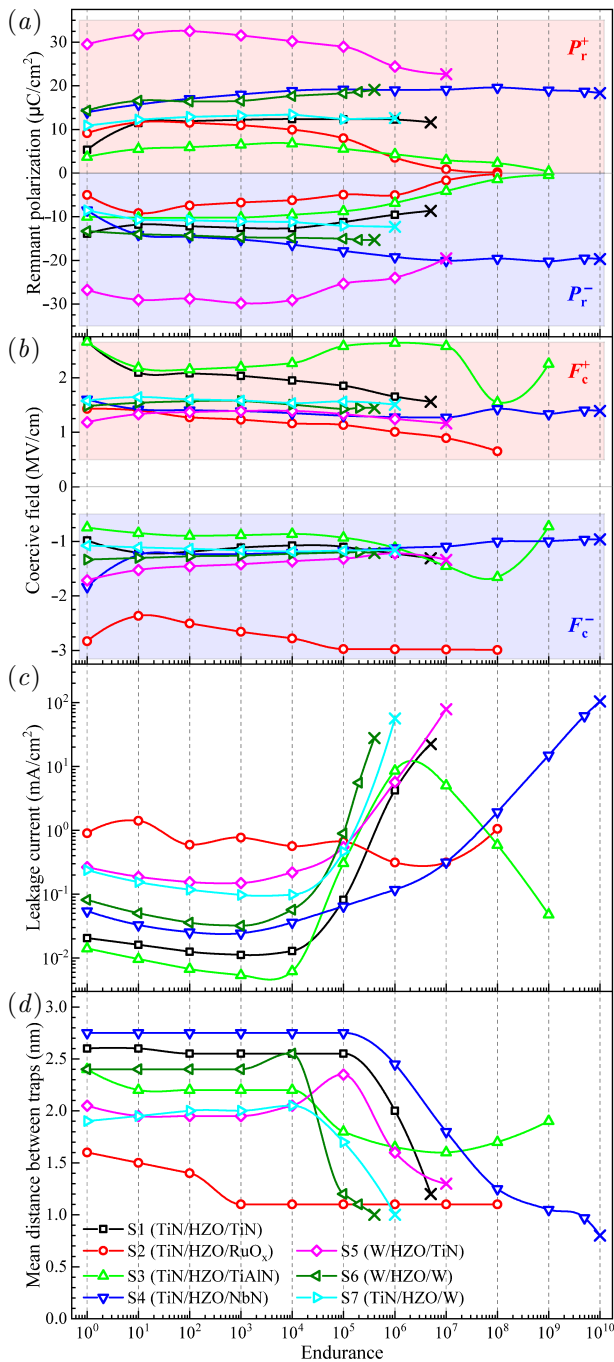


Рис. 4. Эволюция сегнетоэлектрических и транспортных свойств структур M1/FE/M2 с различными нижним (BE) и верхним (TE) электродами: сегнетоэлектрические окна памяти (a), коэрцитивные поля (b), значения токов утечки при 3.0 В (c) и средние расстояния между ловушками (d). Крестиками показаны последние полученные данные перед пробоем структуры. Вертикальные штриховые линии являются наглядными ориентирами

Значения коэрцитивного поля F_c^\pm (рис. 4b) постоянны с небольшими отклонениями почти для всех исследуемых структур, за исключением образцов S2

и S3. Поскольку MW этих структур уменьшается до пренебрежимо малых значений, F_c^\pm теряет свой физический смысл. Можно видеть, что измеренные значения F_c^\pm имеют небольшую асимметрию. Это может быть вызвано встроенным электрическим полем из-за различных значений работы выхода металлических электродов. Кроме того, границы раздела M1/FE и FE/M2 асимметричны из-за воздействия на все BE повышенной температуры процессов ALD и отжига, что может вносить дополнительные искажения в измерения F_c^\pm .

Токи утечки, измеренные при напряжении 3.0 В, показаны на рис. 4c. Видно, что утечки возрастают после 10^4 циклов для всех структур кроме образца S2, ток утечки которого сохраняется на одном уровне. Ток утечки структуры S3 демонстрирует сложную эволюцию: до 10^4 циклов переключения его значение снижается, далее увеличивается и после 10^6 циклов уменьшается до исходного.

Значения определенных средних расстояний между соседними ловушками показаны на рис. 4d. Видно, что расстояния между ловушками в сегнетоэлектриках почти всех структур остаются на одном уровне вплоть до 10^4 циклов переполаризации. Уменьшение средних расстояний между ловушками после 10^4 – 10^5 циклов переключения сопровождается увеличением токов утечки из-за их экспоненциальной зависимости [25].

Ранее было показано, что в роли ловушек в $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ выступают вакансии кислорода, поэтому уменьшение расстояния между ловушками связано с образованием новых кислородных вакансий [29, 31]. Ионы кислорода, покинувшие кристаллическую решетку, могут мигрировать во внешнем электрическом поле и даже покинуть пленку $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ с последующим внедрением в металлический электрод [35]. Структура S4 сформирована с верхним электродом из NbN, который более устойчив к окислению, чем TiN [36]. Таким образом, электрод TiN в структурах поглощает больше кислорода, чем NbN. Этот эффект приводит к большей долговечности структуры S4 при переполаризации даже при большом количестве дефектов.

Трудно определить, где расположены новые кислородные вакансии. Мы предполагаем, что изначально ловушки сосредоточены на границах кристаллитов, и лишь малая их часть распределена по объему пленок. Таким образом, ток утечки обусловлен ловушками на границах кристаллитов. После 10^4 циклов в объеме кристаллитов образуются новые ловушки из-за миграции ионов кислорода во время циклического переключения, и некоторые

ионы могут достигать границ кристаллитов или даже границы раздела $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ /металл с последующим поглощением электродами. Тогда токи утечки начинают ограничиваться ловушками в объеме кристаллитов. При этом часть приложенного напряжения падает на интерфейсном слое между $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ и электродом, таким как WO_x для W [37] или TiON для TiN [38]. Если ловушки расположены на границах кристаллитов, то среднее расстояние между ловушками a может быть преобразовано в поверхностную (2D) плотность $N_{2D} = a^{-2} \sim 10^{13}\text{--}10^{14} \text{ см}^{-2}$. Если ловушки распределены в объеме кристаллита, то объемная (3D) плотность ловушек составляет $N_{3D} = a^{-3} \sim 10^{19}\text{--}10^{21} \text{ см}^{-3}$.

Интересно отметить, что структура S5 с нижним электродом из W демонстрирует чрезвычайно высокое значение MW по сравнению с другими структурами. Мы предполагаем, что это вызвано присутствием межфазного подслоя WO_x с высокой статической диэлектрической проницаемостью после осаждения $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$. Это подтверждается РФЭС-анализом, проведенным для этого же набора структур в работе [37]. Циклирование приводит к быстрому образованию новых кислородных вакансий в сегнетоэлектрике, образуя межфазный подслой с последующим пробоем. Electroды RuO_x и TiAlN поглощают кислород активнее, чем другие металлы, подслоя интерфейса формируется быстрее, и напряжение падает именно на нем [39]. Это приводит к исчезновению сегнетоэлектрического отклика в пленках $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ и уменьшению токов утечки. Следует отметить, что эти образцы не были пробиты за время измерений. Можно предположить, что электроды RuO_x и TiAlN более подходят для применения в DRAM, чем для FRAM.

Также интересно отметить, что структуры S5 и S7 симметричны друг другу, но демонстрируют различную эволюцию сегнетоэлектрических свойств во время процедуры циклирования. Мы предполагаем, что это вызвано различными температурными воздействиями на BE (280°C) и TE (комнатная температура) при формировании сегнетоэлектрической пленки и структуры в целом. Следует отметить, что не только материал электрода, но и его специфические характеристики, такие как размер кристаллитов, могут влиять на свойства пленки $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ и ее эксплуатационные качества. Изучение структурных свойств металлических электродов и их влияние на сегнетоэлектрические свойства пленки $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ выходит за рамки данной работы и является задачей на будущее.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, для структур на основе тонких сегнетоэлектрических пленок $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ с различными металлическими электродами были проведены экспериментальные измерения по транспорту заряда в сочетании с его моделированием. Обнаружено, что электроды RuO_x и TiAlN подавляют как сегнетоэлектрический отклик в пленках $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$, так и утечки через структуру. Использование NbN в качестве электрода в структурах M/FE/M позволяет получить более стабильный сегнетоэлектрический конденсатор, выдерживающий более 10^{10} циклов переполяризации.

Благодарности. Авторы выражают благодарность Prof. Thomas Mikolajick, Dr. Uwe Schroeder, Ruben Alcalá и Monica Materano за предоставленные образцы. Авторы выражают признательность и благодарность Dr. Uwe Schroeder и Алексею Миронову за ценные обсуждения и критические замечания.

Финансирование. Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ для Института физики полупроводников им. А. В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук.

ЛИТЕРАТУРА

1. D. Bondurant, *Ferroelectrics* **112**, 273 (1990).
2. T. S. Böске, J. Müller, D. Bräuhaus et al., *Appl. Phys. Lett.* **99**, 102903 (2011).
3. T. S. Böске, S. Teichert, D. Bräuhaus et al., *Appl. Phys. Lett.* **99**, 112904 (2011).
4. X. Sang, E. D. Grimley, T. Schenk et al., *Appl. Phys. Lett.* **106**, 162905 (2015).
5. M. Trentzsch, S. Flachowsky, R. Richter et al., *IEEE IEDM*, 11.5.1 (2016).
6. S. Mueller, J. Muller, U. Schroeder et al., *IEEE Trans. Device Mater. Reliab.* **13**, 93 (2013).
7. M. Pesič, F. P. G. Fengler, S. Slesazek et al., *IEEE IRPS*, MY-3-1 (2016).
8. U. Schroeder, E. Yurchuk, J. Müller et al., *Jpn. J. Appl. Phys.* **53**, 08LE02 (2014).
9. H. J. Kim, M. H. Park, Y. J. Kim et al., *Nanoscale* **8**, 1383 (2016).
10. Y. Lee, H. Alex Hsain, S. S. Fields et al., *Appl. Phys. Lett.* **118**, 012903 (2021).

11. M. G. Kozodaev, A. G. Chernikova, E. V. Korostylev et al., *J. Appl. Phys.* **125**, 034101 (2019).
12. M. I. Popovici, A. M. Walke, J. Bizindavyi et al., *ACS Appl. Electron. Mater.* **4**, 1823 (2022).
13. M. H. Park, H. J. Kim, Y. J. Kim et al., *Phys. Status Solidi (RRL)* **8**, 532 (2014).
14. S. S. Fields, S. W. Smith, S. T. Jaszewski et al., *J. Appl. Phys.* **130**, 134101 (2021).
15. A. G. Chernikova, M. G. Kozodaev, R. R. Khakimov et al., *Appl. Phys. Lett.* **117**, 192902 (2020).
16. S. Migita, H. Ota, H. Yamada et al., *Jpn. J. Appl. Phys.* **57**, 04FB01 (2018).
17. S. W. Smith, A. R. Kitahara, M. A. Rodriguez et al., *Appl. Phys. Lett.* **110**, 072901 (2017).
18. M. H. Park, H. J. Kim, Y. J. Kim et al., *Appl. Phys. Lett.* **105**, 072902 (2014).
19. T. Shimizu, T. Yokouchi, T. Shiraishi et al., *Jpn. J. Appl. Phys.* **53**, 09PA04 (2014).
20. M. Hyuk Park, H. Joon Kim, Y. Jin Kim et al., *Appl. Phys. Lett.* **102**, 112914 (2013).
21. M. H. Park, H. J. Kim, Y. J. Kim et al., *Appl. Phys. Lett.* **104**, 072901 (2014).
22. T. Shimizu, T. Yokouchi, T. Oikawa et al., *Appl. Phys. Lett.* **106**, 112904 (2015).
23. G. Karbasian, R. dos Reis, A. K. Yadav et al., *Appl. Phys. Lett.* **111**, 022907 (2017).
24. T. M. Zalyalov and D. R. Islamov, 2022 IEEE EDM, 48 (2022).
25. К. А. Насыров, В. А. Гриценко, *ЖЭТФ* **139**, 1172 (2011).
26. D. R. Islamov, V. A. Gritsenko, C. H. Cheng et al., *Appl. Phys. Lett.* **105**, 222901 (2014).
27. V. A. Gritsenko, T. V. Perevalov, and D. R. Islamov, *Phys. Rep.* **613**, 1 (2016).
28. V. A. Gritsenko and A. A. Gismatulin, *Appl. Phys. Lett.* **117**, 142901 (2020).
29. D. R. Islamov, T. V. Perevalov, V. A. Gritsenko et al., *Appl. Phys. Lett.* **106**, 102906 (2015).
30. Д. Р. Исламов, А. Г. Черникова, М. Г. Козодаев и др., *Письма в ЖЭТФ* **102**, 610 (2015).
31. D. R. Islamov, V. A. Gritsenko, T. V. Perevalov et al., *Acta Mater.* **166**, 47 (2019).
32. Д. Р. Исламов, В. А. Гриценко, А. Чин, *Автометрия* **53**, 102 (2017).
33. A. A. Pil'nik, A. A. Chernov, and D. R. Islamov, *Sci. Rep.* **10**, 15759 (2020).
34. J. Müller, T. S. Böske, D. Bräuhaus et al., *Appl. Phys. Lett.* **99**, 112901 (2011).
35. P. Nukala, M. Ahmadi, Y. Wei et al., *Science* **372**, 630 (2021).
36. H. C. Barshilia, M. S. Prakash, A. Poojari et al., *Thin Solid Films* **460**, 133 (2004).
37. R. Alcalá, M. Materano, P. D. Lomenzo et al., *Adv. Funct. Mater.* **33**, 2303261 (2023).
38. E. D. Grimley, T. Schenk, X. Sang et al., *Adv. Electron. Mater.* **2**, 1600173 (2016).
39. R. Alcalá, F. Mehmood, P. Vishnumurthy et al., *IEEE IMW* (2022).