

Поведение германия, имплантированного в SiO₂ вблизи границы сращивания структуры кремний-на-изоляторе

© И.Е. Тысченко[¶], М. Фёльсков*, А.Г. Черков, В.П. Попов

Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

* Институт ионно-лучевой физики, Исследовательский центр Россендорф,
Д-01314 Дрезден, Германия

(Получена 3 августа 2006 г. Принята к печати 28 августа 2006 г.)

Исследованы свойства германия, имплантированного в слой SiO₂ вблизи границы сращивания структуры кремний-на-изоляторе. Показано, что в условиях высокотемпературного отжига (1100°C) не происходит формирования нанокристаллов германия, а имплантированные атомы Ge сегрегируют к границе сращивания Si/SiO₂. Установлено, что атомы Ge при этом размещаются в позициях, когерентных с решеткой отсеченного слоя кремния. Основным типом ловушек в этом случае являются ловушки положительного заряда, их действие объясняется в рамках увеличения плотности поверхностных состояний за счет формирования более слабых связей Ge–O. Обнаружено увеличение наклона сток–затворных характеристик тыловых МДП транзисторов, которое объясняется возрастающей подвижностью дырок за счет вклада промежуточного слоя германия, формирующегося на границе Si/SiO₂.

PACS: 61.72.Ww, 73.40.Qv, 81.20.-n, 85.30.Tv

1. Введение

Изучению свойств имплантированных ионами пленок SiO₂ в литературе уделяется большое внимание. Это обусловлено целым рядом обнаруженных в последние годы эффектов, открывающих большие перспективы в их дальнейшем использовании при создании оптоэлектронных приборов и запоминающих устройств на базе имеющейся кремниевой технологии. С этой точки зрения наиболее интересными свойствами обладают пленки SiO₂, имплантированные ионами Ge⁺. При этом оптические и электрофизические свойства диоксида кремния определяются дозой имплантированных ионов и термическим бюджетом последующих обработок. Так, например, пленки SiO₂, имплантированные ионами Ge⁺ в дозах, обеспечивающих концентрацию внедренных атомов на уровне 1–3 ат%, и отожженные при температурах, достаточных для восстановления структуры матрицы диоксида кремния, но не достаточных для диффузионного стягивания атомов германия в нанокластеры, являются эффективным источником голубой и фиолетовой фото- и электролюминесценции при комнатной температуре [1–3]. Имплантация ионов Ge⁺ в указанных дозах с последующим отжигом приводит к формированию нанокристаллов германия, обеспечивающих эффект электронной памяти [4,5]. Одним из методов снижения или компенсации положительного заряда в термическом окисле и на границе раздела Si/SiO₂ является создание центров захвата отрицательных зарядов в объеме диэлектрика путем его имплантации ионами и последующим отжигом [6–9]. При этом имплантация ионов Ge⁺ также позволяет создать более эффективные центры захвата электронов по сравнению

с нанопреципитатами других элементов [9]. В частности, электронные ловушки, связанные с Ge внутри слоя диоксида кремния, характеризуются сечением захвата отрицательного заряда $> 10^{-14}$ см² и способны накапливать максимальный электрический заряд плотностью до $7.4 \cdot 10^{12}$ см⁻². Следует отметить, что указанные выше эффекты относятся к объемным свойствам германия в матрице диоксида кремния. Однако германий, имплантированный в SiO₂ в концентрациях, превышающих предел равновесной растворимости ($\geq 10^{18}$ см⁻³ [10]), в условиях высокотемпературного отжига способен легко сегрегировать как к открытой поверхности, так и к границе раздела Si/SiO₂ [11–14]. Вблизи границы раздела его свойства могут существенно отличаться от свойств, проявляемых в объеме диоксида кремния [9,12]. Например, аккумуляция германия на границе кремний–термический окисел способствует увеличению плотности поверхностных состояний [12], а также формированию центров захвата не электронов, а дырок [9]. Способность германия сегрегировать на границу Si/SiO₂ при высокотемпературных отжигах в окислительной атмосфере и формировать там тонкие эпитаксиальные слои имеет большое практическое значение с точки зрения создания структур (кремний–германий)-на-изоляторе (КГНИ) [13]. Актуальность создания таких структур продиктована необходимостью увеличения подвижности в каналах МДП (металл–диэлектрик–полупроводник) транзисторов нанометровой длины. Указанные свойства могут сильно зависеть как от свойств самой границы раздела, так и от условий формирования диоксида кремния [14]. Все имеющиеся в литературе данные относятся к исследованию структур кремний–термический окисел. Цель данной работы — исследование свойств германия вблизи границы сращивания структуры кремния-на-изоляторе (КНИ).

[¶] E-mail: tys@isp.nsc.ru
Fax: (383) 333 27 71

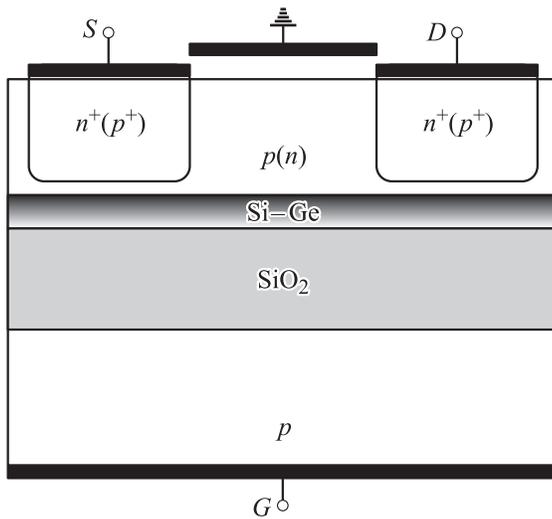


Рис. 1. Схематическое изображение МДП структуры, сформированной в слое кремния-на-изоляторе, имплантированным ионами Ge^+ : S — исток, D — сток, G — затвор.

2. Методика эксперимента

С целью создания КНИ структуры с имплантированным ионами германия захороненным слоем диоксида кремния проводилась имплантация ионов Ge^+ с энергией 40 кэВ дозой $\sim 8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ в термически выращенные пленки SiO_2 толщиной 220 нм с последующим отжигом при температуре 800°C в течение 30 мин. В качестве исходных подложек использовались пластины кремния КДБ-(10–20) ориентации (100). Используемые энергии ионов обеспечивали формирование профиля германия с максимумом распределения около 50 нм ниже поверхности SiO_2 . На имплантированную ионами Ge^+ пластину переносилась с другой пластины пленка кремния толщиной 0.5 мкм. В результате были сформированы КНИ структуры, в которых захороненный слой SiO_2 содержал германий вблизи границы сращения. На заключительной стадии с целью улучшения структурных характеристик и удаления избыточного водорода пластины были отожжены при температуре 1100°C в течение 2 ч. Каждая из пластин с КНИ структурой была разрезана на 4 части, 3 из которых были использованы для изготовления на их основе МДП транзисторов, а четвертая часть использовалась для структурных исследований. В отсеченном слое кремния КНИ структур были изготовлены также n - p - n - и p - n - p -транзисторы с областями истоков–стоков, достигающими до захороненного окисла. Длина канала транзисторов составляла 5 мкм, а его ширина была 20 или 25 мкм. Области исток–сток p -канальных транзисторов создавались имплантацией ионов B^+ и BF_2^+ . В случае n -канальных транзисторов аналогичная имплантация проводилась ионами P^+ и As^+ . Постимплантационные отжиги с целью активации примеси проводились при температуре 1050°C в течение 10 с в атмосфере азота.

Контакты к поликристаллическому затвору и к тыльной стороне пластины создавались методом магнетронного напыления алюминия. Схематическое изображение сформированных МДП структур представлено на рис. 1. Для исследования электрофизических свойств сформированных структур использовались методы измерения вольт-амперных (I - V) сток–затворных характеристик n - p - n - и p - n - p -транзисторов и высокочастотных вольт-фарадных (C - V) характеристик. С целью измерения поперечных C - V -характеристик на ряде структур были предусмотрены контактные алюминиевые площадки, примыкающие к стоковым областям. Высокочастотные (1 МГц) вольт-фарадные характеристики измерялись на профилометре ЕДК-6817, разработанном в институте физики полупроводников СО РАН, со скоростью сканирования $\sim 0.85 \text{ В/с}$. Распределение имплантированного германия исследовалось методом резерфордовского обратного рассеяния (РОР) ионов He^+ с энергией 1.7 МэВ. С целью увеличения разрешения по глубине в данном методе часть верхней пленки кремния была удалена химически в растворе $\text{HF} : \text{HNO}_3 = 1 : 40$. Структура слоев исследовалась методом высокоразрешающей электронной микроскопии как в планарном режиме (HRTEM), так и на поперечном срезе (ХТЕМ). Исследования проводились на микроскопе JEM-4000 с разрешением 0.2 нм при ускоряющем напряжении 250 кВ.

3. Результаты

На рис. 2 представлены спектры РОР в направлении, при котором реализуются условия максимального отклонения от режима каналирования в направлении $\langle 100 \rangle$

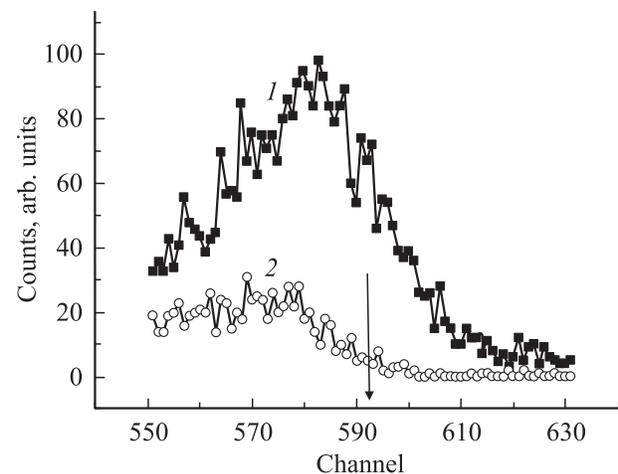


Рис. 2. Спектры резерфордовского обратного рассеяния в направлении, при котором реализуются условия максимального отклонения от направления $\langle 100 \rangle$ пленки кремния, (1) и каналирования ионов He^+ вдоль каналов $\langle 100 \rangle$ (2) в КНИ структуре с имплантированным ионами Ge^+ слоем SiO_2 после отжига при температуре 1100°C. Стрелкой отмечено положение границы раздела Si/SiO_2 .

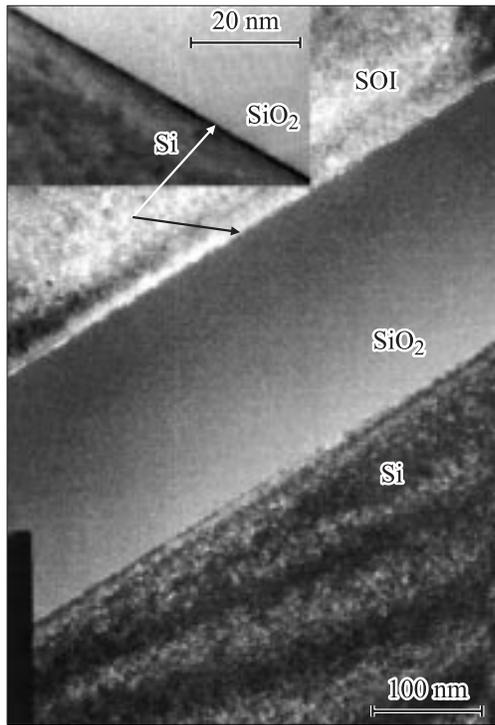


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение поперечного среза сформированной КНИ структуры (SOI) с имплантированным ионами Ge⁺ слоем SiO₂ после отжига при 800 и 1100°C.

пленки кремния (random, кривая 1), и в условиях каналирования ионов He⁺ вдоль каналов <100> (aligned, кривая 2) в сформированной КНИ структуре, содержащей Ge в слое SiO₂. Сравнение разориентированного и ориентированного спектров показывает, что после отжига при температуре 1100°C ~ 90% внедренного германия находится в позициях, когерентных с решеткой отсеченного слоя кремния, и лишь только 10% атомов Ge находится в состоянии, неупорядоченном по отношению к направлению <100> кремниевой матрицы.

Электронно-микроскопическое изображение поперечного среза сформированной КНИ структуры с имплантированным ионами Ge⁺ слоем SiO₂ после отжига при 800 и 1100°C показано на рис. 3. Данные ХТЕМ показывают, что сформированная КНИ структура имеет резкую границу раздела между отсеченным слоем кремния и имплантированным ионами Ge⁺ диэлектриком (верхняя граница Si/SiO₂). Никаких нанокристаллов германия при этом в образцах обнаружено не было. На вставке к рис. 3 показано изображение границы сращивания Si/SiO₂, полученное в условиях высокого разрешения. Четко наблюдается формирование промежуточного слоя толщиной ~ 1.3 нм, когерентного с пленкой отсеченного кремния.

Вольт-фарадные характеристики структур Al/n⁺-Si/Ge-SiO₂/p-Si/Al и Al/p⁺-Si/Ge-SiO₂/p-Si/Al приведены на рис. 4, а и b соответственно. Здесь же для сравнения

представлены и C-V-характеристики соответствующих структур с неимплантированным диэлектриком. Из рисунка видно, что C-V-характеристики имеют целый ряд различий. Во-первых, имеет место ряд различий между вольт-фарадными характеристиками КНИ структур с не имплантированным и имплантированным германием диэлектриком. Кривые имплантированных Ge⁺ структур (кривые 2 на рис. 4, а и b) являются более пологими в области обеднения по сравнению с не имплантированными структурами (кривые 1 на рис. 4, а и b). При этом большая размытость участка C-V-характеристики в области обеднения наблюдается для структур с легированным верхним слоем p⁺-кремния. Во-вторых, в обоих случаях легирования в структурах с имплантированным диэлектриком наблюдается отрицательный сдвиг в напряжении плоских зон по сравнению со структурами, содержащими не имплантированный ионами Ge⁺ SiO₂. В-третьих, из рис. 4, а и b видно, что изменение типа легирования верхнего слоя кремния сопровождается появлением существенных различий вольт-

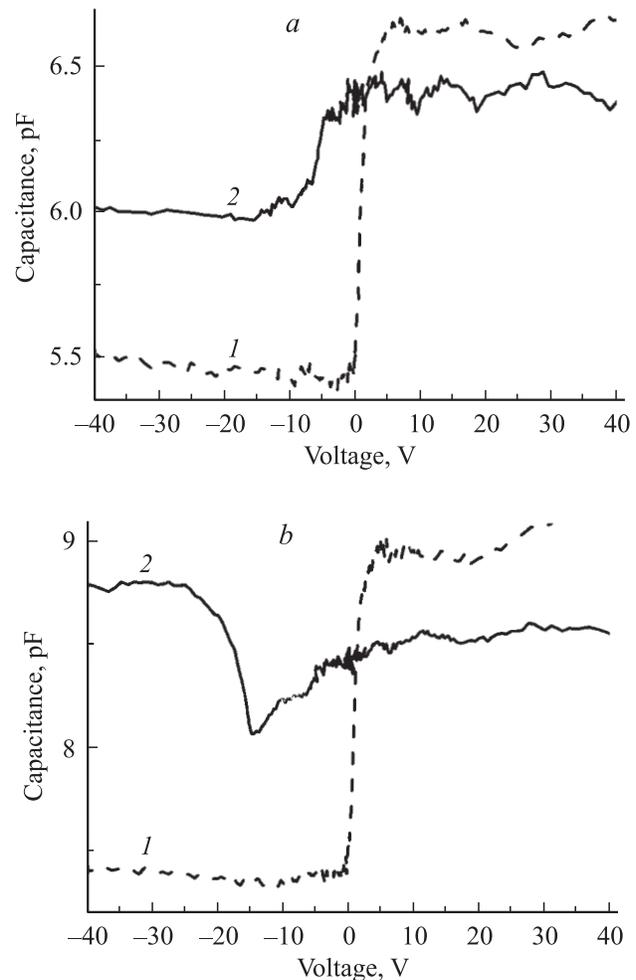


Рис. 4. C-V-характеристики структур Al/n⁺-Si/Ge-SiO₂/p-Si/Al (a) и Al/p⁺-Si/Ge-SiO₂/p-Si/Al (b) с не имплантированным (1) и имплантированным ионами Ge⁺ (2) захороненным слоем SiO₂.

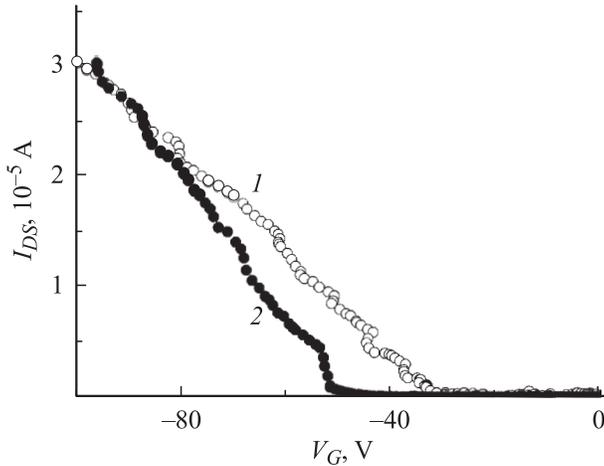


Рис. 5. Сток–затворные характеристики p – n – p -транзисторов, сформированных на КНИ структурах с не имплантированным (1) и имплантированным ионами Ge^+ (2) захороненным слоем SiO_2 .

фарадных характеристик структур с имплантированным германием диоксида кремния. В C – V -характеристиках $\text{Al}/p^+-\text{Si}/\text{Ge}-\text{SiO}_2/p\text{-Si}/\text{Al}$ (рис. 4, *b*) структур при больших отрицательных смещениях (область инверсии) происходит вновь увеличение емкости диэлектрика. В структурах $\text{Al}/n^+-\text{Si}/\text{Ge}-\text{SiO}_2/p\text{-Si}/\text{Al}$ (рис. 4, *a*) подобного эффекта не наблюдалось.

На рис. 5 представлены сток–затворные характеристики $I_{DS}(V_G)$ тыловых (затвором служит подложка) p – n – p -транзисторов, сформированных на КНИ структурах с имплантированным и не имплантированным германием диэлектриком. В этом случае в качестве затвора служил Al -контакт к подложке, а проводящий канал формировался в слое кремния, примыкающем к захороненному слою SiO_2 . Из рисунка видно, что в случае имплантированной ионами Ge^+ КНИ структуры сток–затворная I – V -характеристика является более крутой, чем в случае не имплантированных КНИ структур.

4. Обсуждение

Наблюдаемое ранее влияние поверхности и термической границы раздела Si/SiO_2 на перераспределение в процессе отжига при температуре выше 900°C имплантированных в SiO_2 атомов Ge объяснялось в рамках модели остальдовского зарождения и эволюции нанокристаллов германия [10]. При этом было обнаружено формирование вблизи границ раздела фазы оксида германия, химически встроенной в матрицу диоксида кремния. Иными словами, наличие поверхности стимулировало формирование фазы GeO_x . Из сравнения полученных нами данных РОР и канализирования видно, что большая часть атомов внедренного германия после отжига при температуре 1100°C находится в позициях, когерентных решеткой с кремниевой пленки. Это может быть в том

случае, когда атомы германия диффундируют в слой кремния и образуют раствор SiGe либо, сегрегировав к границе раздела Si/SiO_2 , образуют эпитаксиальный слой монокристаллического германия, как это происходило в процессе окисления при высокой температуре имплантированного ионами Ge^+ кремния [13]. Из рис. 2 видно, что доля упорядоченного германия составляет $\sim 90\%$ ($7.1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$). Поскольку поверхностная плотность Ge составляет $\sim 6.8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$, то это означает, что толщина эпитаксиального слоя германия может достигать 9–10 монослоев. Из рис. 2 также следует, что $\sim 10\%$ атомов германия находятся в некогерентном с кремниевой решеткой состоянии. Это означает, что $\sim 1.6 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ атомов германия может находиться в объеме диоксида кремния в виде мелких нанопреципитатов или нанокристаллов, разориентированных относительно кремниевой матрицы.

Размытость участка C – V -характеристики в области обеднения структур с имплантированным SiO_2 по сравнению со структурами с неимплантированным диоксидом кремния показывает, что в первом случае имеет место большая плотность состояний на границе раздела. Одной из возможных причин избыточной плотности состояний могут быть дефекты, вызванные имплантацией ионов германия, приводящие к дополнительной неоднородности границы сращивания. Однако данные высокоразрешающей электронной микроскопии показывают, что граница Si/SiO_2 в этом случае остается атомарно гладкой и не отличается от границы с неимплантированным диэлектриком. Принимая во внимание данные РОР, можно предположить, что наиболее вероятным источником повышенной плотности состояний в данном случае являются локальные дефекты на границе раздела Si/SiO_2 . В принципе конфигурации дефектов, формируемых атомами Si и Ge , структурно идентичны. Это означает, что сама по себе диффузия атомов германия к поверхности не должна приводить к существенному увеличению плотности состояний на границе раздела. Влияние атомов германия на образование поверхностных состояний может заключаться лишь в следующем. Во-первых, дефекты, связанные с атомами германия, могут давать уровни в запрещенной зоне Si , в то время как уровни, связанные с атомами кремния, находятся внутри энергетических зон [12]. Во-вторых, увеличение концентрации дефектов может происходить из-за того, что связи, обусловленные атомами германия, слабее, чем соответствующие связи, обусловленные атомами кремния. Эти факторы могут быть также причиной того, что в области сильного обеднения емкость имплантированной КНИ структуры остается выше емкости КНИ структуры с неимплантированным SiO_2 .

Смещение в напряжении плоских зон в имплантированных Ge^+ МДП структурах обусловлено суммой положительных и отрицательных зарядов в диэлектрике, и его величина может быть определена следующим

образом [15]:

$$\Delta V_{FB} = -qQ_t X_0 / \epsilon_0 \epsilon_{ox}, \quad (1)$$

где ΔV_{FB} — смещение напряжения плоских зон, q — заряд электрона, Q_t — величина заряда, захваченного на ловушки, локализованные в оксиде на расстоянии X_0 от границы раздела металл–оксид, ϵ_0 — диэлектрическая проницаемость вакуума, ϵ_{ox} — диэлектрическая проницаемость оксида кремния. Для того чтобы правильно оценить величины зарядов, необходимо также определить положение центроида заряда X_0 относительно границы раздела. Обычно пренебрегают локальными неоднородностями заряда внутри слоя диэлектрика и считают его равномерно распределенным по всей толщине слоя d_{ox} . В этом случае, подставив из рис. 4 значение $\Delta V_{FB} \approx 8$ В, $X_0 = d_{ox} = 220$ нм, $\epsilon_{ox} = 3.9$, найдем величину $Q_t \approx 7.8 \cdot 10^{11}$ см⁻². Эта величина значительно меньше концентрации германия, имплантированного в SiO₂. В подобного рода структурах необходимо иметь в виду, что наиболее чувствительным является заряд, расположенный вблизи границы раздела Si/SiO₂. Согласно проведенным ранее исследованиям [9], именно германий на границе раздела создает центры захвата положительного заряда. Реализация условий для захвата дырок из легированного p -слоя кремния-на-изоляторе в структурах Al/ p^+ -Si/Ge–SiO₂/ p -Si/Al (рис. 4, *b*) является и причиной увеличения емкости в области инверсии. Сравнение данных C – V -измерений и POP (рис. 2) указывает на то, что основными центрами захвата носителей в наших структурах являются именно ловушки положительного заряда на границе соединения слоев SiO₂ и перенесенного кремния за счет стока имплантированного в диэлектрик германия. Центрами захвата отрицательного заряда является лишь германий, находящийся внутри объема диэлектрика [9]. Высоко-разрешающая электронная микроскопия не обнаружила никаких крупных скоплений германия в объеме диэлектрика. Однако различная степень размытия C – V -характеристик в области обеднения может быть связана именно с присутствием ловушек отрицательного заряда в объеме диэлектрика и с частичной компенсацией тем самым положительного заряда на границе раздела в условиях инжекции электронов в SiO₂ (рис. 4, *a*). Центрами захвата отрицательного заряда в объеме диэлектрика могут быть мелкие нанокластеры германия или кремния, а также дефекты в матрице диоксида кремния типа неместикового кислорода, связанного с атомами кремния или атомами германия (центры \equiv SiO• или \equiv GeO•), которые, согласно литературным данным, могут быть ловушками отрицательного заряда [15,16]. Согласно данным, приведенным в работе [4], центрами захвата отрицательного заряда могут быть также связи GeO_x.

Различие наклонов сток–затворных характеристик тыловых МДП транзисторов, представленных на рис. 5, может свидетельствовать о различии величин подвижности дырок в канале транзистора, сформированного

в КНИ структуре с не имплантированным и имплантированным Ge⁺ слоем SiO₂. Величина подвижности дырок в p -канале может быть оценена из полученных сток–затворных характеристик [17]:

$$I_{DS} = -(\mu_p \epsilon_0 \epsilon_{ox} W / 2d_{ox} l) [2(V_{GS} - V_T)V_{DS} - V_{DS}^2], \quad (2)$$

где μ_p — средняя подвижность дырок в канале, W — ширина канала, l — длина проводящего канала, V_{GS} — напряжение затвор–исток, V_T — пороговое напряжение, V_{DS} — напряжение сток–исток. Оценки, проведенные в соответствии с выражением (2), показывают, что значения подвижности дырок в проводящем канале тыловых транзисторов, изготовленных на основе структур с SiO₂, имплантированным ионами Ge⁺, на ~20% выше подвижности дырок в канале транзисторов не имплантированных КНИ структур. Эти различия могут быть объяснены вкладом тонкого эпитаксиального слоя германия на границе SiO₂, в котором подвижность может быть почти в 3 раза выше, чем в кремнии.

В заключение обсудим особенности формирования нанокристаллов германия вблизи границы сращивания КНИ структуры. В наших экспериментах концентрация внедренного в SiO₂ германия составляла ~3 ат%. Такие концентрации германия традиционно используют с целью создания нанокристаллов германия со средними размерами ~2 нм [11,18]. Однако в данной работе мы не наблюдали присутствия нанокристаллов Ge в пленке после отжига при температуре 1100°С. Одной из причин отсутствия нанокристаллов является близость границы раздела Si/SiO₂, которая при высокотемпературном отжиге является конкурирующим стоком для германия. В результате пересыщение германия в объеме SiO₂ является недостаточным для формирования крупных нанокристаллов и может приводить лишь к образованию мелких нанокластеров. Вторая причина заключается в том, что в условиях формирования КНИ структуры верхний слой кремния оказывается сильно насыщенным водородом [19]. Согласно имеющимся экспериментальным данным [14], водород, проникающий при отжиге в SiO₂, является эффективным стимулятором диффузии атомов Ge в диоксиде кремния. Это может также приводить к ускоренной диффузии германия к границе раздела Si/SiO₂ и снижению его концентрации в объеме.

5. Заключение

Итак, обнаружено, что в условиях высокотемпературного отжига германий, имплантированный в пленку SiO₂ вблизи границы сращивания КНИ структуры, ускоренно сегрегирует к границе раздела Si/SiO₂. Установлено, что атомы Ge находятся в позициях, когерентных с решеткой отсеченного слоя кремния. Показано, что основным типом ловушек в этом случае являются ловушки положительного заряда, действие которых объясняется в рамках увеличения плотности поверхностных состояний за счет формирования более слабых связей

Ge—O. Увеличением подвижности дырок за счет формирования промежуточного слоя германия на границе Si/SiO₂ объясняется обнаруженное увеличение наклона сток—затворных характеристик МДП транзисторов.

Авторы выражают благодарность О.В. Наумовой за помощь при проведении измерений вольт-амперных характеристик МДП транзисторов и Д.В. Николаеву за помощь при проведении измерений высокочастотных вольт-фарадных характеристик, В.А. Володину за полезное обсуждение работы.

Список литературы

- [1] H.A. Atwater, K.V. Shcheglov, S.S. Wong, K.J. Vahala, R.C. Flagan, M.L. Brongersma, A. Polman. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **321**, 363 (1994).
- [2] W. Skorupa, R.A. Yankov, I.E. Tyschenko, H. Fröb, T. Böhme, K. Leo. *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 2410 (1996).
- [3] L. Rebohle, J. von Borany, R.A. Yankov, W. Skorupa, I.E. Tyschenko, H. Fröb, K. Leo. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 2809 (1997).
- [4] W.K. Choi, W.K. Chim, C.L. Heng, L.W. Teo, V. Ho, V. Ng, D.A. Antoniadis, E.A. Fitzgerald. *Appl. Phys. Lett.*, **80**, 2014 (2002).
- [5] T.H. Ng, W.K. Chim, W.K. Choi. *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 113 112 (2006).
- [6] S.-H. Choj, R.G. Elliman. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 968 (1999).
- [7] B. Mrstik, H.L. Hughes, P.J. McMarr, R.K. Lawrence, D.I. Ma, I.P. Isaacson, R.A. Walker. *IEEE Trans. Nucl. Sci.*, **47**, 2189 (2000).
- [8] T. Gebel, L. Rebohle, W. Skorupa, A.N. Nazarov, I.N. Osiyuk, V.S. Lysenko. *Appl. Phys. Lett.*, **94**, 2575 (2001).
- [9] A.N. Nazarov, T. Gebel, L. Rebohle, W. Skorupa, I.N. Osiyuk, V.S. Lysenko. *J. Appl. Phys.*, **94**, 4440 (2003).
- [10] J. von Borany, R. Grötzschel, K.-H. Heining, A. Markwitz, W. Matz, B. Schmidt, W. Skorupa. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 3215 (1997).
- [11] L. Rebohle, I.E. Tyschenko, J. von Borany, B. Schmidt, R. Grötzschel, A. Markwitz, R.A. Yankov, H. Fröb, W. Skorupa. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **486**, 175 (1998).
- [12] E.S. Marstein, A.E. Gunnæs, A. Olsen, T.G. Finstad, R. Turan, U. Serincan. *J. Appl. Phys.*, **96**, 4308 (2004).
- [13] D. Fathy, O.W. Holland, C.W. White. *Appl. Phys. Lett.*, **51**, 1337 (1987).
- [14] B. Schmidt, D. Grambole, F. Herrmann. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **191**, 482 (2002).
- [15] M.V. Fischetti. *J. Appl. Phys.*, **57**, 2860 (1985).
- [16] V.A. Gritsenko, A.V. Shaposhnikov, Yu.N. Novikov, A.P. Baraban, H. Wong, G.M. Zhidomirov, M. Roger. *Microelectron. Reliability*, **43**, 665 (2003).
- [17] *Интегральные схемы на МДП-приборах*, под ред. А.Н. Карамзинского (М., Мир, 1975) с. 528. [Пер. с англ.: *MOS Integrated Circuits*, ed. by W.M. Penney, L. Lau (Microelectronics Series, Van Nostrand Reinhold Company, N.Y.—Cincinnati—Toronto—London—Melbourne, 1972)].
- [18] K.S. Min, K.V. Shcheglov, C.M. Yang, Harry A. Atwater, M.L. Brongersma, A. Polman. *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 2511 (1996).

- [19] V.P. Popov, A.K. Gutakovskii, L.N. Safronov, I.E. Tyschenko, K.S. Zhuravlev, A.B. Talochkin, I.V. Antonova, O.V. Naumova, V.I. Obodnikov, A. Misiuk, J. Bak-Misiuk, J. Domagala, A. Romano-Rodrigues, A. Bachrouri. *Progress in SOI Structures and Devices Operation at Extreme Conditions*, ed. by F. Balestra, A. Nazarov and S. Lysenko (Kulwer Academic Publishers, Netherlands, 2002) p. 269.

Редактор Л.В. Шаронова

Behaviour of germanium ion-implanted into SiO₂ near the bonding interface of silicon-on-insulator structure

I.E. Tyschenko, M. Voelskow*, A.G. Cherkov, V.P. Popov

Institute of Semiconductor Physics,
Russian Academy of Sciences, Siberian Branch,
630090 Novosibirsk, Russia
* Institute of Ion Beam Physics,
Research Center Rossendorf,
D-01314 Dresden, Germany

Abstract Behaviour of germanium ion-implanted into SiO₂ films near the bonding interface of silicon-on-insulator structure has been investigated. The inhibition of Ge nanocrystals formation and segregation of ion-implanted Ge atoms to the Si/SiO₂ bonding interface under high-temperature annealing (1100° C) have been obtained. At that, Ge atoms stand in the positions, which are coherent with the top silicon lattice. In that case, the hole traps are main charge traps. Their origin has been explained in the frame of the surface density of states, because of the formation of the weaker Ge—O bonds. The observed increase of the drain-gate current—voltage characteristic slope of back MOS transistors has been connected with the grown hole mobility due to the contribution of Ge layer formed on the Si/SiO₂ interface.