Письма в ЖЭТФ, том 121, вып. 12, с. 945 – 951

Термостабильный сегнетоэлектрик $HfO_2 : Al_2O_3$ (10:1) в SOI и SOS гетероструктурах после RTA обработок и утончения кремния окислением[1)]

В. П. Попов[+ 2)], *В. А. Антонов*[+], *В. Е. Жилицкий*[+], *А. А. Ломов*[*], *А. В. Мяконьких*[*], *К. В. Руденко*[*]

[+]*Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова Сибирского отделения РАН, 630090 Новосибирск, Россия*

[*]*Национальный исследовательский центр "Курчатовский институт" – ФТИАН им. К. А. Валиева, 117218 Москва, Россия*

Поступила в редакцию 7 апреля 2025 г.
После переработки 2 мая 2025 г.
Принята к публикации 3 мая 2025 г.

Обнаруженная ранее в 10–20 нм скрытом сегнетоэлектрическом слое HfO_2:Al_2O_3 (10:1) структур кремний-на-изоляторе и кремний-на-сапфире орторомбическая фаза $Pmn2_1$ после отжигов при $T > 950\,^\circ C$ 1 ч отсутствует после ступенчатых быстрых 30 с термообработок по данным малоугловой рентгеновской дифракции (GIXRD). Вместо нее формируются стабильные до 1000 °C напряженные текстурированные сегнетоэлектрические слои с ориентацией {111} для подложек кремния и {002} для сапфира соответственно в ромбоэдрической r$R3$ или орторомбической $Pca2_1$ фазах, неразличимых по GIXRD дифрактограммам. В пользу ромбоэдрической фазы r$R3$ свидетельствует большая остаточная поляризация в кремний-на-изоляторе структурах.

DOI: 10.31857/S0370274X25060144, EDN: TOSZUP

Введение. Уникальные свойства сегнетоэлектриков включают высокую диэлектрическую проницаемость, спонтанную поляризацию, фото- и пьезоэлектрический эффекты, что позволяет создавать многофункциональные электронные системы от универсальной энергонезависимой памяти (FeRAM) до датчиков и исполнительных механизмов [1–3]. Нелегированный диоксид гафния HfO_2 широко применяется в качестве подзатворного изолятора с высокой диэлектрической проницаемостью ε (high-$k\,\varepsilon$) в нанометровых комплементарных металл-оксид-полупроводниковых (CMOS) транзисторах на кремнии. Соответственно, материалы со структурой флюорита на основе HfO_2, легированные Si, Al, La, Zr и другими элементами, не только обладают сегнетоэлектрическим эффектом, но и полностью совместимы с технологией интегральных схем (IC) в отличие от традиционных сегнетоэлектриков [1, 3]. Более того, в сегнетоэлектриках на основе HfO_2 практически отсутствует размерный эффект, что важно при суб-45 нм проектных нормах [4, 5]. При стандартных условиях (комнатной температуре и нормальном давлении) диоксид гафния находится в моноклинной (m-) фазе $P2_1/c$. Появление у HfO_2 сегнетоэлектрических свойств связано с формированием метастабильных орторомбических фаз без центра инверсии (oIII- или $Pca2_1$ и oIV- или $Pmn2_1$), либо недавно обнаруженных двух ромбоэдрических фаз (rI- или $R3$ и rII- или $R3m$) [6]. Отметим, что несмотря на продолжающиеся дискуссии о том, какая же из фаз ответственна за сегнетоэлектричество, важным преимуществом сегнетоэлектриков на основе HfO_2 является их термостабильность, особенно при легировании алюминием [7–9], и высокие усталостные характеристики при повторяющихся циклах переключения [9, 10].

Фазовое состояние скрытых ультратонких сегнетоэлектрических слоев после стационарных печных (FA) и быстрых (RTA) термообработок HfO2 оказывает основное влияние на электрические свойства впервые предложенных нами гетероструктур SOI (англ. *silicon-on-insulator*) и SOS (англ. *silicon-on-saphire*), которые можно именовать как кремний-на-сегнетоэлектрике (SOF), и являющихся потенциальной основой энергоэффективных и нейроморфных IC, опто- и СВЧ электроники с расширенным функционалом [1–3]. Критическими параметрами скрытого сегнетоэлектрика BOX в таких гетероструктурах являются остаточная поляризация Pr и коэрцитивное поле Ec, величины которых определяются содержанием метастабильной сегнетоэлектрической фазы и упругими напряжениями из-за легирующей при-

[1)]См. дополнительный материал к данной статье на сайте нашего журнала www.jetpletters.ru

[2)]e-mail: popov@isp.nsc.ru

меси Al в HfO_2 (HAO) [11], а также кристаллическими свойствами подложки. Поэтому определение структурных параметров слоя BOX является необходимым условием при разработке приборов на пластинах SOF.

Целью настоящего исследования было установление структуры и температурных пределов существования сегнетоэлектрических фаз на основе HfO_2 с алюминием, а также свойств псевдо-MOS SOI и SOS транзисторов (Ψ-FeFET) после FA и RTA термообработок в диапазоне 600–1100 °C, что важно для установления природы сегнетоэлектричества в скрытых слоях BOX гетероструктур SOF. Определение совместимости пластин SOF с CMOS-технологией, в том числе при утончении приборного слоя кремния последовательным термоокислением/химическом травлением (TO/CE) для достижения суб-50 нм толщин Si-слоев с наноламинатом $HfO_2{:}Al_2O_3$ на подложках сапфира (SOS) или кремния (SOI) имеет практическую значимость.

Эксперимент. Исходные пластины кремния перед прямым сращиванием с подложками, покрытыми защитным слоем SiO_2, подвергались ионной имплантации H_2^+ с флюенсом $3 \cdot 10^{16}$ см$^{-2}$ и энергией ионов 130 кэВ для создания ослабленного на глубине пробега ионов водорода слоя в кремнии. Перед сращиванием на подложки кремния (001) n- и p-типов (0.3–10 Ом · см) или с-сапфира методом плазмостимулированного атомно-слоевого осаждения (PEALD) наносились наноламинированные слои $HfO_2{:}Al_2O_3$ (HAO) суперциклами с чередованием монослоев ($10 \div 20 : 1$) при температуре 250 °C. Общая толщина HAO изолятора 10–20 нм определялась числом суперциклов. При сращивании с повышенными температурами 450–500 °C происходили скалывание по ослабленному водородом слою и перенос 550 нм монокристаллического слоя Si на кремниевую (SOI) или сапфировую (SOS) подложку с нанесенными на них пленками HAO – способ DeleCut (DC) [7]. В процессе сращивания происходили кристаллизация аморфных PEALD пленок и рост нанокристаллических зародышей метастабильных фаз (рис. 1a). Для отжига дефектов в слое кремния и его утонения SOI и SOS-структуры со скрытым изолирующим слоем (HAO BOX) подвергались ступенчатому (s-) быстрому (RTA) или печному (FA) отжигу в нейтральной или окислительной атмосфере, соответственно, при температурах 450–1100 °C [7, 11]. Утончение слоя кремния на части структур проводилось последовательными операциями термического окисления/химического травления диоксида кремния (TO/CE) при 1100 °C.

Рентгенофазовый анализ изолирующих слоев HAO проводился на дифрактометре SmartLab (Rigaku) с вращающимся медным анодом при мощности 9 кВт. Рентгеновский пучок формировался многослойным параболическим зеркалом (CBO оптика) и щелью Соллера с разрешением 0.114 угл. град. Дифрактограммы от образцов записывались в симметричной XRD и скользящей GIXRD (in-plane и out-of-plane) геометриях. Для установления фазового состава пленок HAO и их текстуры (ориентации в них кристаллитов) проводились тщательные измерения интенсивности дифракционного рассеяния в скользящей GIXRD геометрии (при угле падения 0.5 угл. град. на поверхность образца в in-plane и out-of-plane схемах), а также в симметричной XRD – при больших углах – $2\theta/\theta$ сканирования. Такие измерения позволяют не только измерить величину тетрагональных напряжений в решетке кристаллитов, но и определить преобладающую ориентацию кристаллитов диэлектрических и сегнетоэлектрических фаз. Слой Si на SOI и SOS-структурах перед измерениями удалялся в кипящем растворе аммиака при 80 °C. Полнопрофильные уточнения параметров элементарных ячеек выполнены в программе JANA2006 методом Ле Бейла [12, 13].

Электрические свойства SOS и SOI структур определялись по сток-затворным вольт-амперным характеристикам (ВАХ) методом псевдо- (Ψ-) MOS-транзистора [14]. При этом измеряемая структура располагалась на медном основании, выполнявшем функцию обратного электрического затвора, а вольфрамовые зонды с радиусом острия 20 мкм размещались на расстоянии 100 мкм друг от друга, прижимались к приборному слою кремния с силой 0.5 Н и играли роль истока и стока псевдо-MOS транзистора (Ψ-FeFET для подзатворного сегнетоэлектрика). Анализ полученных сток-затворных характеристик и расчет электрофизических параметров осуществлялись методом Y-функций [14].

Результаты и обсуждение. Структуры слоев HAO и содержание фаз были измерены ранее с помощью просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения на поперечных сечениях (x-HRTEM) [7, 11]. Согласно этим данным наноламинат HAO после атомно-слоевого осаждения (АСО) при 250 °C представлял собой смесь аморфной и нанокристаллических фаз. При последующих термообработках SOS и SOI структур в интервале температур 600–1000 °C происходил твердофазный рост и формирование поликристаллической пленки, размеры кристаллитов и содержание фаз в которой опре-

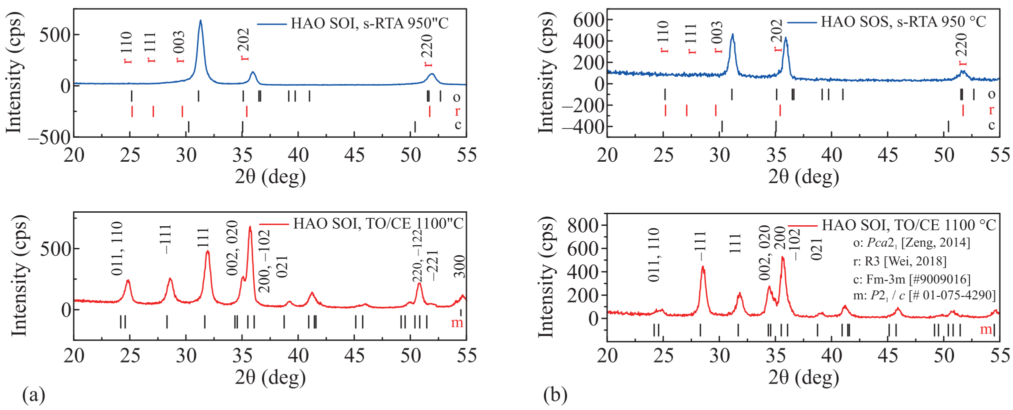

Рис. 1. (Цветной онлайн) Положения и интенсивности out-of-plane пиков на XRD дифрактограммах для 20 нм поликристаллических слоев HAO (10:1) в структуре SOI (a); то же в структуре SOS (b) после s-RTA при 950 °C (сверху) и после дополнительного TO/CE утончения слоя кремния при 1100 °C (снизу). Вертикальные штрихи – ожидаемые положения дифракционных пиков для m, o, r, c-фаз HfO_2 согласно литературным данным и карточкам базы PDXL (вставка на рис. b)

делялись термодинамическими и кинетическими барьерами [15]. Полное описание таких барьеров до сих пор отсутствует, как, впрочем, и структурные характеристики основных фаз в тонких пленках, сформированных различными методами и демонстрирующими значительные расхождения в положениях пиков на рентгеновских дифрактограммах (рис. 1).

По данным HRTEM и GIXRD после FA термообработок при $T \geq 800\,°C$ (1 ч) кристаллиты oIII-фазы ($Pca2_1$) встречаются редко, и доминирует моноклинная (m) фаза $P2_1/c$ вместо исходной орторомбической oIII-фазы для SOI и SOS структур (рис. 1). После s-RTA при 650–950 °C (30 с) присутствовали биаксиально растянутые (~1 %) орторомбические oIII и oIV-фазы для DC SOS и SOI структур, соответственно [8, 16, 17]. Фаза oIV ($Pmn2_1$) ранее до наших работ не наблюдалась экспериментально, в которых она была зафиксирована в виде отдельных кристаллитов методом x-HRTEM и селективной электронной дифракции (SAED) [15, 17]. Низкая остаточная поляризация P_r 0.1–1.0 мкКл/см^2 свидетельствовала о преобладающей in-plane ориентации поляризации этих кристаллитов и об относительно малой доли oIV-фазы после FA термообработок при $T = 1000\,°C$ и выше. После s-RTA термообработок SOI структур при 750–950 °C (30 с) измерялись более высокие значения $P_r > 5.0$ мкКл/см^2 из-за увеличения доли сегнетоэлектрических o- или r-фаз с out-of-plane поляризацией [18].

Результаты подробных XRD и GIXRD измерений DC SOS и SOI структур после s-RTA термообработок подтвердили данные поляризационного анализа (рис. 1–3). При измерениях в схеме in-plane на дифрактограммах для обоих типов структур после s-RTA при 950 °C доминировала oIII-фаза ($Pca2_1$) с одними и теми же параметрами постоянной решетки $a = 5.137(2)$ A, $b = 5.073(2)$ A, $c = 5.099(2)$ A (рис. 2a и c). Разные интенсивности пиков свидетельствовали о формировании текстур с отличающейся ориентацией кристаллитов SOS и SOI структур. Важно отметить, что почти одинаковые параметры решеток $a \approx 5.091$ A и различные, несколько выходящие за пределы ошибок, углы $\alpha = 89.64(2)°$ и $89.79(1)°$ для этих двух типов структур дает также моделирование дифрактограмм ромбоэдрической r$R3$ фазой (рис. 2b и d).

Out-of-plane и in-plane GIXRD измерения положения и интенсивности пиков от плоскостей (111) и (002) o-фазы $Pca2_1$ приведены на рис. 3b соответственно для HAO слоев после s-RTA в SOI (черный) и SOS (красный) структурах. Для обеих структур положения пиков полностью совпадают, а их интенсивности ясно показывают {111} ориентацию текстуры для пленки HAO на подложке (001)Si и {002} для HAO текстуры на c-Al_2O_3 подложке. Величины тетрагональных искажений решеток можно определить по сдвигам угловых положений пиков соответствующих отражений $\Delta\theta = \theta - \theta_B$ в симметричной и in-plane схемах согласно выражению $\Delta d/d = -\cot\theta_B \times \Delta\theta$, где θ_B – угол Брэгга. Считая, что пик дифракционного отражения от плоскостей (111) ненапряженной o-фазы $Pca2_1$ для HAO слоев расположен на угле $\theta_B = 30.6°$, изменения угла составят $\Delta\theta = -0.18(2)$ и $+0.16(2)°$ для in-plane и симметричной брэгговской геометрий, соответственно.

В результате, обе пленки одинаково сжаты в вертикальном направлении на −1.1 % и растянуты вдоль слоя на 0.9 %, несмотря на трехкратное

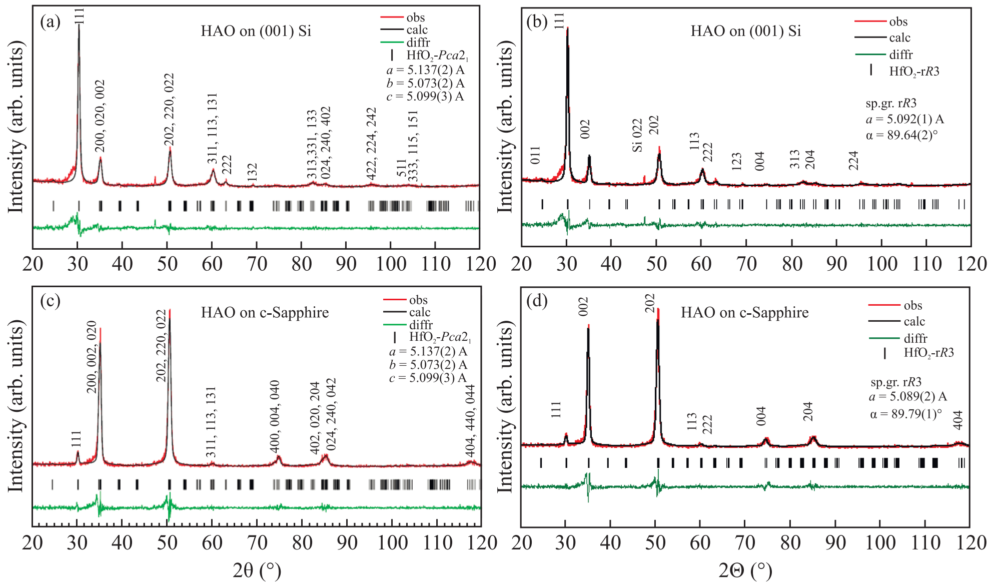

Рис. 2. (Цветной онлайн) Экспериментальные (красные) in-plain дифрактограммы (obs) от плоскостей текстурированных сегнетоэлектрических фаз в 20-нм НАО слоях (10:1) после s-RTA 950 °C в структурах SOI (a), (b) и SOS (c), (d) и расчетные кривые (calc) по программе JANUS2006: подгонка (черные), разница (зеленые) дифрактограмм (diffr) для орторомбической oIII-фазы $Pca2_1$ (a), (c) и ромбоэдрической r-фазы r$R3$ (b), (d)

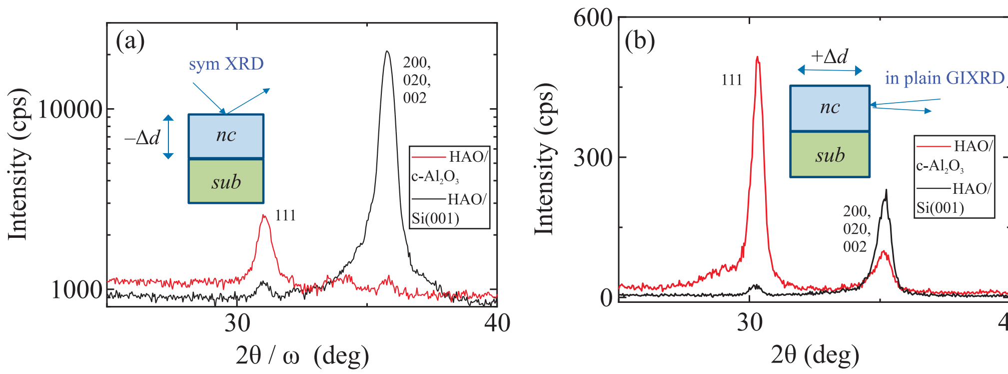

Рис. 3. (Цветной онлайн) Участки экспериментальных дифрактограмм в XRD симметричной (a) и GIXRD in-plane (b) схемах для отражений от плоскостей (111) и (002) о-фазы $Pca2_1$ НАО слоев после s-RTA в SOI (черный) и SOS (красный) структурах (b)

различие в коэффициентах термического расширения (КТР) кремния ($2.5 \cdot 10^{-6}\,\mathrm{K}^{-1}$) и с-сапфира ($7.5 \cdot 10^{-6}\,\mathrm{K}^{-1}$) [16]. КТР диоксида гафния почти в 2 раза выше, чем у сапфира. Практически совпадающие напряжения слоев НАО в SOS и SOI структурах могут быть связаны с различиями в стехиометриях этих слоев. Дело в том, что при высокотемпературных термообработках на границе слоев НАО и кремния растет промежуточный слой SiO_x толщиной 1–3 нм в зависимости от теплового бюджета [7, 11]. При формировании SiO_x в среднем образуется 20 % вакансий или $4 \cdot 10^{15}$ вак./см^2 из имеющихся $2 \cdot 10^{16}$ ат. O/см^2 в 10 нм слое HfO_2. В слоях НАО в SOS структурах на границе с сапфиром такой слой отсутствует, что ведет к двукратному снижению концентраций кислородных вакансий в НАО и, вероятно, к большей жесткости решетки диоксида гафния при меньшей разнице в КТР между HfO_2 и c-Al_2O_3. FA и TO/CE обработки при $T \geq 1000\,°C$ в незакрытых слоем кремния участках НАО в обоих типах структур формируют моноклинную $P2_1/c$ фазу из-за отжига вакансий (рис. 1).

Остается вопрос о причинах различия в ориентации текстур слоев НАО в SOS и SOI структурах. По литературным данным XRD дифрактограммы сегнетоэлектрических $Pca2_1$ (oIII-phase) и $R3m$ (r-phase # 160 или ромбоэдрическая) фаз не дают возможности различить их по результатам рентгеновских из-

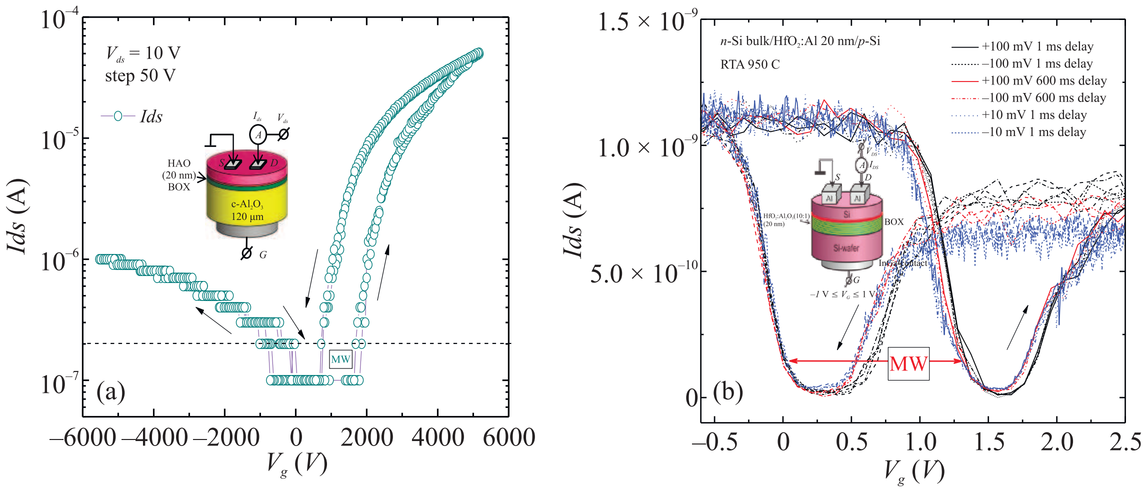

Рис. 4. (Цветной онлайн) Сегнетоэлектрический гистерезис с окном памяти MW на переходных характеристиках SOS (a) и SOI (b) псевдо-МОП транзисторов после s-RTA 950 °C (30 с) для 20-нм HAO слоев (10:1) и разной скорости развертки по V_g. На вставках схемы Ψ-FeFET измерений

мерений [12, 19, 20]. С другой стороны, для эпитаксиальных пленок $Hf_{0.5}Zr_{0.5}O_2$, нанесенных на подложку $La_{0.7}Sr_{0.3}MnO_3/SrTiO_3$ методом импульсного лазерного осаждения (PLD) [19], показана кристаллизация не в обычной oIII-фазе, а в полярной ромбоэдрической фазе $R3$, стабилизированной эпитаксиальной деформацией с большей остаточной поляризацией $P_r = 34$ мкКл/см^2. Более того, эти ромбоэдрические пленки не требуют *многократного циклирования* для установления P_r в отличие от большинства известных поликристаллических пленок с орторомбической полярной фазой [21].

Аналогичную фазу $R3m$ наблюдали в эпитаксиальных нестехиометрических $HfO_{1.75}$ пленках, выращенных на c-сапфире методом молекулярно-лучевой эпитаксии при слабых потоках кислорода [21, 22]. Если структуры и напряжения в пленках почти совпадают, то остаточная поляризация в SOS и SOI структурах должна была бы отличаться по величине на cos угла поворота вектора поляризации **P**, который для $Pca2_1$ (oIII-фаза) направлен вдоль оси [001] решетки диоксида гафния, а для ромбоэдрической $R3m$ фазы по направлению [111]. Тогда для двух структур это отношение $R = P_{r,\mathrm{SOS}}/P_{r,\mathrm{SOI}}$ будет $R = \cos(54.7°) = 0.57$, если обе решетки в ромбоэдрической фазе, и $R = 1/\cos(54.7°) = 1.73$ для орторомбической фазы.

Для контроля сегнетоэлектрических свойств SOS и SOI структур с PEALD слоями HAO был применен метод псевдо-МОП транзисторов с определением пороговых напряжений V_{th}, подвижности и плотности состояний вблизи гетерограницы кремния с диоксидом или сапфиром [14], а также окна поляризации MW по разнице пороговых напряжений $\mathrm{MW} = V_{\mathrm{th,-Pr}} - V_{\mathrm{th,+Pr.}} = P_r \cdot C_{\mathrm{HAO\,BOX}}$, где $C_{\mathrm{HAO\,BOX}}$ – удельная емкость подзатворного изолятора. Сток-затворные (I_{ds}–V_g) характеристики SOI и SOS Ψ-FeFET транзисторов демонстрируют гистерезис, направление обхода которого определяется доминированием или поляризационного заряда (рис. 4), или заряда на состояниях у гетерограниц в противоположном направлении. Области существования сегнетоэлектрических фаз соответствует гистерезис на I_{ds}–V_g кривых для Ψ-FeFET транзисторов, наблюдаемый даже после s-RTA вплоть до 1000 °C, а также разница площадей между первым и вторым импульсом в последовательности PUND (рис. S1).

После TO/CE операций для утончения слоя кремния до 30–100 нм при 1100 °C сегнетоэлектрический гистерезис и эта разница полностью пропадают, а структурными методами обнаруживается только m-фаза $P2_1/c$ для всех SOI и SOS структур [16–18, 23]. Значения P_r, определенные по окну памяти на рис. 4 для HAO в SOS и SOI структурах после s-RTA термообработок при 950 °C (30 с), составили $P_r = 0.6$ и 2.8 мкКл/см^2 соответственно. Таким образом, величина $R \sim 0.2$, а также отсутствие эффекта пробуждения при многократном циклировании свидетельствуют в пользу ромбоэдрических фаз в предположении одинаковых фаз в текстурированных слоях HAO для подложек сапфира и кремния. В случае, если на сапфире образуется r-фаза, а на кремнии oIII-фаза или наоборот, то отношение остаточных поляризаций R должно быть ~ 1.4 или > 0.7 соответственно из-за большей остаточной поляризации ромбоэдрической фазы $R3$ [24], что не наблюдалось экспериментально.

Заключение. Термически стабильные сегнетоэлектрические скрытые слои HAO BOX толщиной 10–20 нм в SOS и SOI структурах сформированы впервые с помощью многоступенчатых быстрых термообработок s-RTA при 650–950 °C (по 30 с). GIXRD исследования показали одинаковый уровень тетрагональных искажений решетки $\sim 1\,\%$ в текстурированных слоях HAO с биаксиальными напряжениями растяжения в плоскости слоев HAO на подложках c-сапфира и (001) кремния. Тем не менее, эти слои имеют разную ориентацию кристаллитов – {002} ориентацию текстуры для слоя HAO на (0001)-Al_2O_3 подложке и {111} для HAO текстуры на подложке (001)-Si. Отношение остаточных поляризаций $R \sim 0.2$ для двух типов структур свидетельствует в пользу ромбоэдрической r-фазы r$R3$ в обеих текстурах, причем с меньшим углом $\alpha = 89.64(2)°$ r-фазы HAO на подложке кремния. Циклическое высокотемпературное окисление/травление приборного слоя кремния при 1100 °C для формирования ультратонкого слоя кремния в SOS и SOI структурах приводит к утрате сегнетоэлектрических свойств и росту утечек в слое HAO BOX из-за фазового перехода ромбоэдрической в моноклинную фазу.

Таким образом, для энергонезависимых применений в IC FeRAM памяти необходим низкотемпературный процесс утончения приборного слоя кремния. Тем не менее, полученные и исследованные SOI и SOS структуры с HfO_2:Al_2O_3 скрытым изолятором перспективны в низковольтных энергоэффективных логических и нейроморфных системах, особенно для мобильных ИИ устройств с контентно-адресуемой памятью для анализа потокового видео [25].

Возможной причиной сравнительно низкого значения остаточной поляризации P_r в SOS структурах является меньшая плотность вакансий из-за термохимически стабильной гетерограницы слоя HAO с подложкой сапфира. Их концентрации могут быть определены с помощью фотолюминесценции и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС), что будет сделано в следующих работах.

Авторы выражают благодарность А. Г. Ивановой за помощь при использовании вычислительных программ по обработке дифракционных данных.

Финансирование работы. Данная работа финансировалась за счет средств Госзадания Минобрнауки Российской Федерации для Института физики полупроводников имени А. В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук (FWGW-2025-0010) в части изготовления и электрофизических исследований образцов SOI и SOS гетероструктур и Госзадания для Научно-исследовательского центра "Курчатовский институт" в части изготовления термостабильного сегнетоэлектрика HfO_2:Al_2O_3, а также его рентгеновского дифракционного анализа. Никаких дополнительных грантов на проведение или руководство данным конкретным исследованием получено не было.

Конфликт интересов. Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

1. U. Schroeder, M. H. Park, Th. Mikolajick, and Ch. S. Hwang, Nat. Rev. Mater. **7**, 653 (2022); https://doi.org/10.1038/s41578-022-00431-2.
2. A. A. Bassou, F. G. Figueiras, J. R. Fernandes, and P. B. Tavares, Applied Materials Today **41**(12), 102465 (2024); https://doi.org/10.1016/j.apmt.2024.102465.
3. H.-J. Lee, M. Lee, K. Lee, J. Jo, H. Yang, Y. Kim, S. C. Chae, U. Waghmare, and J. H. Lee, Science **369**(6509), 1343 (2020); https://doi.org/10.1126/science.aba0067.
4. J. Liao, W. Shi, J. Yang, S. Zhang, W. Yang, B. Wang, F. Yang, H. Xu, R. Xie, Y. Wang, Y. Zhou, and M. Liao, J. Alloys Compd. **1007**, 176327 (2024); https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.176327.
5. S. Lancaster, S. Slesazeck, and T. Mikolajick, IEEE Transactions on Materials for Electron Devices **1**, 36 (2024); https://doi.org/10.1109/TMAT.2024.3423665.
6. S. Lv, T. Cao, Z. Wang, T. Xie, S. Gao, G. Teobaldi, Q. Hu, and L.-M. Liu, Computational Materials Today **4**, 100010 (2024); https://doi.org/10.1016/j.commt.2024.100010.
7. A. Miakonkikh, A. Lomov, A. Rogozhin, K. Rudenko, V. Lukichev, D. Kiselev, and V. Popov, Phase transformation in ALD hafnia based layers for silicon-on-ferroelectric devices. 2020 Joint International EUROSOI Workshop and International Conference on Ultimate Integration on Silicon (EUROSOI-ULIS). IEEE Express, Date Added to IEEE Xplore: 09 March 2021, IEEE **9365298** (2020); doi:10.1109/eurosoi-ulis49407.2020.9365298.
8. V. A. Antonov, F. V. Tikhonenko, V. P. Popov, A. V. Miakonkikh, K. V. Rudenko, and V. A. Sverdlov, Solid-State Electronics **215**, 108821 (2023); https://doi.org/10.1016/j.sse.2023.108821.
9. A. G. Chernikova, M. G. Kozodaev, D. V. Negrov, E. V. Korostylev, M. H. Park, U. Schroeder, C. S. Hwang, and A. M. Markeev, ACS Appl. Mater. Interfaces **10**(3), 2701 (2018); https://doi.org/10.1021/acsami.7b15110.
10. J. Okuno, T. Kunihiro, K. Konishi, Y. Shuto, F. Sugaya, M. Materano, T. Ali, M. Lederer, K. Kuehnel, K. Seidel, T. Mikolajick, U. Schroeder, M. Tsukamoto, and

T. Umebayashi, IEEE Journal of the Electron Devices Society **10**, 778 (2022);
https://doi.org/0.1109/JEDS.2022.3187101.

11. V. P. Popov, V. A. Antonov, F. V. Tikhonenko, A. V. Miakotnykh, and K. V. Rudenko, Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys. **87**(6), 760 (2023);
https://doi.org/10.3103/S1062873823702210.
12. V. Petříček, M. Dušek, and L. Palatinus, Zeitschrift fur Kristallographie – Crystalline Materials **229**, 345 (2014);
https://doi.org/10.1515/zkri-2014-1737.
13. A. Le Bail, Powder Diffraction **20**(04), 316 (2005);
https://doi.org/10.1154/1.2135315.
14. S. Cristoloveanu, I. Ionica, A. Diab, and F. Liu, ECS Transactions **50**(5), 249 (2012);
https://doi.org/10.1149/05005.0249ecst.
15. B. Noheda, P. Nukala, and M. Acuautla, Nat. Mater. **22**(5), 562 (2023);
https://doi.org/10.1038/s41563-023-01507-2.
16. V. Popov, M. Ilnitsky, V. Antonov, V. Vdovin, I. Tyschenko, A. Miakonkikh, and K. Rudenko, Solid State Electron **159**, 63 (2019);
https://doi.org/10.1016/j.sse.2019.03.036.
17. V. P. Popov, V. A. Antonov, I. E. Tyschenko, V. I. Vdovin, A. K. Gutakovskii, A. V. Miakonkikh, and K. V. Rudenko, Sol. State Electronics **168**, 107734 (2020); DOI:10.1016/j.sse.2019.107734;
https://doi.org/10.1016/j.sse.2019.107734.
18. V. P. Popov, F. V. Tikhonenko, V. A. Antonov, K. A. Tolmachev, A. A. Lomov, A. V. Miakonkikh, and K. V. Rudenko, Solid State Electronics **194**, 108348 (2022); https://doi.org/10.1016/j.sse.2022.108348.
19. Y. Wei, P. Nukala, M, Salverda, S. Matzen, H. J. Zhao, J. Momand, A. S. Everhardt, G. Agnus, G. R. Blake, P. Lecoeur, B. J. Kooi, J. Iniguez, B. Dkhil, and B. Noheda, Nat. Mater. **17**(12), 1095(2018);
https://doi.org/10.1038/s41563-018-0196-0.
20. A. Petraru, Oj Gronenberg, U. Schürmann, L. Kienle, R. Droopad, and H. Kohlstedt, ACS Appl. Mater. Interfaces **16**, 42534 (2024);
https://doi.org/10.1021/acsami.4c10423.
21. N. Kaiser, Y. J. Song, T. Vogel, E. Piros, T. Kim, P. Schreyer, S. Petzold, R. Valenti, and L. Alff, Appl. Electron. Mater. **5**, 754 (2023);
https://doi.org/10.1021/acsaelm.2c01255.
22. N. Schmidt, N. Kaiser, T. Vogel, E. Piros, S. Karthäuser, R. Waser, L. Alff, and R. Dittmann, Adv. Electron. Mater. **10**, 2300693 (2024);
https://doi.org/10.1002/aelm.202300693.
23. V. Popov, F. Tikhonenko, V. Antonov, I. Tyschenko, A. Miakonkikh, S. Simakin, and K. Rudenko, Nanomaterials **11**(2), 291 (2021);
https://www.mdpi.com/2079-4991/11/2/291.
24. M. O. Hill, J. S. Kim, M. L. Muller, D. Phuyal, S. Taper, M. Bansal, M. T. Becker, B. Bakhit, T. Maity, B. Monserrat, G. Di Martino, N. Strkalj, and J. L. MacManus-Driscoll, Adv. Mater. **36**, 2408572 (2024);
https://advanced.onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1002/adma.202408572.
25. M. Tarkov, F. Tikhonenko, V. Antonov, V. Popov, A. Miakonkikh, and K. Rudenko, Nanomaterials **12**, 4488 (2022);
https://doi.org/10.3390/nano12244488.