

УДК 538.911:538.915

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ ДИОКСИДОВ ГАФНИЯ-ЦИРКОНИЯ НА КРЕМНИИ

© 2023 г. В. П. Попов^{1, *}, В. А. Антонов¹, Ф. В. Тихоненко¹, А. В. Мяконьких², К. В. Руденко²

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

“Институт физики полупроводников имени А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук”,
Новосибирск, Россия

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

“Физико-технологический институт имени К.А. Валиева Российской академии наук”, Москва, Россия

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

Поступила в редакцию 05.12.2022 г.

После доработки 23.12.2022 г.

Принята к публикации 27.02.2023 г.

Приведены результаты, свидетельствующие о повышении термостабильности, а также структурные и электрофизические свойства 20 нм сегнетоэлектрических пленок HfO_2 , $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ со вставками монослоев Al_2O_3 и без них, полученных методом плазменно-стимулированного атомно-слоевого осаждения (PEALD), в меза структурах металл–сегнетоэлектрик–кремний, перспективных для устройств универсальной памяти.

DOI: 10.31857/S0367676523701508, EDN: VMKDGC

ВВЕДЕНИЕ

Сегодня основным объемом выпускаемых электронных устройств являются интегральные схемы (ИС) вычислительных систем на основе комплементарных металл–оксид–полупроводниковых (КМОП) транзисторов на кремнии [1–3]. Для статической кэш-памяти процессоров и схем динамической памяти DRAM применяют наиболее передовые проектные нормы уровня 5–10 нм, а для энергонезависимой памяти в системах на кристалле SoC и флэш-памяти используются менее сложные техпроцессы 10–14 и 22–28 нм, соответственно. Исследование физических основ и технологий формирования интегральных приборов универсальной памяти, объединяющих лучшие характеристики по емкости, быстродействию и энергоэффективности всех типов запоминающих устройств остается актуальной проблемой полупроводниковой микро- и нанoeлектроники.

Возможным путем ее решения явилось обнаружение группой из Технического университета Дрездена (ФРГ) в 2011 г. сегнетоэлектрических свойств у суб-20 нм пленок на основе диоксида гафния (HfO_2) с примесью Si (НО:Si) в коэрцитивном поле $E_c = (1–2) \cdot 10^6$ В/см [4, 5]. Поскольку беспримесные пленки HfO_2 (НО) с 2008 г. активно применяются в качестве подзатворного high- k изолятора во всех современных КМОП ИС с напряжением питания до 1.5 В, нет технических барьеров для внедрения сегнетоэлектрических сло-

ев HfO_2 с примесью в КМОП ИС технологию. Чуть позже эта же группа продемонстрировала снижение E_c и увеличение остаточной поляризации P_r до 10–20 мкКл/см² в твердом растворе диоксида гафния-циркония ($\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ или HZO) [6].

Авторами первых работ методами электронной и рентгеновской дифракции было показано, что сегнетоэлектрический гистерезис в НО:Si и HZO слоев обусловлен метастабильной нецентросимметричной орторомбической фазой $Pca2_1$. Эта фаза в пленках НО:Si и HZO превращалась в стабильную моноклинную фазу $P2_1/c$ при длительных стационарных термообработках (FA) выше 600 и 500°C, соответственно [7]. В то же время температурный бюджет изготовления большинства современных КМОП ИС достигает 900–950°C. Решать проблему термостабильности предлагалось двумя способами. Во-первых, использованием редкоземельных примесей (La, Gd, Y и других) или Al для легирования НО вместо кремния [7–9], которые формируют тугоплавкие оксиды за счет большей энергии связи, а во-вторых, – снижением длительности тепловой нагрузки на сегнетоэлектрик при быстрых (десятки секунд) термообработках (RTA) [10]. Целью настоящей работы было расширение области термической стабильности сегнетоэлектрической фазы на основе диоксида гафния применением этих двух способов одновременно для сохранения максимальной величины остаточной поляриза-

ции после температур отжига $T \leq 900^\circ\text{C}$. Для этого, вместо введения неупорядоченных включений тугоплавких оксидов, было исследовано влияние регулярных вставок монослоев Al_2O_3 , разбивающих толстые 20 нм пленки на нанометровые ламели НО или НЗО. Такие пленки-ламинаты обозначены дальше НАО или НЗАО, соответственно. Этим способом предполагалось подавить ускоренный рост стабильной моноклинной фазы при термообработках за счет размерных эффектов в свободных энергиях наноразмерных зародышей всех фаз, формирующихся в процессе плазменно-стимулированного атомно-слоевого осаждения (PEALD) [11], с учетом более высоких температур кристаллизации вставок аморфного Al_2O_3 , по сравнению с НО и НЗО.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ФОРМИРУЕМЫЕ СТРУКТУРЫ

Поликристаллические пленки НЗО ($\text{HfO}_2/\text{ZrO}_2$ 1 : 1), НЗАО ($\text{HfO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 10 : 1) и НАО ($\text{HfO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 10 : 1) были сформированы методом PEALD в установке FlexAl (Oxford Instruments Plasma Technology, Великобритания) на кремниевых пластинах с естественным окислом и низким удельным сопротивлением ($0.3\text{--}10 \text{ Ом} \cdot \text{см}$) n - и p -типов при температуре 300°C . Полная толщина пленок 20 нм достигалась попеременным осаждением примерно 200 монослоев различных оксидов, в том числе суперциклами по 10 монослоев с толщиной слоя в суперцикле ~ 1 нм. Предварительно пластины Si с естественным окислом на поверхности толщиной ~ 2 нм насыщали азотом в плазме из удаленного ВЧ-источника плазмы в атмосфере N_2 при мощности, вкладываемой в разряд, 400 Вт и температуре пластин 500°C в течение 5 мин в той же камере. Для осаждения оксида гафния использовали металлоорганический Hf-прекурсор ТЕМАН (ООО ДАЛХИМ, Нижний Новгород), а для оксида алюминия – металлоорганический Al-прекурсор ТМА. Плазму O_2 применяли на шаге окисления (1–4 с) адсорбированного металлоорганического монослоя до предельных оксидов Hf, Zr и Al при давлении в камере 15 мТорр и входной радиочастотной мощности в источнике плазмы 250 Вт. Высокотемпературные RTA термообработки пластин с PEALD пленками проводили при температурах $550\text{--}1000^\circ\text{C}$ в атмосфере азота в течение 30 с на установке AS-One (Annealsys, Франция). Образцы кремния с PEALD пленками размером 15×15 мм отжигались изохронно на разных образцах (i-RTA) или ступенями на одном и том же образце (s-RTA) в указанном выше интервале температур.

Электрические свойства пленок в структуре металл-сегнетоэлектрик-полупроводник (MFS), нанесенных методом PEALD на кремний с ори-

ентацией (001) n - и p -типа, были исследованы при температурах $25\text{--}300^\circ\text{C}$ методами $C\text{--}V$ и импульсных PUND (positive-up, negative-down) измерений на установке Keithley SC-4200 (Keithley, США). Верхний металлический контакт к сегнетоэлектрику площадью $S = (3\text{--}8) \cdot 10^{-6} \text{ см}^2$ формировался InGa каплей диаметром $70\text{--}100 \text{ мкм}$ с W иглой в центре, нанесенной на поверхность после RTA термообработок во избежание Redox реакций с электродом. В качестве нижнего контакта также применялась InGa паста. Измерения $C\text{--}V$ были выполнены на мезаструктурах MFS на частотах $10 \text{ кГц--}1 \text{ МГц}$ с разверткой по напряжению $V = \pm 4 \text{ В}$, что соответствовало максимальному электрическому полю $E = \pm 2 \text{ МВ/см}$. Метод PUND заключается в последовательной подаче импульсов напряжения от треугольных до близких к прямоугольным по форме и регистрации вызванных ими импульсов тока, тем самым позволяя отделить отклик тока при переключении поляризации образца от токового сигнала при ее непереключении [12]. Причем, для данного метода характерны нано- и микросекундные длительности сдвоенных положительных и отрицательных импульсов напряжения, что разделяет ответный импульс тока, связанный с переключением поляризации сегнетоэлектрической фазы, от туннелирования и захвата заряда в объеме изолятора и на поверхностных состояниях (IFS) вычитанием каждого второго импульса из первого. Это является прямым подтверждением, сегнетоэлектрических свойств структур. В эксперименте импульсы напряжения подавались на подложку с временными интервалами (таймингом) “длительность–задержка–фронт” от $5\text{--}5\text{--}1$ до $50\text{--}50\text{--}10$ мкс [14].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ $C\text{--}V$ кривых, снятых при разных направлениях развертки напряжения от плюса к минусу (left) и наоборот (right), предложенный в [14], позволяет разделить природу зарядов в диэлектрическом слое: фиксированную Q_f , захваченную интерфейсом Q_i и мобильную Q_m части в общем заряде MFS конденсатора. Емкости C_{min} и C_{max} были определены на основе высокочастотных $C\text{--}V$ характеристик (HF CV). C_{max} будет считаться равной диэлектрической емкости, которую можно рассчитать, зная ее параметры, как $C_{max} = \epsilon_0 \epsilon S/d$. Для образца НАО были взяты значения $d = 20 \text{ нм}$, $\epsilon = 20$. Тогда удельная емкость будет равна $C_i = 8.85 \text{ нФ/м}^2$. Зная параметры подложки, можно рассчитать потенциал ϕ_b области обеднения:

$$\phi_b = -\frac{kT}{q} \ln \left(\frac{N_a}{n_i} \right).$$

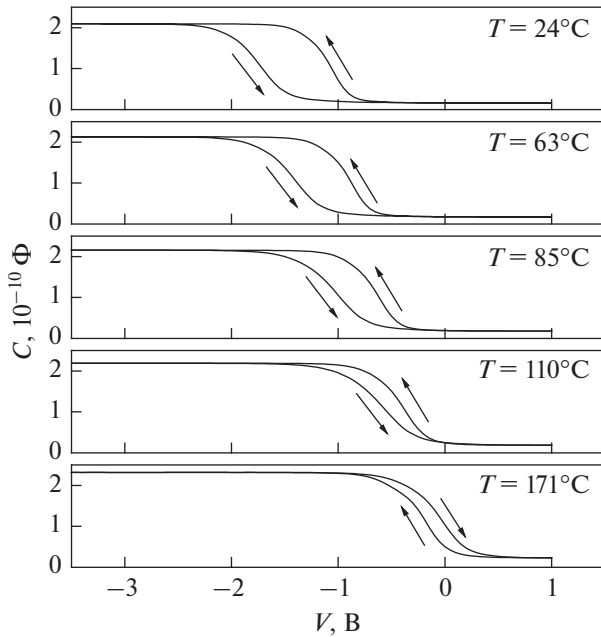


Рис. 1. Измерения гистерезиса $C-V$ кривых на частоте 100 кГц в мезаструктуре MFS с изолятором HAO после RTA (650°C, 30 с) при развертке от -5.0 до $+1.0$ В и обратно при разных температурах, соответственно.

Концентрация дырок для образца с подложкой p -типа и удельным сопротивлением $10 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ приблизительно соответствует значению $N_a = 1.5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Температурная зависимость его собственной концентрации в подложке не учитывалась. Предполагалось, что работы выхода InGa эвтектики и кремния p -типа равны 3.9 и 4.85 эВ, соответственно [15]. Тогда общий сдвиг напряжений плоских зон, исключая встроенный фиксированный заряд, будет равен:

$$W_{ms} = W_m - W_s - \frac{E_g}{2} + \phi_b.$$

Напряжение плоских зон для прямой (Vfb_{left}) и обратной (Vfb_{right}) развертки определяется по экспериментальным кривым (рис. 1). Тогда эффективный заряд Q_{eff} в оксиде равен:

$$Q_{eff} = C_{max} (W_{ms} - Vfb).$$

Таким образом, можно рассчитать эффективный заряд для прямой ($Q_{eff_{left}}$) и обратной ($Q_{eff_{right}}$) развертки. Если предположить, что заряд в оксиде обусловлен наличием только фиксированных (Q_f) и подвижных (Q_m) зарядов, а $Q_{eff_{left}} = Q_f - Q_m$ и $Q_{eff_{right}} = Q_f + Q_m$, то мы можем найти фиксированный и подвижный заряд:

$$Q_f = \frac{Q_{eff_{left}} + Q_{eff_{right}}}{2},$$

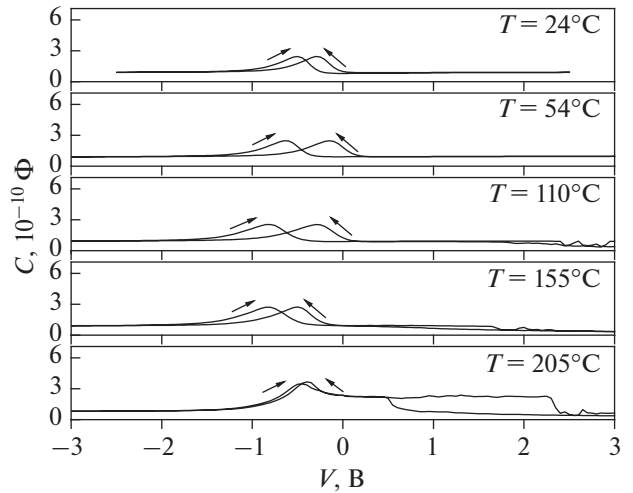


Рис. 2. $C-V$ гистерезис на частоте 100 кГц в MFS HZO мезаструктуре после RTA (650°C, 30 с) при развертке от $+3.5$ до -3.5 В и обратно при разных температурах, соответственно.

$$Q_m = \frac{Q_{eff_{right}} - Q_{eff_{left}}}{2}.$$

Если подвижного заряда нет, а есть только поляризационный заряд Pr , то $Q_m = -Pr$ и коэрцитивное поле $E_c = Q_m / (C_i \cdot d)$. Температурная зависимость всех зарядов показана на рис. 3. Полученное значение $Q_m = -Pr = 0.51 \text{ мкКл/см}^2$ при комнатной температуре RT близко по величине значению, определенному для поляризации $Pr = 0.54 \text{ мкКл/см}^2$ в HAO псевдо-MOSFET структуре ранее [14].

Гистерезис $C-V$ характеристик в MFS HZO меза структурах на кремнии p -типа после s-RTA термообработки при температуре 650°C направлен против часовой стрелки (рис. 1). При такой температуре доля сегнетоэлектрической фазы в HZO пленке должна быть максимальной, а гистерезис должен быть либо по часовой стрелке с поляризацией $Pr \geq 10 \text{ мкКл} \cdot \text{см}^{-1}$, либо с зарядовой плотностью поверхностных состояний $D_{it} \geq 6.3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$ [6, 14]. Однако расчет D_{it} на границе HZO/Si из $C-V$ кривых дает значительно меньшую величину $D_{it} \sim 5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$. Ступенчатое увеличение теплового бюджета при отжигах s-RTA при температурах 800, 850, 900 и 950°C уменьшает содержание орторомбической фазы и не меняет наблюдаемое направление гистерезиса (рис. 2). Сигнал здесь оказался дифференцирован на паразитной RC-цепи между InGa эвтектикой и вольфрамом с разницей работ выхода электронов $\Delta W_{W-InGa} = 0.55 \text{ эВ}$.

Противоположный (FE-подобный) сегнетоэлектрический гистерезис емкости (по часовой стрелке) наблюдался на $C-V$ кривых при темпе-

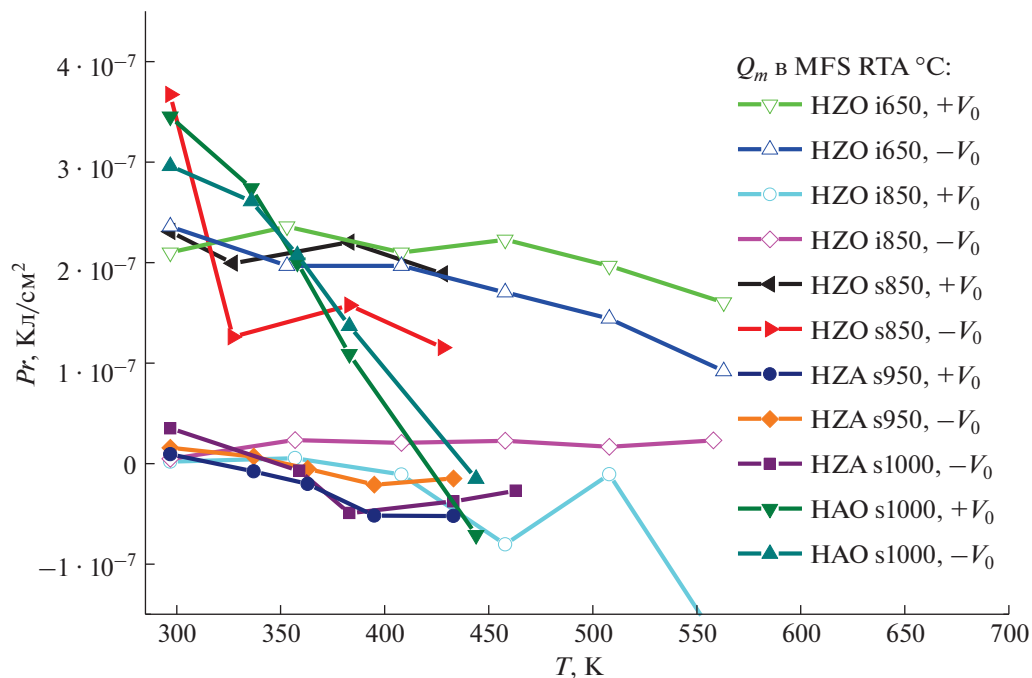


Рис. 3. Фиксированные Q_f и поляризационные $Pr = Q_m$ заряды в зависимости от температуры измерений по данным $C-V$ на рис. 1, 2 и [13, 14] для мезоструктур MFS с изоляторами HZO, HZA и HAO после i- и s-RTA обработок при различных температурах, в то время как развертка начинается с “ $+V_0$ ” или “ $-V_0$ ” 3–5 В, соответственно.

ратурах выше 110°C (рис. 1) и ранее в псевдо-МОП транзисторных измерениях в MFS HAO мезоструктурах, отожженных вплоть до 950°C , т.е. на $\sim 100^\circ\text{C}$ выше, чем для HZAO структур [14]. $C-V$ измерения на мезоструктурах HAO демонстрировали переход от туннелирования и захвата заряда ловушками на границе с кремнием к гистерезису, подобному сегнетоэлектрическому, при повышении температуры кремниевой подложки до $130\text{--}150^\circ\text{C}$ (см. рис. 6 в [14]).

$C-V$ гистерезис для дырок против часовой стрелки не является сегнетоэлектрическим и может происходить не только из-за захвата заряда из полупроводника на состояния вблизи гетерограницы с оксинитридом (IFS), но также из-за туннелирования носителей через SiO_xN_y в слой HZO, как в энергонезависимой памяти SONOS [16, 17]. Данные по Q_m для MFS HZO структуры после RTA при 850°C косвенно подтверждают последний механизм (рис. 3). Действительно, заметная величина Q_m заряда инжектированных из InGa в HZO электронов при отрицательных смещениях и RT измерениях быстро падает с ростом температуры за счет сдвига уровня Ферми к середине запрещенной зоны. Напротив, при положительных смещениях величина отрицательного подвижного заряда Q_m растет с ростом температуры измерений из-за ускорения прыжкового транспорта электронов по ловушкам в HZO. В действительности нужно учитывать, что внешнее поле в

сегнетоэлектрике ослаблено поляризационным зарядом Pr и компенсирующим зарядом на межслойных ловушках [18]. Последний заряд обуславливает отрицательный знак поляризации (подвижного заряда Q_m) для образцов HZO и HZA при повышенных температурах измерений (рис. 3). То, что HZO структуры обладают сегнетоэлектрическими свойствами после RTA, подтверждают проведенные методом PUND измерения (рис. 4). Величина Pr для MFS HZO мезоструктур после i-RTA 650°C составляла $Pr \sim 1.25$ мкКл/см², что меньше Q_m , измеренного по $C-V$ гистерезису несегнетоэлектрического типа на рис. 3.

Возможной причиной расхождений является захват заряда из кремния на ловушки, как это показано недавно для диэлектрика Al_2O_3 [19]. Такой захват заряда в значительной степени компенсирует сегнетоэлектрическую поляризацию и уменьшает окно памяти вплоть до инверсии направления гистерезиса. Туннельная инжекция из кремния на ловушки в HZO на границе с SiO_xN_y не должна зависеть от температуры, что и наблюдается в эксперименте (рис. 3). Слабая зависимость величины Pr от температуры измерений после i-RTA при 650°C , после которой поляризация Pr максимальна, является косвенным подтверждением этому.

Резко отличное поведение заряда температурной зависимости Q_m для HAO мезоструктур

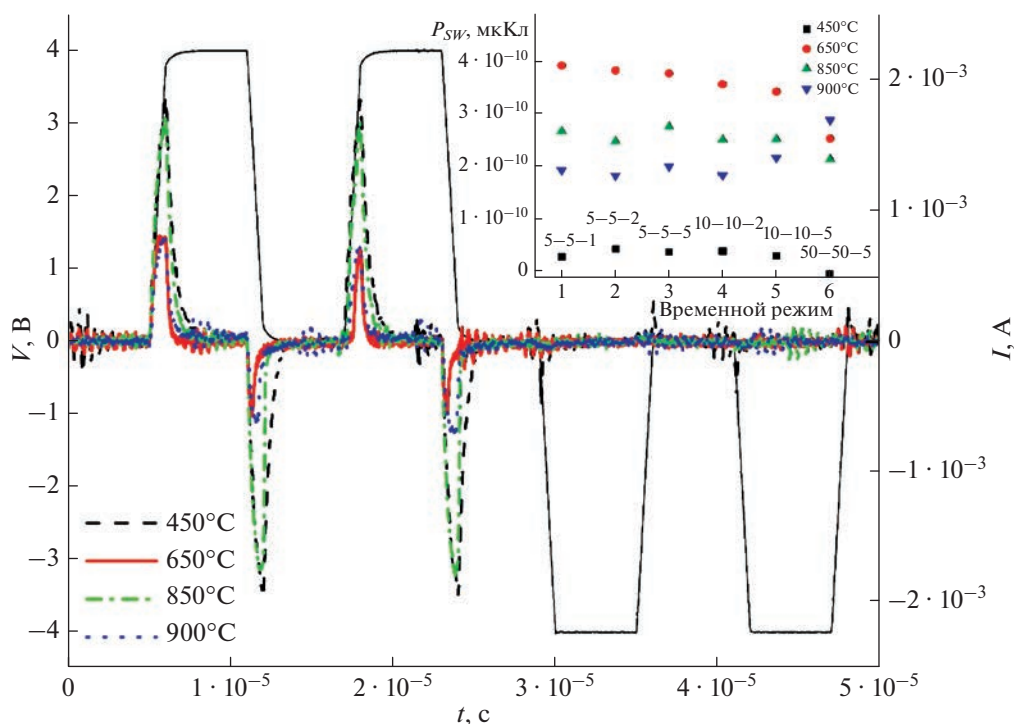


Рис. 4. Импульсы PUND напряжения с таймингом 5–5–1 мкс и тока в MFS HZO меза структурах после i-RTA обработки при разных температурах. На вставке: изменение $P_{sw} = Pr \cdot S$ [мкКл], где $S = 3.14 \cdot 10^{-4} \text{ см}^2$ – площадь электрода, с ростом температуры i-RTA обработок для разных таймингов PUND.

предполагает иной механизм транспорта заряда. Причиной может быть различие в фазовых структурах пленок HZO и HAO. Более высокая термостабильность поляризации Pr у пленок-ламинатов HAO и HZAO, чем у HZO слоев, обусловлена вставками монослоев оксида алюминия и разбиением объемов HfO_2 или $\text{HfO}_2/\text{ZrO}_2$ слоев на наноламели [20]. Данные GIXRD подтверждают это предположение [14]. Спектры GIXRD демонстрируют преобладание кубической фазы в ламинированных монослоями Al_2O_3 пленках HAO и HZAO после RTA обработок. В то же время, наблюдение пика неполярной кубической фазы $Fm\bar{3}m$ при 30.9° с малоугловым плечом (см. рис. 3 в [14]), соответствующим положению (111) пика полярной орторомбической фазы $Pca2_1$ при 30.6° , может свидетельствовать в пользу нового пути фазового перехода в орторомбическую фазу из метастабильной, еще более высокотемпературной кубической. Наблюдавшаяся ранее нелинейная зависимость E_c от температуры измерений (здесь не приведена) свидетельствует и о других существенных вкладах в сегнетоподобный (FE-подобный) гистерезис [14]. Среди них следует рассмотреть поляризацию на границе раздела двух диэлектриков диоксида гафния-циркония HZO и оксинитрида кремния SiO_xN_y , межзеренную поляризацию из-за поликристал-

лической природы отожженных при высокой температуре сегнетоэлектрических слоев, а также образование дефектов (кислородных вакансий) у границ сегнетоэлектрика. Но анализ этих явлений выходит за рамки представленных в настоящей работе экспериментов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, получены стабильные к RTA обработкам вплоть до температур 850 и 950°C MFS структуры с сегнетоэлектрическими (FE) слоями HZA и HAO, соответственно, пригодные для изготовления многофункциональных КМОП ИС: вычислительных систем со встроенной универсальной памятью, нейроморфных систем на кристалле SoC. Промежуточный отжиг FA (450°C, 1 ч) позволяет сохранять зародыши метастабильных FE фаз в ламинированных монослоями Al_2O_3 пленках HO и HZO, а также в диэлектриках структур КНИ. RTA обработки необходимы для роста зародышей метастабильных фаз и снижения плотности состояний IFS на гетерограницах в MFS структурах с $\text{HfO}_2:\text{ZrO}_2$ 1 : 1, $\text{HfO}:\text{Al}_2\text{O}_3$ 10 : 1 и $\text{HfO}_2:\text{ZrO}_2:\text{Al}_2\text{O}_3$ (1 : 1)₁₀ : 1 при $T \geq 650^\circ\text{C}$. Наибольшая поляризация $Pr = 11.2 \text{ мкКл/см}^2$ была получена для MFS HAO ($\text{HfO}_2:\text{Al}_2\text{O}_3$) структур после ступенчатого отжига s-RTA при $T = 850^\circ\text{C}$.

Она снижалась более чем на порядок после дальнейшего увеличения температуры РТА $T = 1000^\circ\text{C}$ до $Pr = 0.51$ мкКл/см². Несмотря на низкую величину поляризации Pr в последнем случае, метод PUND уверенно разделял вклады поляризации от туннельной инжекции и захвата заряда на ловушках в MFS структурах.

Из температурной зависимости $C-V$ характеристик показано, что на переключение поляризации в MFS структурах на основе слоев диоксидов гафния-циркония большое влияние оказывают, помимо туннельной инжекции из кремния или металла, захват зарядов в диэлектрик SiO_xN_y на границу с кремнием, а также на границу с сегнетоэлектриком HZO, что компенсирует сегнетоэлектрическую поляризацию и уменьшает окно памяти.

Работа выполнена в рамках тем государственного задания Министерства образования и науки РФ для ИФП СО РАН им. А.В. Ржанова (№ FWGW-2021-0003) и ФТИ РАН им. К.А. Валиева (№ FNN-2022-0019).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Khosla R., Sharma S.* // ACS Appl. Electron. Mater. 2021. V. 3. No. 7. P. 286.
2. *Wang D., Zhang Y., Wang J. et al.* // J. Mater. Sci. Technol. 2022. V. 104. P. 1.
3. *Shen Y., Zhang Z., Zhang Q. et al.* // RSC Advances. 2020. V. 10. P. 7812.
4. *Böscke T.S., Müller J., Bräuhaus D. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2011. V. 99. Art. No. 102903.
5. *Müller J., Yurchuk E., Schlösser T. et al.* // Proc. 2012 Symp. VLSI Technology. (Honolulu, 2012). P. 25.
6. *Müller J., Böscke T.S., Schroder U. et al.* // Nano Lett. 2012. V. 12. No. 8. P. 4318.
7. *Materano M., Lomenzo P.D., Kersch A. et al.* // Inorg. Chem. Front. 2021. V. 8. P. 2650.
8. *Chen H., Zhou X., Tang L. et al.* // Appl. Phys. Rev. 2022. V. 9. Art. No. 011307.
9. *Kim H.J., Park M.H., Kim Y.J. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2014. V. 105. Art. No. 192903.
10. *Migita S., Ota H., Shibuya K. et al.* // Japan. J. Appl. Phys. 2019. V. 58. Art. No. SBBA07.
11. *Chesnokov Yu., Miakonkikh A., Rogozhin A. et al.* // J. Mater. Sci. 2018. V. 53. P. 1.
12. *Grigoriev A., Azad M.M., McCampbell J.* // Rev. Sci. Instrum. 2011. V. 82. No. 12. Art. No. 124704.
13. *Popov V., Antonov V., Tikhonenko F. et al.* // J. Physics D. 2021. V. 54. No. 22. Art. No. 2251012021.
14. *Popov V.P., Tikhonenko F.V., Antonov V.A. et al.* // Sol. State. Electron. 2022. V. 194. Art. No. 108348.
15. *Долженко Д.И., Бородзюля В.Ф., Захарова И.Б., Сударь Н.Т.* // ЖТФ. 2021. Т. 91. № 1. С. 58; *Dolzhenko D.I., Borodzulya V.F., Zakharova I.B., Sudar' N.T.* // Tech. Phys. 2021. V. 66. No. 1. P. 53.
16. *White M.H., Adams D.A., Bu J.* // IEEE Circuits Devices Mag. 2000. V. 16. P. 22.
17. *Zhang Y., Shao Y.Y., Lu X.B. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2014. V. 105. Art. No. 172902.
18. *Mikheev V., Chouprik A., Lebedinskii Y. et al.* // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2019. V. 11. No. 35. P. 32108.
19. *Fontanini R., Barbot J., Segatto M.* // IEEE J. Electron Dev. Soc. 2022. V. 10. P. 593.
20. *Kim H.J., Park M.H., Kim Y.J. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2014. V. 105. Art. No. 192903.

Thermal stability of ferroelectric films based on hafnium-zirconium dioxide on silicon

V. P. Popov^{a,*}, V. A. Antonov^a, F. V. Tikhonenko^a, A. V. Myakonkikh^b, K. V. Rudenko^b

^a Rzhanov Institute of Semiconductor Physics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, 630090 Russia

^b Valiev Institute of Physics and Technology of the Russian Academy of Sciences, Moscow, 117218 Russia

*e-mail: popov@isp.nsc.ru

The results are presented indicating an increase in thermal stability, as well as structural and electrophysical properties of obtained by plasma-stimulated atomic layer deposition (PEALD) 20 nm ferroelectric HfO_2 , $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ films with the inserts of Al_2O_3 monolayers and without them, in metal-ferroelectric-silicon mesa structures, promising for universal memory devices.