

УДК 538.911:538.915

## ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ ДИОКСИДОВ ГАФНИЯ-ЦИРКОНИЯ НА КРЕМНИИ

© 2023 г. В. П. Попов<sup>1, \*</sup>, В. А. Антонов<sup>1</sup>, Ф. В. Тихоненко<sup>1</sup>, А. В. Мяконьких<sup>2</sup>, К. В. Руденко<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

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

<sup>2</sup> 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  $\text{HfO}_2$ ,  $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$  со вставками монослоев  $\text{Al}_2\text{O}_3$  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 ( $\text{HfO}_2$ ) с примесью Si (НО:Si) в коэрцитивном поле  $E_c = (1–2) \cdot 10^6$  В/см [4, 5]. Поскольку беспримесные пленки  $\text{HfO}_2$  (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  $\text{HfO}_2$  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/см<sup>2</sup> 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  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 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  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 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  $300^\circ\text{C}$ . 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  $\sim 1$  нм. Предварительно пластины Si с естественным окислом на поверхности толщиной  $\sim 2$  нм насыщали азотом в плазме из удаленного ВЧ-источника плазмы в атмосфере  $\text{N}_2$  при мощности, вкладываемой в разряд, 400 Вт и температуре пластин  $500^\circ\text{C}$  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  $\text{O}_2$  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  $15 \times 15$  мм отжигались изохронно на разных образцах (i-RTA) или ступенями на одном и том же образце (s-RTA) в указанном выше интервале температур.

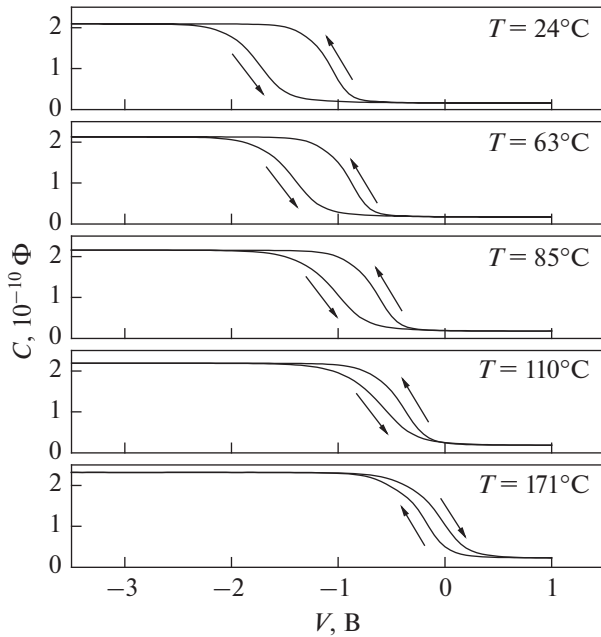
Электрические свойства пленок в структуре металл-сегнетоэлектрик-полупроводник (MFS), нанесенных методом PEALD на кремний с ори-

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  $\phi_b$  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:

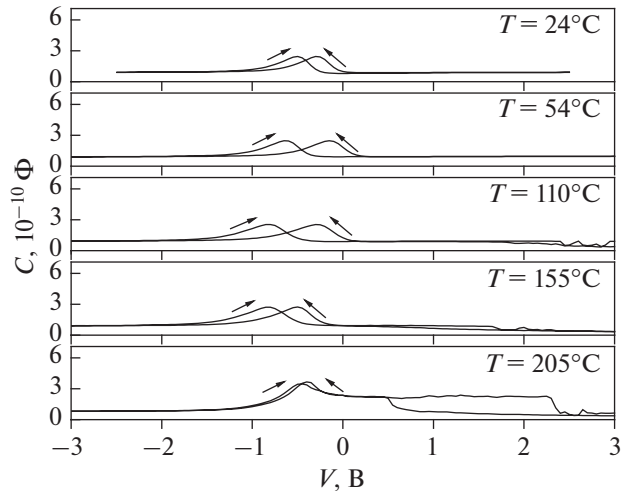
$$W_{ms} = W_m - W_s - \frac{E_g}{2} + \phi_b.$$

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:

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



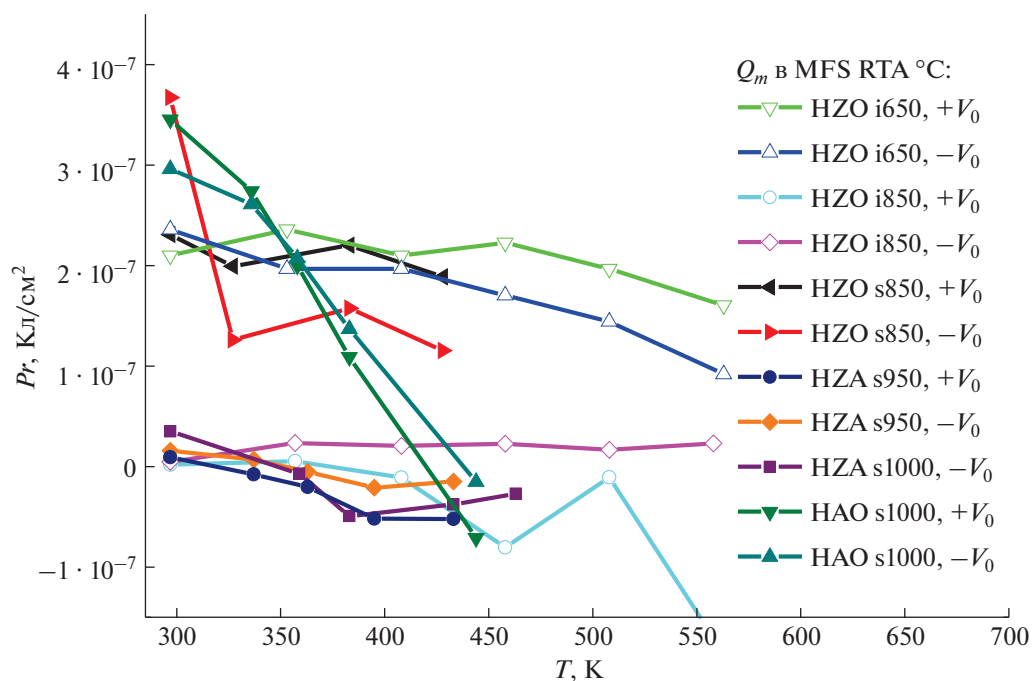
**Рис. 2.**  $C-V$  гистерезис на частоте 100 кГц в MFS HZO мезаструктуре после RTA (650°C, 30 с) при развертке от  $+3.5$  до  $-3.5$  В и обратно при разных температурах, соответственно.

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

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 меза-структур 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.

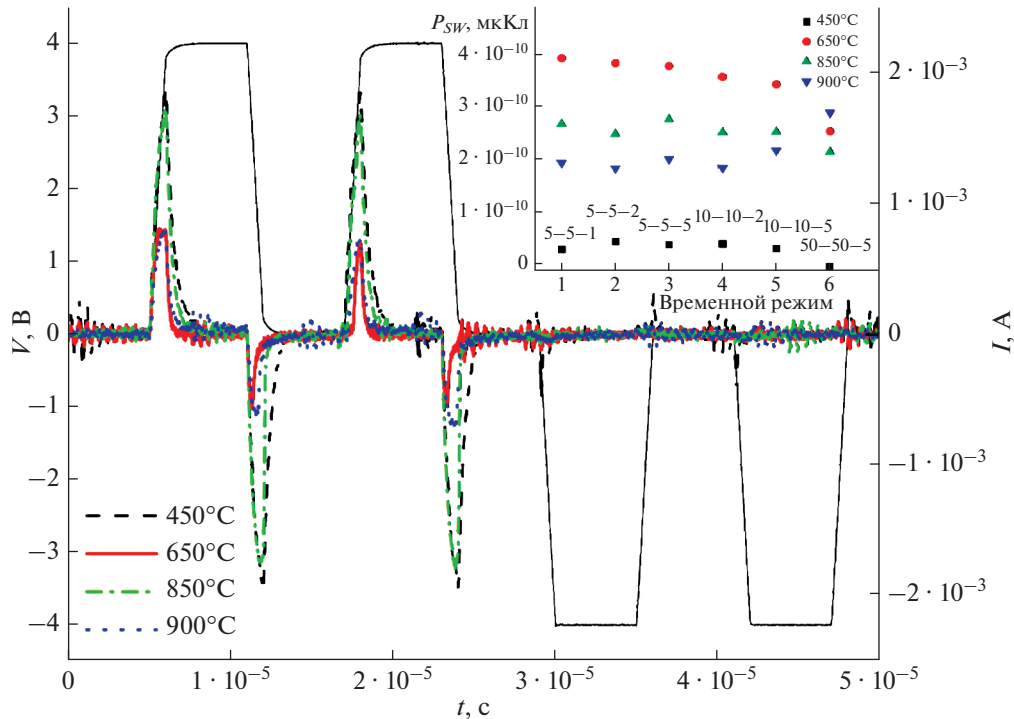
ратурах выше  $110^\circ\text{C}$  (рис. 1) и ранее в псевдо-МОП транзисторных измерениях в MFS HAO меза-структурах, отожженных вплоть до  $950^\circ\text{C}$ , т.е. на  $\sim 100^\circ\text{C}$  выше, чем для HZAO структур [14].  $C-V$  измерения на меза-структурах HAO демонстрировали переход от туннелирования 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  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  в слой HZO, как в энергонезависимой памяти SONOS [16, 17]. Данные по  $Q_m$  для MFS HZO структуры после RTA при  $850^\circ\text{C}$  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 меза-структур после i-RTA  $650^\circ\text{C}$  составляла  $Pr \sim 1.25$  мкКл/см<sup>2</sup>, 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  $\text{Al}_2\text{O}_3$  [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  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  не должна зависеть от температуры, что и наблюдается в эксперименте (рис. 3). Слабая зависимость величины  $Pr$  от температуры измерений после i-RTA при  $650^\circ\text{C}$ , после которой поляризация  $Pr$  максимальна, является косвенным подтверждением этому.

Резко отличное поведение заряда температурной зависимости  $Q_m$  для HAO меза-структур



**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  $\text{HfO}_2$  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  $\text{Al}_2\text{O}_3$  пленках HAO и HZAO после RTA обработок. В то же время, наблюдение пика неполярной кубической фазы  $Fm\bar{3}m$  при  $30.9^\circ$  с малоугловым плечом (см. рис. 3 в [14]), соответствующим положению (111) пика полярной орторомбической фазы  $Pca2_1$  при  $30.6^\circ$ , 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  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ , 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 обработки 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  $\text{Al}_2\text{O}_3$  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)<sub>10</sub> : 1 при  $T \geq 650^\circ\text{C}$ . Наибольшая поляризация  $Pr = 11.2 \text{ мкКл}/\text{см}^2$  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/см<sup>2</sup>. 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  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  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., Borodzyulya 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<sup>a,\*</sup>, V. A. Antonov<sup>a</sup>, F. V. Tikhonenko<sup>a</sup>, A. V. Myakonkikh<sup>b</sup>, K. V. Rudenko<sup>b</sup>

<sup>a</sup> Rzhanov Institute of Semiconductor Physics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, 630090 Russia

<sup>b</sup> 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  $\text{HfO}_2$ ,  $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$  films with the inserts of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  monolayers and without them, in metal-ferroelectric-silicon mesa structures, promising for universal memory devices.