

Формирование затворных структур типа W/HfO₂/Si магнетронным распылением *in situ* и быстрым термическим отжигом

© Е.А. Богоявленская,¹ В.И. Рудаков,¹ Ю.И. Денисенко,¹ В.В. Наумов,¹ А.Е. Рогожин²

¹ Ярославский Филиал Физико-технологического института РАН,
150007 Ярославль, Россия

² Физико-технологический институт РАН,
117218 Москва, Россия
e-mail: lbhoo@mail.ru

(Поступило в Редакцию 9 августа 2013 г.)

Структуры W(150 nm)/HfO₂(5 nm)/Si (100), изготовленные в одном вакуумном цикле методом высокочастотного магнетронного распыления, подверглись быстрому термическому отжигу в аргоне. Установлено, что при температуре отжига 950°C на границе раздела W/HfO₂ наблюдается рост оксидной фазы WO_x, а на границе раздела HfO₂/Si (100) образуется силикатная фаза HfSi_xO_y. При этом общая толщина оксидного слоя превысила на 30% толщину исходной пленки HfO₂, а также наблюдалось снижение удельной емкости в области аккумуляции C_{max} и диэлектрической проницаемости (от 27 до 23). При температуре отжига 980°C происходило активное взаимодействие вольфрама с HfO₂, в результате чего наблюдалось образование неоднородного по составу оксидного слоя Hf_xSi_yW_zO и дальнейшее снижение C_{max}. Показано, что в структурах W/HfO₂/X/Si (100), где X — нитридный барьерный слой, происходит заметное снижение токов утечки.

Введение

Уменьшение размеров элементов в электронных приборах на основе МОП (металл/оксид/полупроводник) транзисторов требует замены подзатворного SiO₂ на ультратонкие слои *high-k* диэлектрика, преимущественно на основе оксидов металлов с высокими значениями диэлектрической проницаемости *k* [1]. Основной целью такой замены является снижение параметра „эквивалентной толщины оксида“. Смысл данного подхода заключается в том, что для диэлектрика с высоким значением *k* можно заметно увеличить его физическую толщину *d* по сравнению с толщиной исходного туннельно-прозрачного SiO₂ (~ 1 nm). При этом сохраняется или даже увеличивается удельная емкость МОП-структуры и одновременно решается проблема токов утечки, обусловленных прямым туннелированием [2]. В качестве перспективных *high-k* материалов наиболее часто рассматриваются HfO₂ и диэлектрические соединения на его основе со значениями *k* ≈ 15–30 [3]. Однако при использовании данных *high-k* диэлектриков в затворных стековых структурах возникает ряд проблем. В первую очередь это связано с тем, что при нанесении HfO₂ на Si-подложку образуется переходный слой, состав которого (SiO₂, HfSi_x, HfSi_xO_y либо их комбинация) зависит от методов и режимов формирования пленки HfO₂ [4–6] и трудно контролируется в процессе ее нанесения. С целью уменьшения интерфейсных реакций и улучшения электрофизических свойств затворных структур Me/HfO₂/Si (100) между HfO₂ и Si технологически вводят ультратонкий барьерный слой, который чаще всего формируют на основе оксида SiO₂ (*k*_{SiO₂} ~ 3.9), оксинитрида SiON (3.9 < *k*_{SiON} < 7) или нитрида SiN

(*k*_{Si₃N₄} ~ 7) [6,7]. В частности, последний является эффективным препятствием для диффузии кислорода и кремния, что предотвращает рост оксидов и силикатов Hf при осаждении HfO₂ [8–10]. Другая проблема связана с тем, что замена подзатворного SiO₂ на HfO₂ часто сопровождается сменой поликремниевого затвора на затвор из тугоплавкого материала, например из W. Считается [11,12], что данный материал инертен, не вступает во взаимодействие с нижележащим диэлектриком (HfO₂) и имеет подходящее значение работы выхода, что улучшает характеристики МОП-приборов. Помимо этого, для наноразмерных многослойных структур типа W/HfO₂/Si (100) возрастает роль границ раздела. Особенно это касается температурной устойчивости верхней границы раздела (W/HfO₂), когда резко активируются диффузионные процессы и образуются межслойные оксидные фазы. В технологии высокотемпературные (свыше 900°C) воздействия на структуры зачастую неизбежны, особенно если в ней формируются топологические элементы из силицидов или возникает необходимость активации легирующей примеси после имплантации в подложку [13]. Кроме того, для структур типа W/HfO₂/Si является важным вопрос о внутреннем источнике свободного кислорода [11,12]. Так, в работе [11] источником диффузии кислорода названа пленка W. Данный кислород является причиной роста тонкого слоя SiO₂ на границе раздела HfO₂/Si (100), а слой SiO₂, в свою очередь, приводит к уменьшению максимальной удельной емкости C_{max} на кривых вольт-фарадных характеристик (ВФХ) в области аккумуляции. В то же время результаты моделирования [12] показывают, что источником кислорода может быть сама пленка HfO₂. В этом случае диффузия из нее кислорода

является причиной образования оксида вольфрама на границе раздела. Отметим, что поиск новых материалов для затвора и барьерных слоев для кремниевых структур на основе HfO₂, обеспечивающих необходимые электрофизические свойства, актуален и в настоящее время.

Немаловажным является выбор способа формирования многослойных наноразмерных стековых структур. Используемый в настоящей работе метод магнетронного распыления (МР) [14] обладает следующими достоинствами: относительно низкими температурами процесса нанесения пленок, широким диапазоном варьирования параметрами плазмы (мощность распыления мишени, давление, состав рабочего газа), высокой производительностью. С помощью данного метода структуры типа W/HfO₂/Si, включая ультратонкие барьерные слои, могут быть сформированы в одном технологическом вакуумном цикле путем изменения состава рабочего газа или замены типа распыляемой мишени [15]. Внутри данного цикла возможны различные способы обработки поверхности исходной подложки, например ее нитридизация путем обработки в высокоплотной плазме азота. Последующий быстрый термический отжиг (БТО, RTA — Rapid Thermal Annealing) структуры W/HfO₂/Si-подложка необходим для снижения дефектности и „насыщения“ неустойчивых химических связей, снятия механических напряжений. Интерес представляют отжиги вблизи некоторого температурного предела, выше которого происходит активное взаимодействие между W и HfO₂ и наблюдаются заметные изменения в электрофизических параметрах.

С учетом всего вышесказанного объектом исследований в настоящей работе являются затворные структуры типа W/HfO₂/Si (100), сформированные в одном вакуумном цикле в камере установки МР и подвергнутые БТО. Особое внимание уделено процессам переноса и образования новых фаз на границах раздела структур, установлению взаимосвязи между этими процессами и изменениями электрофизических параметров в условиях БТО.

1. Методика проведения эксперимента

В настоящей работе в качестве подложек использовался кремний марки КДБ-12 ориентации (100). Предварительная очистка поверхности подложки производилась в смесях АРМ (Ammonium Peroxide Mixture, NH₄OH : H₂O₂ : H₂O) и СПМ (Sulfure Peroxide Mixture, H₂SO₄ : H₂O₂), остаточные оксиды удалялись в буферном травителе. Формирование структур проводилось с помощью высокочастотного МР на установке SCR-651 „Tetra“ (Alcatel) с остаточным вакуумом $7.5 \cdot 10^{-7}$ Торр. Основным рабочим газом являлся аргон Ar (давление — $7.5 \cdot 10^{-3}$ Торр), осаждение осуществлялось при комнатной температуре. В качестве мишени HfO₂ ис-

пользовался диск из особо чистого материала диаметром 100 mm, расстояние между подложкой и мишенью составляло 100 mm. Скорость роста пленки HfO₂ равнялась 1.5 nm/min, а толщина — 5 min. На заключительном этапе для всех образцов на поверхность HfO₂ в том же вакуумном цикле осаждалась пленка W толщиной 150 nm с использованием плазмы Ag. Толщины пленок и скорость нанесения контролировались на сканирующем электронном микроскопе SUPRA-40 (Zeiss) и профилометре Talystep. Структуры W(150 nm)/HfO₂(5 nm)/Si(100), при формировании которых применялась только аргоновая плазма, проходили три вида термических обработок: отжиг при температуре 500°C в вакууме в течение 30 min (в камере установки МР) либо отжиги БТО-1 (950°C в течение 12 s) или БТО-2 (980°C в течение 5 s). БТО осуществлялось в атмосфере Ar в кварцевом реакторе установки БТО SHS 100. Для формирования структур с барьерными нитридными слоями W(150 nm)/HfO₂(5 nm)/X/Si(100) использовались азот N₂ или смесь газов Ar/N₂. Данные структуры подвергались отжигу БТО-2. В последующем на все образцы наносилась фотомаска, после чего плазмохимическим травлением через которую формировались W-контактные площадки.

Для контроля по глубине состава оксидных фаз на границах раздела структур измерялись профили ВИМС (вторично-ионная масс-спектрометрия) с помощью времяпролетного масс-анализатора TOFSIMS⁵. В качестве зондирующих ионов использовались однозарядные ионы Bi⁺, а первичного пучка — ионы Cs⁺ с энергией 1 keV. Построение ВФХ выполнялось согласно методике измерений для ультратонких диэлектриков [16]. Для этого использовалась трехэлементная эквивалентная схема замещения, элементами которой являлись: сопротивление утечки R_{DT} (Direct Tunneling), последовательное сопротивление от подложки и металлических контактов R_S (Series) и расчетная емкость C для построения ВФХ. Измерения ВФХ и вольт-амперных характеристик (ВАХ) были выполнены на установке Keithley 4200-SCS с зондовым устройством MicroZoom (Model N 700). Измерения ВФХ производились на двух частотах: $f_1 = 0.9$ и $f_2 = 1.0$ MHz по параллельной схеме (емкость и проводимость). Емкость C на эквивалентной схеме рассчитывалась по формуле

$$C = \frac{f_1^2 C_{p1}(1 + D_1^2) - f_2^2 C_{p2}(1 + D_2^2)}{f_1^2 - f_2^2}, \quad (1)$$

где

$$D_{1,2} = \frac{G_{p1,2}}{2\pi C_{p1,2}}, \quad (2)$$

$C_{p1,2}$ и $G_{p1,2}$ — измеряемые величины емкости и проводимости на двух частотах соответственно.

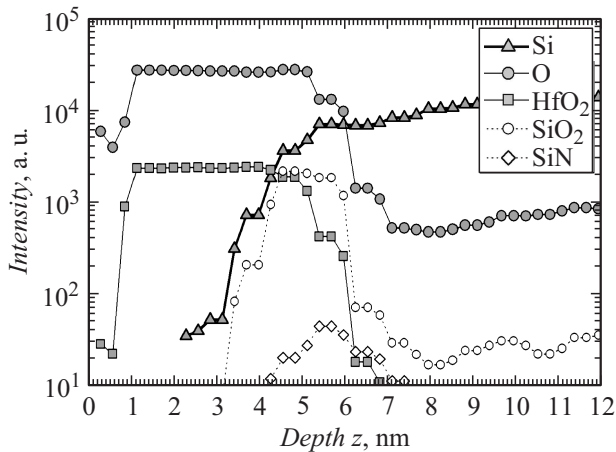


Рис. 1. Профили ВИМС для исходной структуры $\text{HfO}_2(5 \text{ nm})/\text{Si}(100)$.

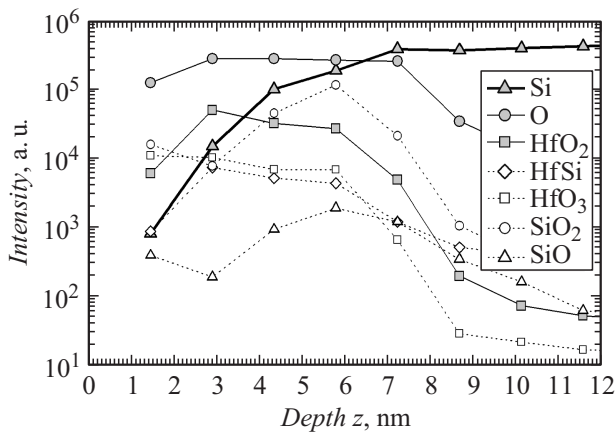


Рис. 2. Профили ВИМС для структуры $\text{W}(150 \text{ nm})/\text{HfO}_2(5 \text{ nm})/\text{Si}(100)$ после БТО-1 (950°C , 12 s, Ar) и плазмохимического удаления W.

2. Обсуждение результатов

2.1. Структуры $\text{W}/\text{HfO}_2/\text{Si}$, полученные с использованием плазмы аргона

Для данных структур $\text{W}/\text{HfO}_2/\text{Si}$ после удаления фотомаски и проведения термических обработок выполнялось снятие профилей ВИМС двумя способами [17]. Первый способ заключался в проведении измерений ВИМС структур с поверхности диэлектрика HfO_2 в местах, где предварительно плазмохимическим способом были удалены участки W-металлизации. При этом регистрировались отрицательные однозарядные вторичные ионы Si, O, HfO_2 (HfO_3), SiO_2 (SiO), HfSi. Использовалась шкала глубин, для чего осуществлялся контроль кратера травления на профилометре. На рис. 1 и 2 представлены кривые ВИМС для указанных областей структуры $\text{W}/\text{HfO}_2/\text{Si}$ (100) в исходном состоянии и после БТО-1 соответственно. Физическая толщина слоя диэлектрика d оценивалась по длине „полки“ на

профиле интенсивности ионов O. Из рис. 2 видно, что после БТО-1 параметр $d \sim 6.5 \text{ nm}$, что на 30% больше толщины исходной пленки HfO_2 (5 nm из рис. 1). Характер изменения профилей ВИМС после БТО-1 достаточно хорошо соотносится со структурой переходов на границе раздела HfO_2/Si по схеме, предложенной в [5]: $\text{HfO}_2 \rightarrow \text{HfSi}_x\text{O}_y \rightarrow (\text{HfSi}_x + \text{SiO}_x + \text{Si}) \rightarrow \text{Si}$ -подложка. Следует отметить, что образование силикатного слоя HfSi_xO_y стимулируется дефицитом кислорода в исходной пленке HfO_2 [4,5], который *a priori* в нашем эксперименте обеспечивался распылением мишени HfO_2 в плазме Ar^+ без добавления кислорода.

При втором способе измерений снятие профилей ВИМС выполнялось непосредственно с участков W-металлизации при ионном травлении структуры $\text{W}/\text{HfO}_2/\text{Si}$ (100) на различную глубину ($\leq 150 \text{ nm}$), так как толщина металлизации могла регулироваться в результате плазмохимического травления. Регистрировались отрицательные однозарядные ионы O, Si, HfO_2 , SiO_2 , W_2 и WO , WO_3 (W_2O_6), при этом использовалась шкала времени травления. Проводились сравнительные измерения образцов структур $\text{W}/\text{HfO}_2/\text{Si}$ (100) для трех случаев: 1) непосредственно после нанесе-

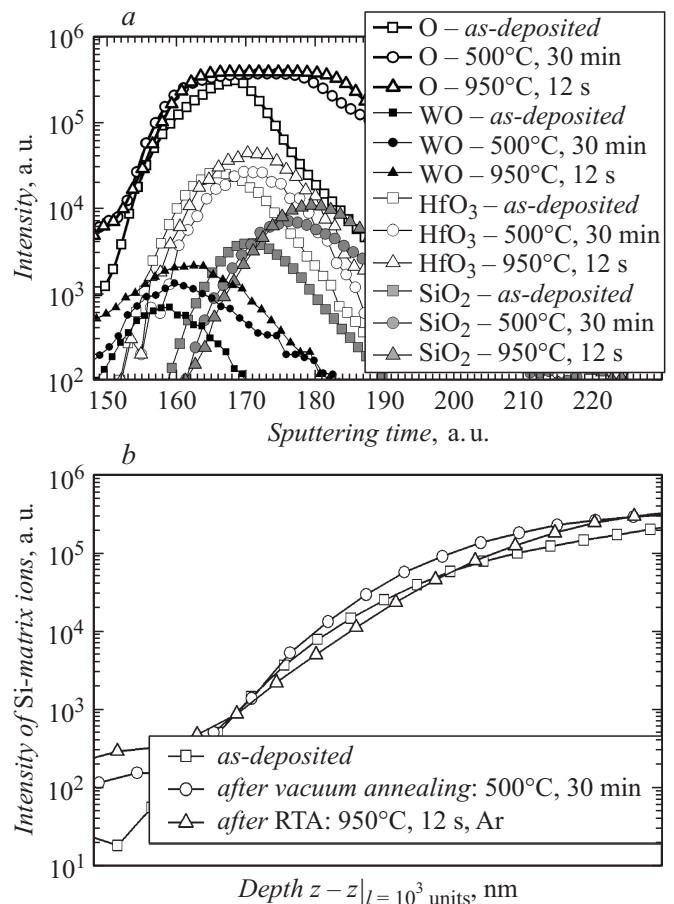


Рис. 3. Динамика изменения профилей ВИМС при отжиге структур $\text{W}(150 \text{ nm})/\text{HfO}_2(5 \text{ nm})/\text{Si}$ (100) для отрицательных однозарядных ионов: а — кислорода O и оксидных фаз WO , HfO_3 и SiO_2 , б — матрицы Si.

ния слоев W/HfO₂ (as-deposited), 2) после вакуумного отжига (500°C, 30 min) и 3) после БТО-1 (950°C, 12 s, Ar), 4) после БТО-2 (980°C, 5 s, Ar). Момент прохождения границы раздела W/HfO₂ определялся по резкому падению интенсивности кластерного иона W₂ и возрастанию интенсивности ионов O. На рис. 3 отражена динамика изменения профилей ВИМС ионов кислорода и сопутствующих оксидных фаз (рис. 3, *a*), а также матрицы Si (рис. 3, *b*) при переходе типов эксперимента 1) → 2) → 3). Из рис. 3, *a* видно, что на профилях интенсивности ионов O наблюдалась тенденция к уширению кислородной „полки“ из-за увеличения суммарного вклада сигналов от оксидов элементов Hf, Si и W. Возрастание интенсивности сигнала от ионов HfO₃ (HfO₂) при отжиге можно объяснить насыщением химических связей Hf-O. На присутствие переходного слоя HfSi_xO_y в образцах указывают наличие обширной области перекрытия сигналов от ионов HfO₃ (HfO₂) и SiO₂ (SiO) (рис. 3, *a*) и повышение уровня сигнала для участков с низкой концентрацией ионов Si (рис. 3, *b*). На последнем рисунке профили для образцов всех типов были сведены (параллельным переносом) в одну точку по глубине на уровне интенсивности сигнала ~ 10³. Благодаря этому видно, что с увеличением температуры отжига активизируется процесс проникновения атомов подложки в переходный слой на границе раздела HfO₂/Si (100). Следует отметить, что рост интенсивности ионов от всех оксидных фаз наблюдался в отсутствие поступления кислорода в структуру W/HfO₂/Si (100) из внешнего источника. При этом пленка W не меняла металлический блеск, что также указывало на внутренний характер процессов. Полученные результаты вполне согласуются с результатами [11], где источник поступления свободного кислорода при увеличении толщины high-*k* диэлектрика был связан с W-металлизацией.

На рис. 4 представлено изменение профилей ВИМС для ионов кислорода, ряда сопутствующих оксидных фаз

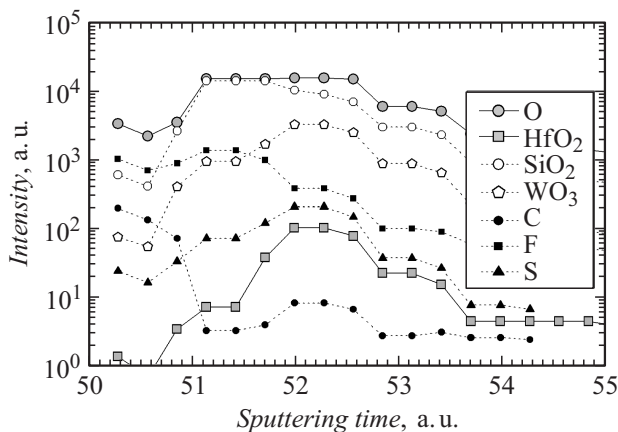


Рис. 4. Профили ВИМС для структуры W(150 nm)/HfO₂(5 nm)/Si(100) после БТО-2 (980°C, 5 s, Ar) и плазмохимического удаления W.

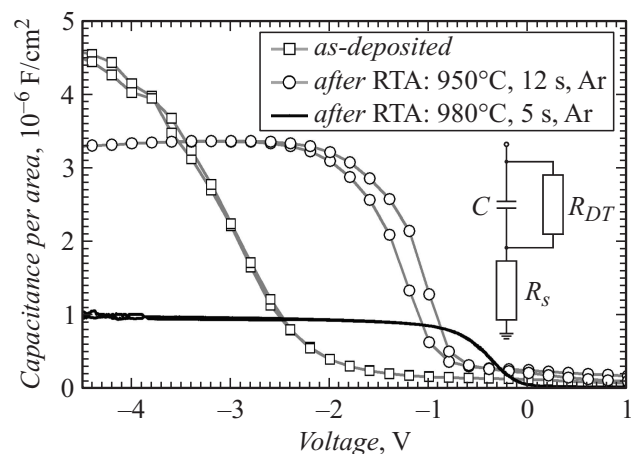


Рис. 5. ВФХ для структуры W(150 nm)/HfO₂(5 nm)/Si(100) в исходном состоянии, после БТО-1 (950°C, 12 s, Ar) и БТО-2 (980°C, 5 s, Ar) (вкладка — трехэлементная эквивалентная схема замещения).

и ряда неконтролируемых примесей (углерода, фтора, серы) для случая 4), т.е. после БТО-2. Здесь изменение профилей ВИМС по глубине диэлектрического слоя указывало на критический характер изменений в исходной структуре, так как W активно реагировал с HfO₂. При этом регистрируемые пики, относящиеся к ионам оксидов вольфрама (WO, WO₃, W₂O₆) и нанесенного HfO₂, оказались локализованными на дальней границе диэлектрического слоя (ДС). С другой стороны, атомы Si из подложки диффундировали к передней границе ДС, где связывались с имеющимися атомами кислорода и азота. Отметим, что максимум ионов SiN, связанный с остаточным азотом из камеры МР и не отраженный визуально на рис. 4, также находился на передней границе ДС. В пользу как минимум двухслойной структуры ДС свидетельствует различие в местоположении максимумов сегрегации неконтролируемой примеси. На передней границе ДС был локализован максимум ионов фтора, а на дальней границе ДС — максимум ионов серы и углерода. Все вышесказанное позволяет сделать предположение об активном смешении и формировании новых фаз в условиях БТО-2. В результате формируется неоднородный по глубине оксидный слой сложного состава Hf_xSi_yW_zO, где индексы *x*, *y* и *z* зависят от глубины данного слоя.

Результаты измерений ВФХ для исходного образца после БТО-1 и БТО-2 приведены на рис. 5 (на вкладке изображена трехэлементная эквивалентная схема замещения). Значение *C*_{max} (емкость high-*k* диэлектрика) для структуры W/HfO₂/Si (100) до отжига составляло 4.8 · 10⁻⁶ F/cm², после БТО-1 — 3.2 · 10⁻⁶ F/cm², а после БТО-2 — 1.0 · 10⁻⁶ F/cm². При этом наблюдалось смещение кривых ВФХ в сторону положительных напряжений, что согласуется с поведением ВФХ после отжига в работе [11] для данного вида структур. Оценка пара-

метра k проводилась на основании формулы плоского конденсатора

$$k = \frac{dC_{\max}}{\varepsilon_0}, \quad (3)$$

где d — физическая толщина диэлектрика, см; C_{\max} — максимальная удельная емкость в состоянии аккумуляции, F/cm^2 ; ε_0 — диэлектрическая постоянная вакуума, $8.85 \cdot 10^{-14} F/cm$. Расчет показал, что при БТО-1 уменьшение C_{\max} сопровождалось уменьшением значения k от 27 до 23. При БТО-2 наблюдалось дальнейшее снижение C_{\max} , обусловленное уменьшением значения k и увеличением переходного оксидного слоя, включавшего оксиды кремния, вольфрама и гафния.

2.2. Структуры на основе W/HfO₂/Si с барьерными слоями, полученными с использованием плазмы азота и аргона

Данные структуры были сформированы двумя способами. В первом способе плазма N₂ использовалась только для обработки рабочей поверхности Si-подложки с целью стабилизации ее поверхности, а во втором — для целенаправленного роста барьерного слоя SiN. В последнем случае рост SiN осуществлялся посредством распыления кремниевой мишени в плазме Ar/N₂; нанесение диэлектрика HfO₂ проводилось также в плазме Ar/N₂. Структуры обоих типов можно представить в общем виде W/HfO₂/X/Si (100), где X — барьерный слой. Исходные профили ВИМС для них (в настоящей работе не показаны) принципиально не отличаются от профилей для структур W/HfO₂/Si (100), изображенных на рис. 1. Отличие состоит лишь в уровне интенсивности сигналов для ионов SiN: у структур вида W/HfO₂/X/Si (100) сигнал был выше на два порядка.

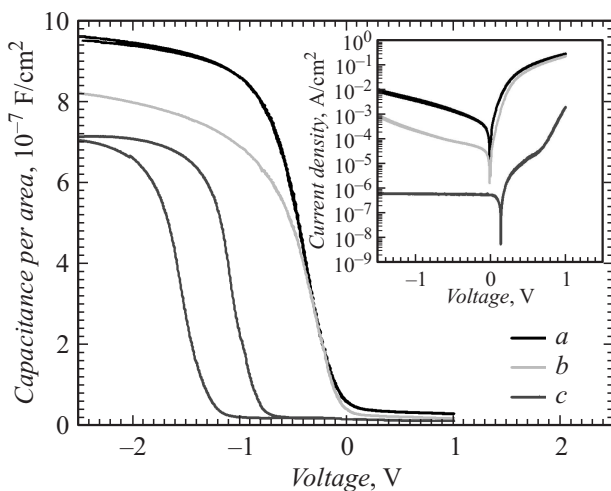


Рис. 6. ВФХ и ВАХ после БТО-2 (980°C, 5 s, Ar) и плазмохимического удаления W для структур: *a* — W(150 nm)/HfO₂(5 nm)/Si (100), *b* — W(150 nm)/HfO₂(5 nm)/X/Si (100) с предварительной обработкой поверхности Si-подложки в плазме азота, *c* — W(150 nm)/HfO₂(5 nm)/X/Si (100) с барьерным слоем SiN.

Следует отметить, что наличие сигнала для ионов SiN на графиках ВИМС структур W/HfO₂/Si (100) (рис. 1) определяется остаточной примесью азота в камере установки МР. После проведения БТО-2 образование нитридных барьерных слоев, обладающих изолирующими свойствами, в структурах W/HfO₂/X/Si (100) подтверждается данными электрофизических измерений ВАХ (вставка на рис. 6). Из рисунка следует, что в данных структурах заметно снижаются токи утечки, разница в уровнях которых связана с методикой получения нитридного слоя. Из графиков ВФХ (рис. 6) видно, что в результате присутствия барьерных слоев происходит снижение значения C_{\max} . Для структуры W/HfO₂/X/Si (100), сформированной по второму способу, графики ВФХ смещены в сторону отрицательных напряжений и имеют заметный гистерезис. Вероятно, структуры данного типа не целесообразно формировать в одном вакуумном цикле, а перед нанесением W-металлизации структуры HfO₂/X/Si (100) следует подвергать отжигу в специальной среде для нейтрализации свободных химических связей.

Заключение

Структуры на основе W/HfO₂/Si (100), сформированные с помощью высокочастотного МР *in situ* и подвергнутые быстрому термическому отжигу, исследованы методами ВИМС, ВАХ и ВФХ. Обнаружено, что отжиг структур W/HfO₂/Si (100) при 950°C приводит к образованию оксидной фазы WO_x на границе раздела W/HfO₂ и силикатной фазы HfSi_xO_y на границе раздела HfO₂/Si (100). В результате увеличивается общая толщина оксидного слоя на 30% по сравнению с толщиной исходной пленки HfO₂ и, как следствие, уменьшаются C_{\max} и k . При повышении температуры отжига до 980°C происходит формирование оксидной фазы Hf_xSi_yW_zO и дальнейшее уменьшение параметров C_{\max} и k . Все представленные ВФХ демонстрируют полную модуляцию емкости в интервале развертки. Показано, что наличие нитридных барьерных слоев в структурах на основе W/HfO₂/Si (100) приводит к заметному снижению токов утечки.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП „Диагностика микро- и наноструктур“ при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ.

Работа поддержана РФФИ, гранты №№ 13-07-00441-а и 14-07-00844-а.

Список литературы

- [1] Синтез, свойства и применение диэлектриков с высокой диэлектрической проницаемостью в кремниевых приборах / Отв. ред. А.Л. Асеев и В.А. Гриценко. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2011. 157 с.

- [2] *Robertson J.* // Eur. Phys. J. Appl. Phys. 2004. Vol. 28. P. 265–291.
- [3] *Jeong S.-W., Kim K.S., You M.T.* et al. // J. Korean Phys. Soc. 2005. Vol. 47. P. S401–S403.
- [4] *Jiang R., Li Z.-F.* // Chin. Phys. Lett. 2009. Vol. 26. N 5. P. 057 101-1–057 101-4.
- [5] *Tan T.-T., Liu Zh.-T., Liu W.-T.* et al. // Chin. Phys. Lett. 2008. Vol. 25. N 10. P. 3750–3752.
- [6] *Kobayashi H., Imamura K., Fukayama K.* et al. // Surf. Sci. 2008. Vol. 602. P. 1948–1953.
- [7] *Maida O., Fukayama K., Takahashi M.* et al. // Appl. Phys. Lett. 2006. Vol. 89. P. 122 112-1–122 112-3.
- [8] *Garcia H., Duenas S., Castan H.* et al. // J. Appl. Phys. 2008. Vol. 104. P. 094 107-1–094 107-7.
- [9] *Cho M., Park J., Park H.B.* et al. // Appl. Phys. Lett. 2002. Vol. 81. P. 3630-1–3630-3.
- [10] *Toledano-Luque M., Lucia M.L., del Prado A.* et al. // Appl. Phys. Lett. 2007. Vol. 91. P. 191 502-1–191 502-3.
- [11] *Preisler E.J., Guha S., Copel M.* et al. // Appl. Phys. Lett. 2004. Vol. 85. P. 6230–6232.
- [12] *Inoue T., Suzuki K., Miura H.* // Proc. Int. Conf. on Simulation of Semiconductor Processes and Devices (SISPAD), 2009. P. 198–202.
- [13] *Рудаков В.И., Богоявленская Е.А., Денисенко Ю.И.* и др. // Российские нанотехнологии. 2013. Т. 8. Вып. 3–4. С. 89–94.
- [14] *Рудаков В.И., Богоявленская Е.А., Денисенко Ю.И.* и др. // Микроэлектроника. 2011. Т. 40. Вып. 6. С. 418–423.
- [15] *Rudakov V.I., Bogoyavlenskaya E.A., Denisenko Yu.I.* et al. // Proceedings of SPIE. 2013. Vol. 8700. P. 87000E.
- [16] *Yang K.J., Hu C.* // IEEE Trans. Elec. Dev. 1999. Vol. 46. N 7. P. 1500–1501.
- [17] *Рудаков В.И., Богоявленская Е.А., Денисенко Ю.И.* // Письма в ЖТФ. 2012. Т. 38. Вып. 21. С. 48–55.