

Положительный заряд в КНС-гетероструктурах с межслойным оксидом кремния

© В.П. Попов, В.А. Антонов, В.И. Вдовин

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

E-mail: popov@isp.nsc.ru

(Получена 12 февраля 2018 г. Принята к печати 19 февраля 2018 г.)

Впервые продемонстрирован перенос имплантированным водородом сплошных слоев (001) Si толщиной 0.2–1.7 мкм на *c*-поверхность сапфира в процессе прямого сращивания при повышенных температурах 300–500°C. Впервые обнаружено формирование промежуточного слоя оксида кремния SiO_x при последующих термообработках при температурах 800–1100°C, рост толщины которого (до 3 нм) коррелирует с увеличением положительного заряда Q_i на гетерогранице до значения $\sim 1.5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ в отличие от отрицательного заряда на гетерогранице SiO_x/Al₂O₃ ALD. При переносе на сапфир слоя кремния вместе со слоем термического диоксида кремния величина Q_i уменьшается более чем на порядок, до $5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, с ростом толщины SiO₂ от 50 до 400 нм, а подвижности электронов и дырок практически не отличаются от величин в объемном кремнии. На основании этих результатов предложена качественная модель формирования положительно заряженных кислородных вакансий в 5-нанометровом слое сапфира вблизи границы сращивания.

DOI: 10.21883/FTP.2018.10.46465.8844

1. Введение

Совершенные эпитаксиальные гетероструктуры служат основой широкого класса устройств от полупроводниковых лазеров и солнечных элементов с рекордными эффективностями до интегральных микросхем „цифрового радио“ в смартфонах. Однако эпитаксиальный рост возможен лишь при условии согласования двух решеток, а также незначительной разницы в коэффициентах теплового расширения (КТР), допускающей последующие технологические обработки при температурах, отличных от температур роста. Поэтому получение тонких (до 100 нм) слоев кремния на сапфире (КНС), аналогичных по структурным и транспортным свойствам объемному кремнию, остается, несмотря на более чем пятидесятилетнюю историю создания таких структур, технологически сложной задачей.

Первым процессом, который был запатентован в 1963 г. в компании North American Aviation (ныне Boeing), был относительно простой метод эпитаксиального роста монокристаллических пленок кремния на сапфире осаждением из газовой фазы SiCl₄ в результате восстановительной реакции в попутном газе H₂ при высокой температуре [1]. В качестве подложек использовались пластины, вырезанные из слитка сапфира перпендикулярно к направлению его быстрого роста в *r*-плоскости (1 $\bar{1}$ 02), которая составляет 57.6° с *c*-осью, перпендикулярной базальной (0001) плоскости гексагональной решетки сапфира. В методе газовой фазной эпитаксии (chemical vapor deposition — CVD) для получения качественных структур необходимы температуры выше 800°C. Преимуществом этого метода является возможность роста равномерного по толщине слоя кремния после формирования сплошной пленки из трехмерных зародышей размером ~ 50 нм на подложках большого

диаметра, а существенным недостатком является несовершенство слоев толщиной менее 100 нм. Дело в том, что границы зародышей после их сращивания становятся центрами зарождения дислокаций и (или) микродвойников, образующихся в процессе последующего охлаждения и релаксации термоупругих напряжений из-за более чем двукратной разницы в коэффициентах теплового расширения КТР кремния ($2.55 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) и сапфира ($6.66 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) [2–4]. На *c*-плоскости сапфира кремний растет преимущественно с ориентацией (111), но с заметно большим числом дефектов [5]. Улучшить качество кремния вблизи гетерограницы можно с помощью твердофазной рекристаллизации от поверхностного слоя после его аморфизации ионной имплантацией на этой границе [4,6,7]. Еще более качественные слои получают с помощью низкотемпературной молекулярно-лучевой эпитаксии, структура которых, однако, менее стабильна при последующих высокотемпературных обработках, чем в CVD слоях Si [8].

Преодолеть ограничения метода эпитаксиального роста позволяют современные методы прямого соединения (direct bonding — DB) и водородного переноса тонких и ультратонких слоев на твердые и гибкие подложки. Недавно удалось получить структурно совершенные слои кремния и обеспечить подвижность носителей заряда в объемном материале с помощью технологии прямого сращивания исходных кристаллов по плоскостям (100) Si и (1 $\bar{1}$ 02) сапфира (*r*-ось) при отжиге не выше 850°C [9,10]. Позднее аналогичные результаты были получены на основе прямого сращивания при комнатной температуре пластин сапфира и структуры кремний-на-изоляторе (КНИ). Стравливание кремниевой подложки КНИ-структуры до слоя SiO₂ и удаление оксида в слабом растворе плавиковой кислоты с последующим высокотем-

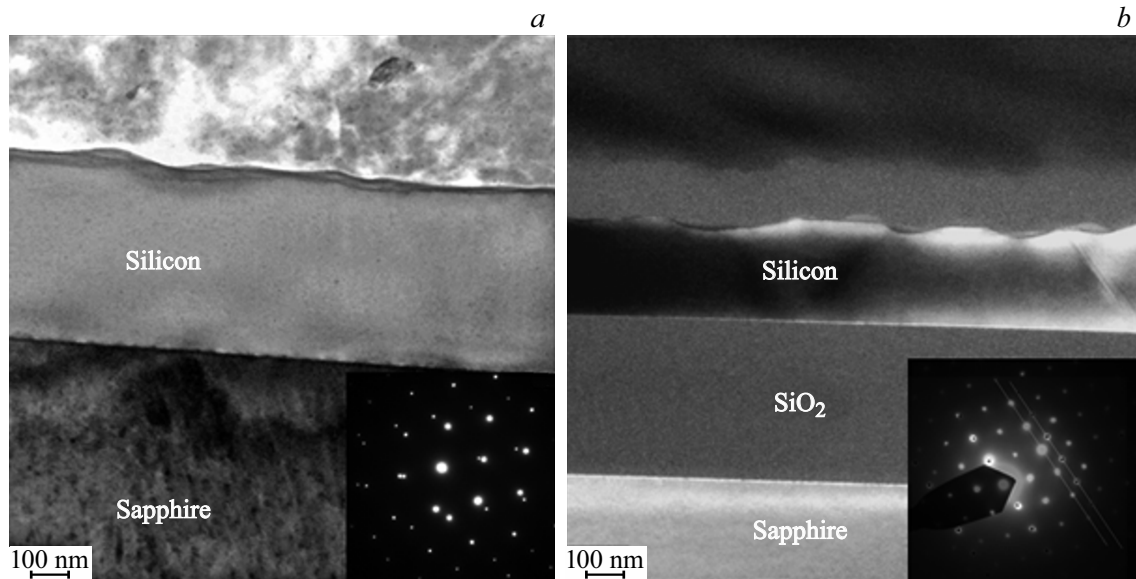


Рис. 1. ПЭМ-микроизображения поперечного сечения КНС-структуры (SOS1) с 0.5 мкм слоем Si (a) и КНС-структуры (SOS2) с 0.25 мкм слоем Si, 0.4 мкм слоем SiO₂ на *c*-поверхности сапфира после отжига при 1000 °С (b). На вставке слева — картина микродифракции из двух дифракционных картин от слоя Si и сапфира (рефлексы отмечены черными точками). На вставке справа есть дополнительно диффузное гало от аморфного SiO₂.

пературным отжигом завершали формирование КНС-структуры [11].

Недавно мы предложили для получения КНС-структур более простую DB-технология водородного переноса на сапфир одного только слоя кремния с использованием сращивания при повышенных температурах [12]. Цель настоящей работы — изучение структурных и транспортных свойств (001) слоев кремния, перенесенных водородным скалыванием на подложки сапфира с *c*-ориентацией, в зависимости от их толщины, а также от толщины промежуточного слоя оксида кремния.

2. Эксперимент

Перенос слоя кремния (100) КЭФ 10–20 Ом·см ($3\text{--}6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$), имплантированного водородом, на подложки сапфира с *c*-ориентацией поверхности диаметром 100 мм, происходил по запатентованной ранее технологии, использующей сращивание при температуре > 200 °С для уменьшения термоупругих напряжений в гетеропаре из-за разницы в КТР [12]. Облучение слоев Si водородом проводилось с энергиями от 40 до 200 кэВ на протон, что обеспечивало глубину залегания имплантированного слоя от 300 до 1800 нм. На части пластин кремния перед имплантацией выращивался термический слой диоксида кремния толщиной от 50 до 400 нм. Перед сращиванием в вакууме разные пары пластин сапфира и кремния проходили обработку в ВЧ-плазме N⁺ и O⁺ в течение 60, 90, 120 и 180 с. При скалывании и переносе слоя кремния на сапфир в процессе отжига при температуре на 200 °С выше температуры бондинга происходит полное разрушение

„донорной“ пластины кремния без нарушения целостности перенесенного на сапфир слоя кремния. Полученные таким образом КНС-пластины подвергались последовательной термообработке в атмосфере аргона ОСЧ при температурах 800, 1000 и 1100 °С. Структурные свойства и состав слоев определялись методами просвечивающей электронной микроскопии поперечного сечения X-ПЭМ образцов и энергодисперсионной спектроскопии EDS рентгеновских фотонов на микроскопах JEOL JEM4000 и JEM2000FX соответственно.

Электрофизические свойства КНС-структур определялись из сток-затворных характеристик КНС псевдо-МОП-транзисторов с вольфрамовыми иглами на расстоянии 500 мкм и радиусом острия 20 мкм с силой прижима 60 г в качестве сток-истоковых контактов и медным затвором со стороны подложки сапфира.

3. Результаты и обсуждение

С помощью методов комбинационного рассеяния света (КРС) и просвечивающей электронной микроскопии были определены структурные и механические свойства слоев кремния в КНС-пластинах, которые практически не содержат дефектов и не отличаются от свойств исходного кремния (рис. 1). Кремниевая подложка скалывается в процессе водородного переноса без разрушения переносимого слоя Si, в котором после отжига при 1000 °С наблюдаются, по данным КРС, напряжения сжатия ~ 0.3%. Деформации на гетерогранице кремния с сапфиром (снизу) менее однородны, чем для границы с диоксидом кремния (рис. 1). На вставке к рис. 1, b белыми линиями отмечены кристаллографические направления в двух решетках. Эти линии параллельны, т. е.

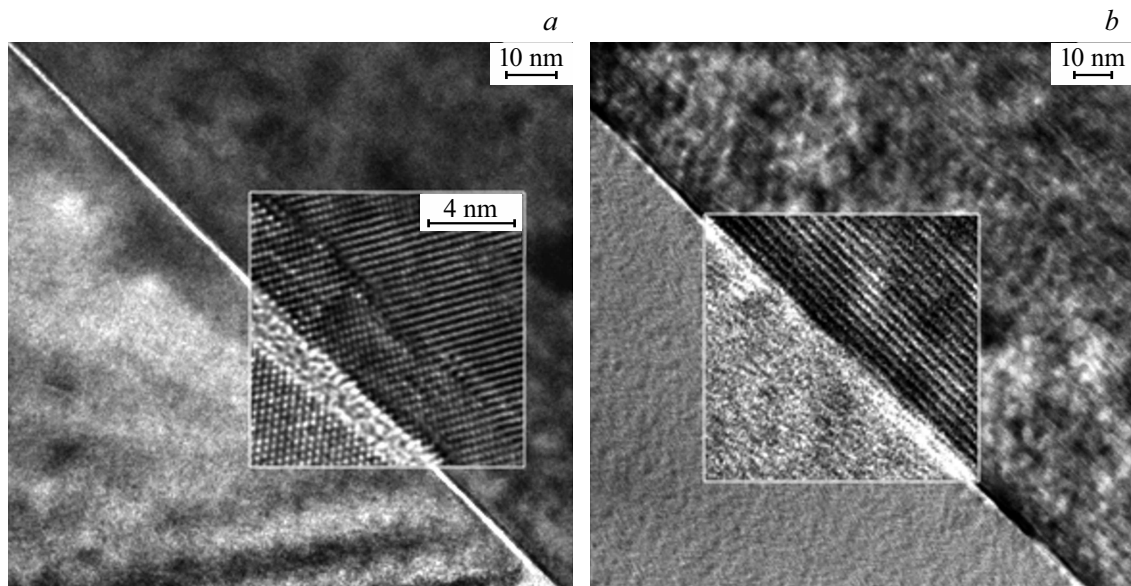


Рис. 2. ВРЭМ-микроизображения гетерограницы Si/Al₂O₃ поперечного сечения КНС-структуры SOS1 (а) и гетерограницы SiO₂/Al₂O₃ КНС-структуры SOS2 (b). На вставках — увеличенное в 5 раз изображение гетерограниц. Светлая полоса с неупорядоченной структурой на вставке а свидетельствует об образовании промежуточного аморфного слоя с низкой плотностью электронов.

кристаллические решетки в этом направлении совпадают благодаря исходной ориентации пластин по базовым срезам.

Вид границ раздела представлен высоразрешающими электронно-микроскопическими (ВРЭМ) микроизображениями на рис. 2. Из ВРЭМ-микроизображений следует, что в обоих случаях гетерограницы плоские, а в кремнии дефекты практически отсутствуют, за исключением одиночной дислокационной петли размером ~ 5 нм (темный отрезок на рис. 2, а), а также мелких дислокационных петель в тонком (~ 5 нм) слое сапфира вблизи промежуточного слоя на границе сращивания (см. вставку на рис. 2, а). Толщина промежуточного слоя менялась от 1.0 до 3.0 нм в зависимости от режимов плазменной обработки поверхностей и термического бюджета при высокотемпературном отжиге после переноса слоя кремния на сапфир. В сапфире у границы с толстым слоем SiO₂ дефектов не наблюдается (см. вставку на рис. 2, b). На вставке к рис. 2, а граница сращивания имеет конечную толщину ~ 1.5 нм и, возможно, состоит из оксида кремния и алюмосиликатов [13–15]. Для проверки этого предположения методом EDS были измерены карты и профили распределения O, Al, Si в поперечных сечениях образцов после отжига при 1100°C, из которых видно, что содержание кислорода в сапфире у гетерограницы уменьшается, а в кремнии растет (рис. 3).

Измерение транспортных свойств носителей заряда проводилось с помощью псевдо-МОП-транзисторов с медным полевым затвором со стороны подложки сапфира [13]. Для сравнения на нижней вставке рис. 4 приведены измерения сток-затворных характеристик на КНС-структурах, полученных как переносом слоя кремния имплантированным водородом на с-подложку, так

и эпитаксиальным ростом *n*-Si слоя из моносилана на *r*-подложке сапфира. Эти зависимости практически линейно растут с ростом потенциала на медном затворе, что свидетельствует о транспорте электронов и о большом встроенном положительном заряде на гетерогранице в обоих случаях, обеспечивающем обогащение кремния электронами. Из приведенных данных также следует, что при толщине перенесенного слоя кремния в 1,5 раза больше толщины эпитаксиального слоя ток в нем в 2 раза выше либо в результате большего положительного заряда вблизи гетерограницы, либо большей подвижности электронов. Последнее предположение согласуется с данными структурных исследований о лучшем качестве перенесенного слоя кремния по сравнению с эпитаксиальным.

Было обнаружено, что ток стока I_{DS} был выше для большего времени предварительной обработки поверхности пластин в ВЧ-плазме перед бондингом (верхняя вставка на рис. 4). По данным исследований методом ВРЭМ и эллипсометрии, толщина промежуточного слоя коррелировала с длительностью обработки сапфира в плазме кислорода в течение 60, 90, 120 и 180 с перед влажной химической обработкой и бондингом. При переносе только слоя кремния режимы обеднения и инверсии не достигаются при изменении потенциала затвора в интервале от -4 до $+4$ кВ.

Отсутствие режима обеднения в пленке кремния без слоя термического SiO₂ при большом отрицательном потенциале может быть связано с большим положительным зарядом в промежуточном слое и недостаточным электрическим полем вблизи гетерограницы для компенсации этого заряда из-за толстой подложки сапфира.

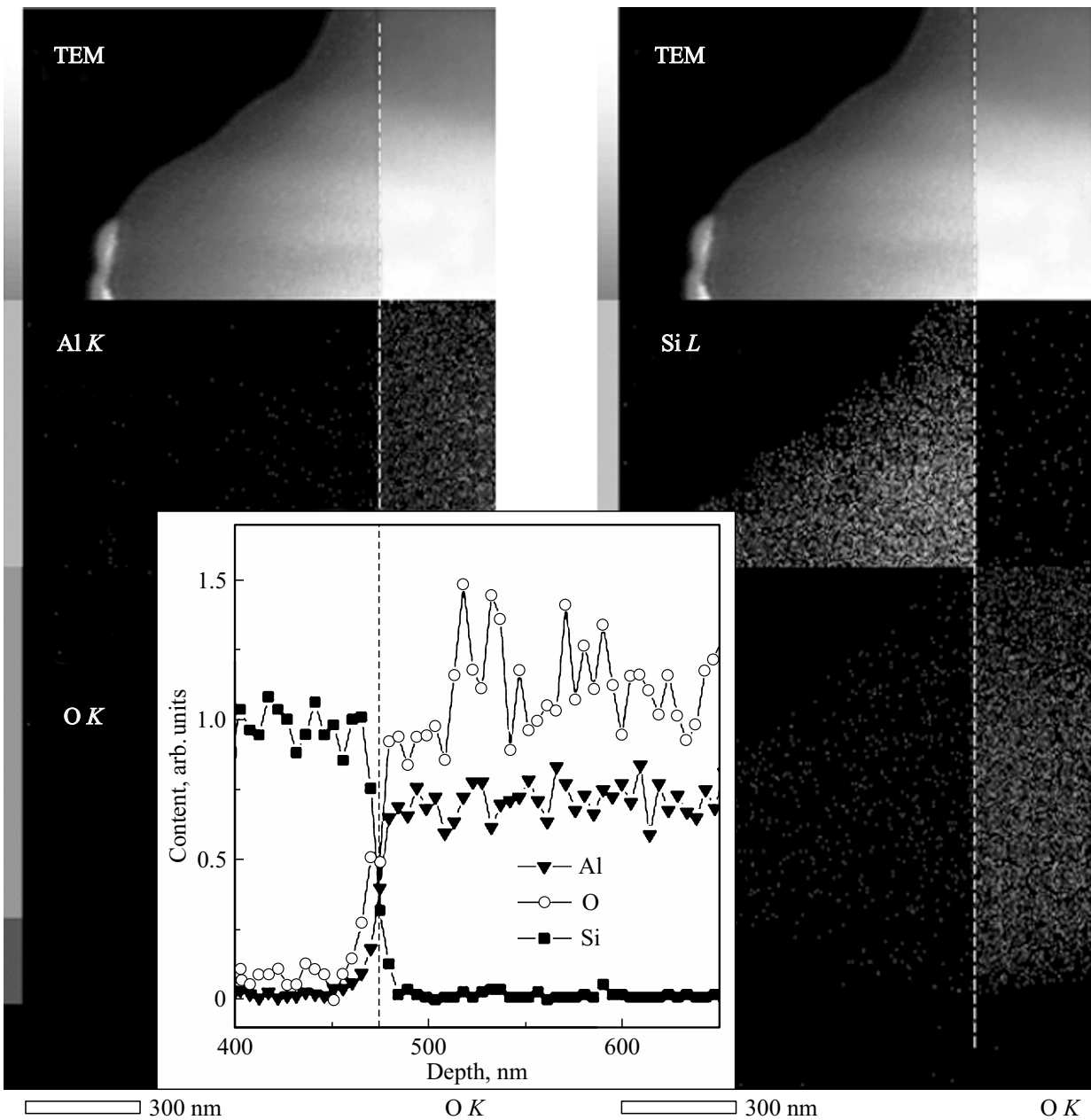


Рис. 3. ПЭМ- и EDS-микроизображения поперечного сечения КНС-структуры SOS1 после отжига при 1100°С. На вставке — интегральные (по у-координате карт интенсивности EDS пикселей) профили O, Al, Si вблизи гетерограницы КНС-структуры SOS1, нормированные на плотность атомов в объеме кремния и сапфира.

Поэтому подложки сапфира утончались шлифовкой и полировкой до толщин менее 100 мкм, что уменьшало ток стока более чем в 5 раз (верхняя вставка на рис. 4). Однако КНС псевдо-МОП-транзисторы на сапфире толщиной 70 мкм без термического окисла по-прежнему находились в состоянии обогащения при $V_{sub} = -4$ кВ и более, вплоть до пробоя при полях $\sim 6 \cdot 10^5$ В/см, поэтому определить для них напряжение плоских зон V_{fb} не удалось.

Нормальные характеристики псевдо-МОП-транзисторов были получены для структур с промежуточным слоем термически выращенного SiO_2 перед бондин-

гом толщиной 310 нм не только для утонченной до 70 мкм подложки, но и для больших толщин, вплоть до исходной толщины 500 мкм (рис. 5). Подвижности электронов и дырок для них рассчитывались на основе сток-затворных характеристик методом Y-функции ($Y = I_{DS}/\sqrt{g_m}$) (рис. 6) [13]:

$$\mu_{n,p} = (\beta_{n,p})^2 / (f_n C_{ox} V_D), \quad (1)$$

где g_m — проводимость канала, $\beta_{n,p}$ — наклоны ветвей Y-функции, $f_n = f_p = 0.75$ — геометрический фактор для двухзондовых измерений, C_{ox} — емкость

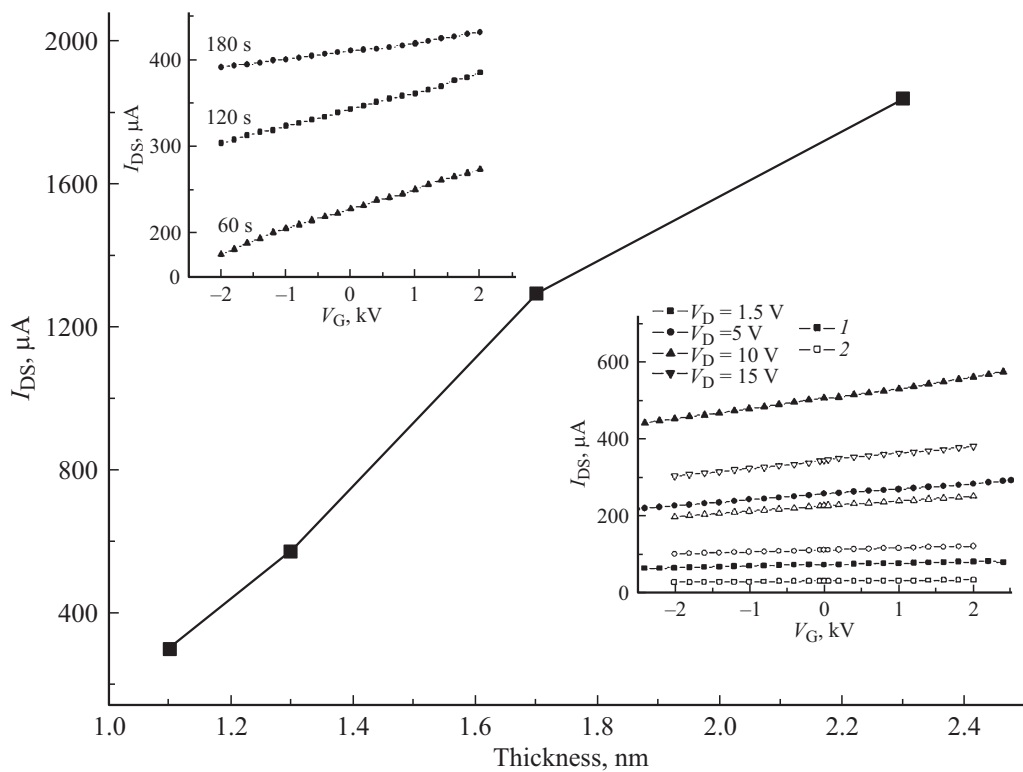


Рис. 4. Зависимость тока стока псевдо-МОП-транзисторов при $V_d = 1.5$ В и $V_g = 0$ В в 0.5 мкм слое Si на *c*-поверхности сапфира толщиной 500 мкм от толщины промежуточного слоя SiO_x после отжига при $1000^\circ C$ по данным эллипсометрии и ВРЭМ. На верхней вставке: сток-затворные характеристики псевдо-МОП-транзисторов при $V_d = 1.5$ в 0.5 мкм слое Si поверх *c*-поверхности подложек сапфира толщиной 90 мкм. На нижней вставке: семейство сток-затворных характеристик псевдо-МОП-транзисторов при различном напряжении исток–сток (U_{DS}): 1 — в 0.5 мкм слое кремния на *c*-поверхности сапфира толщиной 500 мкм после отжига при $1000^\circ C$; 2 — то же для 0.3 мкм эпитаксиального слоя Si на *r*-поверхности сапфира

подзатворного диэлектрика, V_D — напряжение стока. Для исходной КНС пластины с толщиной сапфира 500 мкм подвижности равны $\mu_n = 830 \pm 30 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ и $\mu_p = 140 \pm 10 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ соответственно.

Линейные экстраполяции участков Y -функции для слоя сапфира толщиной 70 мкм дают пороговое напряжение инверсии $V_{Tp} = -1150 \pm 100$ В, что соответствует напряжению плоских зон V_{FB} , и эффективную подвижность для дырок $\mu_p = 70 \pm 10 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$. Аналогично определяются пороговое напряжение обогащения $V_{Tn} = -140 \pm 100$ В и подвижность для электронов $\mu_n = 390 \pm 30 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ при $V_D = 1.5$ В. Подвижности дырок и электронов падают до 20 и $100 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ соответственно при росте V_D до 15 В из-за насыщения тока стока [16]. Причина наблюдающегося в некоторых случаях снижения подвижности может быть следствием введения дефектов в сапфир и кремний при утончении, что требует дополнительных исследований.

Меньшие значения подвижности в слоях с более тонким оксидом кремния обусловлены увеличением флуктуаций поверхностного потенциала в кремнии из-за приближения положительного заряда на гетерогранице Al_2O_3/SiO_2 к каналу псевдо-МОП-транзистора. Наклон зависимости $\log I_D(V_G) = \log I_0 + V_G/S$ при $V_G < V_T$, где для дырок и электронов подпороговый наклон $S = 330$ и

65 В/дек, а также 273 и 213 В/дек для сапфира толщиной 70 и 500 мкм соответственно позволяет оценить плотность состояний D_{it} из данных рис. 5 и работ [13,17]:

$$S = 2.3 \frac{kT}{q} \left[1 + \frac{C_{it1}}{C_{ox}} + \frac{C_{Si}C_{it2}}{C_{ox}(C_{Si}C_{it2})} \right], \quad (2)$$

где $C_{it1,2} = q \cdot D_{it1,2}$ есть емкости состояний на нижней и верхней гетерогранице слоя кремния, $C_{Si} = \epsilon_0 \epsilon_{Si} / t_{Si} \approx 40 \text{ нФ/см}^2$ — емкость слоя кремния t_{Si} , находящегося в обеднении. Типичная плотность состояний на гетерогранице кремния с естественным окислом $D_{it2} \sim 2.0 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$. Поскольку C_{ox} мало, так как $C_{ox} \approx C_{sa}$, а $qD_{it2} \gg C_{Si}$, то $D_{it1} = D_{it(n)}$ и определяется из выражения

$$\left[d(\log I_D) / dV_G \right]_{\min}^{-1} = 2.3(kT/q)(1 + C_{Si}/C_{ox} + qD_{it1}/C_{ox}), \quad (3)$$

где I_D — ток стока в индуцированном канале в слое кремния, V_G — напряжение на затворе, k — постоянная Больцмана, T — температура измерений, q — элементарный заряд, C_{Si} — емкость слоя кремния, C_{ox} — емкость окисла. Отсюда для подложки толщиной 70 мкм эффективная плотность состояний на границе термического диоксида кремния толщиной 310 нм с кремнием

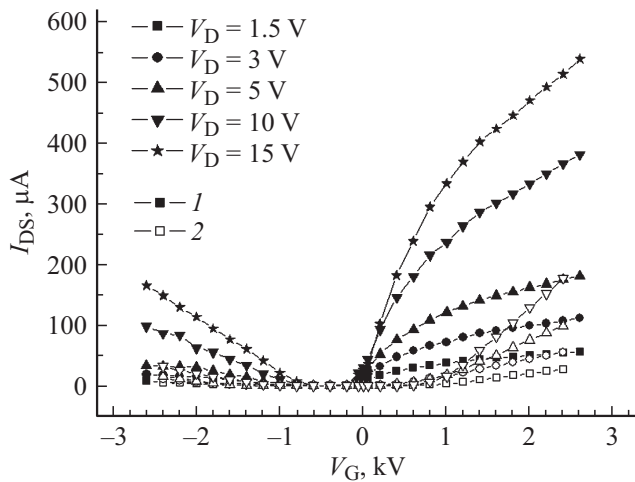


Рис. 5. Вольт-амперные характеристики псевдо-МОП-транзисторов при различном напряжении исток–сток (V_D) после отжига при 1000°C : 1 — в 0.25 мкм слое кремния на 310 нм слое SiO_2 на c -поверхности сапфира толщиной 70 мкм; 2 — то же на c -поверхности сапфира толщиной 500 мкм.

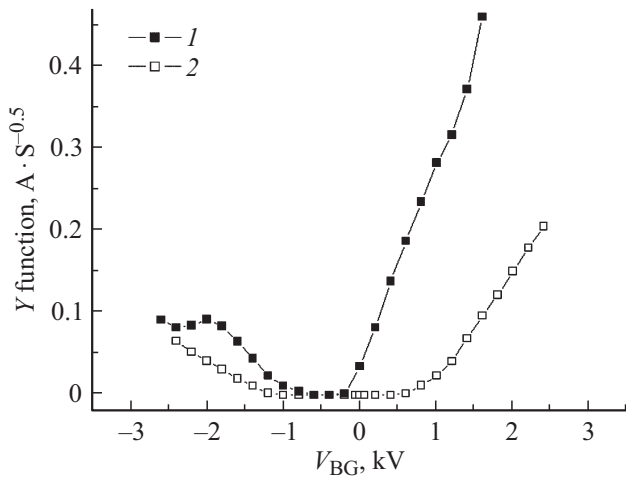


Рис. 6. Y-функции перенесенного слоя Si толщиной 0.25 мкм на 310 нм слое SiO_2 поверх c -поверхности 70 мкм сапфира (1) и 500 мкм сапфира (2) при напряжении на стоке 1.5 В.

$D_{it(n)} = 0.8 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$. Аналогичный расчет для дырочной проводимости дает $D_{it(p)} = 5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$. Из расчета для толщины сапфира 500 мкм плотности состояний составляют $D_{it(n)} = 2.0 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$ и $D_{it(p)} = 3.2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$ соответственно.

Подвижность в инверсионном канале для дырок μ_p оказывается заметно меньше в сравнении с объемным кремнием. Она составляет только $70 \pm 10 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ при $V_D = 1.5 \text{ В}$ и падает до $\mu_p = 30 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ из-за насыщения при $V_D = 15 \text{ В}$. Этот результат соответствует большей плотности состояний в нижней половине запрещенной зоны. Заметный сдвиг сток-затворных характеристик влево (рис. 5) происходит из-за захвата положительного заряда на гетерогранице диэлектрика с кремнием, хотя обычно нанесение слоя аморфного

Al_2O_3 ALD поверх SiO_2 приводит к формированию отрицательного заряда [18,19].

Разность $V_{Fn} - V_{FB}$ может меняться с изменением V_d , если присутствуют короткоканальные эффекты (SCE) из-за толстого подзатворного диэлектрика с $\epsilon_{\parallel} = 11.5$ и $\text{EOT} = (\epsilon_{\text{Si}}/\epsilon_{c-\text{sapp}}) \cdot t = 0.34 \cdot t$. Для подложки сапфира толщиной 70 мкм $\text{EOT} = 24 \text{ мкм}$, что много меньше расстояния между зондами истока и стока $\sim 500 \text{ мкм}$. При уменьшении толщины сапфира увеличивается его емкость от $C_{sa} \approx 20 \text{ пФ/см}^2$ до $C_{sa} \approx 145 \text{ пФ/см}^2$, а значит, уменьшается разность $V_{Tn} - V_{Tp}$ (см. далее выражение 4), что соответствует эксперименту (рис. 5, 6). По пороговому напряжению инверсного канала $V_{Tp} = V_{FB}$ также можно оценить плотность состояний на гетерогранице [19]:

$$V_{Tn} - V_{Tp} \approx 2\Phi_F + \frac{qN_0}{C_{sa}}t_{\text{Si}} + \frac{qD_{it}}{C_{sa}}2\Phi_F, \quad (4)$$

где q — заряд электрона, N_0 — концентрация доноров, $\Phi_F = E_F - E_i = 0.144 \text{ В}$ — положение уровня Ферми в объеме слоя кремния с концентрацией доноров $N_D = 4 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, C_{sa} — емкость сапфира, D_{it} — плотность состояний в нижней половине запрещенной зоны кремния на гетерогранице, t_{Si} — толщина обедненного слоя кремния.

Для сапфира толщиной 70 и 500 мкм $V_{Tn} - V_{Tp} = 1010$ и 2156 В, $C_{sa} \approx 145$ и 20 пФ/см² (диэлектрическая проницаемость ϵ для поля вдоль оси с $\epsilon_{\parallel} = 11.5$) суммы первого и второго слагаемых дают ~ 0.3 и 1.1 В соответственно. Тогда плотность состояний в нижней части запрещенной зоны на границе термического диоксида кремния с кремнием равна $D_{it(p)} = 3.1 \cdot 10^{12}$ и $9 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$, что не совпадает с оценками по подпороговому наклону, возможно, из-за более высоких значений N_0 при сращивании, генерирующем термодоноры [20].

Заметно большее значение $D_{it(p)}$ объясняется тем, что инверсионный канал формируется в слое толщиной менее 0.2 мкм, т.е. пленка кремния толщиной 0.25 мкм лишь частично обеднена, и вкладом состояний на ее поверхности из-за зарядовой связи можно пренебречь. Частичное обеднение позволяет оценить заряд в диэлектрике, приведенный к гетерогранице с кремнием, как $Q_{\text{Ox}} = -V_{\text{FB}}C_{\text{Ox}}/q = 10 (1.5) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ для сапфира толщиной 70 (500) мкм, что также свидетельствует о формировании эффективного положительного заряда вместо отрицательно ориентированного диполя, как это было получено для 6 нм аморфных слоев $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ в расчетной работе [18]. Наблюдаемое увеличение подвижности носителей с увеличением толщины сапфира можно объяснить также увеличением давления контактов микронзондовой установки, рассчитанной на толщину пластин $\sim 500 \text{ мкм}$. От давления зависит последовательное сопротивление контактов, а следовательно, и определяемая подвижность носителей заряда [21]. Возможной причиной формирования положительного заряда являются алюмосиликаты, образующиеся на гетерогранице $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ при отжиге [14,15,18]. Нельзя

исключить туннелирование электронов из ловушек в оксиде алюминия через ультратонкий оксид кремния в кремний [22].

Отрицательный сдвиг порогового напряжения $\Delta V_{FB} < 0$ В из-за преобладания положительного заряда на границе сращивания кремний/сапфир для КНС-структур может быть обусловлен также диффузией анионов O^{2-} из сапфира в диоксид кремния при высокотемпературных обработках $\geq 800^\circ\text{C}$. Однако оценка диффузионной длины L на основе объемного коэффициента диффузии $D(T) = 3.27 \cdot 10^{-4} \exp(-7.21 kT) \text{ м}^2/\text{с}$ для максимального термического бюджета (1100°C 2 ч) дает слишком малое значение $L = 0.01$ нм [23], тогда как по данным Х-ПЭМ протяженные дефекты, формирующиеся агрегацией точечных дефектов, видны в приповерхностном слое сапфира толщиной до 5 нм (см. вставку на рис. 2, а). Причиной ускоренной диффузии атомов и точечных дефектов в этом слое может быть реакционно-активная граница сращивания, обогащенная как вакансиями, так и атомами водорода и кислорода. Дополнительный вклад в ускорение диффузии в сапфире при отжиге могут вносить тангенциальные напряжения сжатия и нормальные к поверхности напряжения растяжения из-за в разы меньшего КТР кремния. Уход атомов кислорода в параллельных плоскостях плоскостях сапфира уменьшает рассогласование решеток и упругую энергию структур при отжиге и охлаждении.

Экспериментально обнаружено, что толщина промежуточного слоя оксида кремния SiO_x , а значит, и кислородных вакансий в сапфире, растет с увеличением длительности обработки сапфира в плазме перед влажной химической обработкой и бондингом. Движущей силой образования кислородных вакансий O_V^- в Al_2O_3 и кислородных междоузлий O_1^- в SiO_2 является разница в значениях их свободных энергий [24]. Дефекты O_1^- обладают значительно большей диффузионной длиной и могут захватываться на положительно заряженные оборванные связи на границе Si/SiO_x , увеличивая толщину промежуточного слоя оксида кремния. Большая толщина этого слоя соответствует большему току сток-затворных характеристик псевдо-МОП-транзисторов из-за большего положительного заряда на гетерогранице кремний/сапфир.

4. Заключение

Таким образом, впервые показано, что перенос сплошного слоя кремния, имплантированного водородом, на c -поверхность сапфира при повышенных температурах сращивания и последующем отжиге при $800\text{--}1100^\circ\text{C}$ приводит к формированию фиксированного и захваченного ловушками положительного заряда на гетерогранице кремний–сапфир, вызывающего отрицательные смещения пороговых напряжений донных полевых транзисторов в КНС-структурах. Вероятным местом локализации этого заряда является гетерограница между промежуточным слоем оксида кремния SiO_x толщиной ≥ 1 нм,

формирующимся на границе сращивания при переносе только слоя кремния, и приграничной областью сапфира толщиной ~ 5 нм, обогащенной вакансиями кислорода. Увеличение положительного заряда пропорционально росту толщины слоя SiO_x .

Предварительное термическое окисление кремния перед имплантацией водорода уменьшает его взаимодействие с оксидом алюминия при отжиге и соответственно уменьшает как вклад этого заряда в отрицательный сдвиг пороговых напряжений, так и сам заряд, что подтверждает предположение о месте локализации положительного заряда вблизи гетерограницы $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$. С ростом толщины слоя термического SiO_2 от 50 до 300 нм подвижность дырок (электронов) увеличивается от 70 и (390) $\text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ до 140 и (830) $\text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, приближаясь к значениям, характерным для объемного кремния.

Формирование положительного заряда может быть следствием диффузии анионов кислорода в растущий нанометровый слой промежуточного оксида кремния при высокотемпературных обработках $\geq 800^\circ\text{C}$ и образования положительно заряженных вакансий кислорода в оксидах алюминия и кремния.

Авторы выражают благодарность сотрудникам ИФП СО РАН Н.В. Дудченко и Э.Д. Жанаеву за помощь в изготовлении КНС-структур, А.Г. Черкову за измерения EDS и Е.В. Спесивцеву за проведение эллипсометрических измерений. Работа выполнена по программе НИР № 0306-2016-0004.

Список литературы

- [1] H.M. Manasevit, W.L. Simpson. J. Appl. Phys., **35** (4), 1349 (1964).
- [2] M.E. Twigg, E.D. Richmond, J.G. Pellegrino. J. Appl. Phys., **67** (8), 3706 (1990).
- [3] E. Gartstein, D. Mogilyanski, N. Frumin. J. Cryst. Growth, **205**, 64 (1999).
- [4] Mei Liu, Haihui Ruan, Liangchi Zhang. J. Mater. Res., **28** (11), 1413 (2013).
- [5] Yukio Yasuda, Yamichi Ohmura. Jpn. J. Appl. Phys., **8** (9), 1098 (1969).
- [6] S.S. Lau, S. Matteson, J.W. Mayer, P. Revesz, J. Gyulai, J. Roth, T.W. Sigmon, T. Cass. Appl. Phys. Lett., **34** (1), 76 (1979).
- [7] D.C. Paine, D.J. Howard, N.G. Stoffel, J.A. Horton. J. Mater. Res. **5** (5), 1023 (1990).
- [8] E.D. Richmond, M.E. Twigg, S. Qadri, J.G. Pellegrino, M.T. Duffey. Appl. Phys. Lett., **56** (25), 2551 (1990).
- [9] P. George P. Imthurn, Graham A. Garcia, Howard W. Walker, Leonard Forbes. J. Appl. Phys. **72** (6), 2526 (1992).
- [10] J.H. Wang, M.S. Jin, V.H. Ozguz, S.H. Lee. Appl. Phys. Lett., **64** (6), 724 (1994).
- [11] D.V. Singh, L. Shi, K.W. Guarini, P.M. Mooney, S.J. Koester, A. Grill. J. Electron. Mater., **32** (11), 1339 (2003).
- [12] В.П. Попов, Э.Д. Жанаев, Н.В. Дудченко, В.А. Антонов, А.И. Попов. Патент № 2538352 (РФ). Бюл. № 1, 10.01.2015.

- [13] S. Cristoloveanu, I. Ionica, A. Diab, F. Liu. ECS Transactions, **50** (5), 249 (2012).
- [14] N. Hefyene, S. Cristoloveanu, G. Ghibaudo, P. Gentil, Y. Moriyasu, T. Morishita, M. Matsui, A. Yasujima. Solid State Electron., **44** (10), 1711 (2000).
- [15] E. Gartstein, D. Mogilyanski, N. Frumin. J. Cryst. Growth, **205**, 64 (1999).
- [16] C. Diouf, A. Cros, S. Monfray, J. Mitard, J. Rosa, D. Gloria, G. Ghibaudo. Solid-State Electron., **85**, 12 (2013).
- [17] A. Diab, L. Pirro, I. Ionica, X. Mescot, G. Ghibaudo, S. Cristoloveanu. Appl. Phys. Lett., **101** (9), 092110 (2012).
- [18] K. Shimura, R. Kunugi, A. Ogura, Sh. Satoh, Ji. Fei, K. Kita, T. Watanabe. Jpn. J. Appl. Phys., **55** (4S), 04EB03 (2016).
- [19] N. Rodriguez, S. Cristoloveanu, F. Gamiz. IEEE Trans. Electron Dev., **56** (7), 1507 (2009).
- [20] И.В. Антонова, В.Ф. Стась, Я. Бак-Мисюк, В.И. Ободников, Е.В. Спесивцев, В.П. Попов. Изв. АН. Сер. физ., **67** (2), 175 (2003).
- [21] C. Fernandez, N. Rodriguez, C. Marquez, F. Gamiz. 2015 Joint Intern. EUROSOI Workshop and Intern. Conf. on Ultimate Integration on Silicon (EUROSOI-ULIS), 289 (2015) DOI: 10.1109/ULIS.2015.7063830.
- [22] M. Charbonnier, Ch. Leroux, V. Cosnier, P. Besson, E. Martinez, N. Benedetto, Ch., N. Rochat, C. Gaumer, K. Kaja, G. Ghibaudo, F. Martin, G. Reibold. IEEE Trans. Electron Dev., **57** (8), 1809 (2010).
- [23] Yinkai Lei, Guofeng Wang. Scripta Mater., **101**, 20 (2015).
- [24] P.M. Jordan, D.K. Simon, T. Mikolajick, I. Dirnstorfer. J. Appl. Phys. **119** (21), 215306 (2016).

Редактор А.Н. Смирнов

Positive charge in the SOS heterostructures with an interlayer silicon oxide

V.P. Popov, V.A. Antonov, V.I. Vdovin

Rhazanov Institute of Semiconductor Physics,
Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

Abstract The continuous transfer of (001) Si layers with a thickness of 0.2–1.7 μm by implanted into a donor Si wafer hydrogen ions on the *c*-surface of sapphire to form silicon-on-sapphire heterostructures was demonstrated for the first time in the process of direct bonding at elevated temperatures of 300–500 °C. The formation of the interlayer of silicon oxide SiO_x during subsequent heat treatments at 800–1100 °C was observed and the increase in the thickness of which corresponds to an increase in positive charge Q_i at the heterointerface to $\sim 1.5 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ in contrast to the negative charge in the case of $\text{SiO}_x/\text{Al}_2\text{O}_3$ ALD. When the silicon layers transfer to the sapphire with the interlayers of thermal silicon dioxide, the value of Q_i decreases by more than an order of magnitude to $\sim 1 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ with increase in SiO_2 thickness up to 400 nm, and the mobility of electrons and holes in Si layers do not differ from the values in bulk silicon. The qualitative model of positively charged oxygen vacancies formation in a 5 nm layer of sapphire based on these results was considered.