

Влияние кислорода на процессы ионно-лучевого синтеза скрытых слоев карбида кремния в кремнии

© В.В. Артамонов, М.Я. Валах, Н.И. Клюй, В.П. Мельник, А.Б. Романюк, Б.Н. Романюк, В.А. Юхимчук

Институт физики полупроводников Национальной академии наук Украины,
252028 Киев, Украина

(Получена 16 марта 1998 г. Принята к печати 2 апреля 1998 г.)

Методами комбинационного рассеяния света и инфракрасной спектроскопии исследованы свойства кремниевых структур со скрытыми слоями карбида кремния (SiC), сформированными высокодозовой имплантацией ионов углерода с последующим высокотемпературным отжигом. Также изучено влияние дополнительной имплантации ионов кислорода на особенности формирования скрытого слоя SiC. Показано, что при одинаковых режимах имплантации и постимплантационного отжига скрытый слой SiC более эффективно формируется в пластинах $Cz-Si$ либо в Si (Cz или Fz), подвергнутом дополнительной имплантации ионов кислорода. Таким образом, кислород способствует формированию слоя SiC благодаря образованию преципитатов SiO_x и аккомодации объема в области формирования фазы SiC. Также обнаружен эффект сегрегации углерода и формирования аморфной углеродной пленки на границах зерен SiC.

1. Введение

Одним из наиболее перспективных материалов современной электроники, несомненно, является карбид кремния (SiC), SiC — широкозонный полупроводник (ширина запрещенной зоны изменяется от 2.3 до 3.3 эВ в зависимости от политапа), имеет высокую термическую, радиационную и химическую стабильность [1,2]. Наряду с возможностью изменения типа проводимости, высокой подвижностью носителей заряда эти характеристики и определяют области практического применения SiC: от светодиодов до высокотемпературных быстродействующих транзисторов [2–4].

Перспективным методом создания SiC является высокодозовая имплантация ионов углерода в кремний [5–9]. Наряду с низким уровнем загрязнений и сравнительно невысокими температурами синтеза этот метод обеспечивает возможность создания слоя SiC на требуемой глубине при изменении энергии внедряемых ионов. Сформированные ионной имплантацией кремниевые структуры со скрытым слоем SiC могут быть использованы как SOI-структуры (silicon-on-insulator), имеющие определенные преимущества перед традиционными структурами со скрытым слоем SiO_2 , полученные методом SIMOX (separation by implanted oxygen) [10]. Это в первую очередь существенно более высокие радиационная стойкость и теплопроводность скрытого слоя SiC, обеспечивающие возможность функционирования приборов в более жестких условиях. В ряде работ сообщается о перспективности использования слоев SiC на Si, сформированных ионной имплантацией, как подложек для последующего осаждения эпитаксиальных пленок SiC или алмазоподобных пленок [6,11]. С другой стороны, скрытый слой SiC, полученный при определенных условиях, может использоваться как "стоп-слой" при травлении кремния в технологии производства различных сенсоров [8].

В большинстве работ, посвященных исследованию процессов ионно-лучевого синтеза скрытых слоев SiC, изучалось влияние температуры имплантации и постимплантационного отжига, энергии и дозы имплантированных ионов, ориентации подложки на свойства получаемого слоя [5–8].

Ранее нами показано существование стимулирующее воздействие примеси углерода на процесс формирования скрытого слоя SiO_2 в кремнии [12]. И напротив, кислород в свою очередь влияет на формирование слоя SiC [9].

В связи с этим целью настоящей работы является исследование влияния кислорода на процесс формирования скрытого слоя SiC в кремнии при высокодозовой имплантации ионов углерода в зависимости от условий постимплантационного отжига.

2. Эксперимент

Исследовались пластины $p-Si$ ориентации (100), выращенные методом зонной плавки ($Fz-Si$) и Чохральского ($Cz-Si$). Концентрация кислорода в исходных пластинках $Fz-Si$ и $Cz-Si$ составляла $\leq 10^{16}$ и $6 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$ соответственно. Пластины Si имплантировались ионами C^+ с энергией 125 кэВ и дозой $4.3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Плотность тока ионного пучка не превышала 2 мкА/см^2 . В процессе имплантации пластины дополнительно подогревались с тыльной стороны галогеновыми лампами до температуры 500°C . Некоторые пластины дополнительно имплантировались ионами O^+ с энергией 150 кэВ и дозой $2 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$. После имплантации пластины подвергались высокотемпературному отжигу при температурах 1180 или 1250°C в течение 4 ч в атмосфере аргона.

Спектры инфракрасного (ИК) поглощения измерялись на фурье-спектрометре IFS-113v со спектральным разрешением 2 см^{-1} . Спектры комбинационного рассеяния (КР) света измерялись с помощью автоматизированной установки, собранной на базе спектрометра ДФС-24. Для регистрации использовался охлаждаемый ФЭУ-136 в

режиме счета фотонов. Для возбуждения использовался аргоновый лазер ($\lambda = 474.4, 487.9, 496.5$ и 514.5 нм). Во избежание разогрева образца в процессе регистрации спектров КР излучение лазера фокусировалось на образец с помощью цилиндрической линзы, а общая мощность возбуждающего излучения не превышала 100 мВт. Все измерения выполнялись при комнатной температуре.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1, *a* представлены спектры ИК поглощения пластин $Fz-Si$ и $Cz-Si$ после имплантации ионов углерода. Для образцов $Cz-Si$ наблюдаются три характерные полосы, расположенные в области 600, 800 и 1100 см^{-1} . Полоса 600 см^{-1} соответствует колебаниям связей Si-C, когда атом углерода находится в положении замещения в решетке кремния. Полоса 1100 см^{-1} характерна для кислородосодержащего Si и соответствует колебаниям связей Si-O-Si. Наличие полосы 800 см^{-1} , характерной для связи Si-C в решетке карбида кремния, свидетельствует о формировании скрытого слоя SiC прямо в процессе имплантации. Отметим, что спектр имплантированной пластины $Fz-Si$ в целом подобен описанному, однако

полоса 1100 см^{-1} в нем практически отсутствует, что обусловлено низкой концентрацией кислорода в исходной пластине. Кроме того, интенсивность полосы 800 см^{-1} меньше, нежели для $Cz-Si$.

Отжиг имплантированных структур при температуре $T = 1250^\circ\text{C}$ приводит к резкому увеличению интенсивности и сужению полосы 800 см^{-1} , что свидетельствует об увеличении содержания фазы SiC и ее кристаллизации (рис. 1, *b*). Более эффективное формирование фазы SiC имеет место в пластинах $Cz-Si$, что проявляется в значительном увеличении поглощения в области 800 см^{-1} по сравнению с пластинами $Fz-Si$. При этом возрастает и относительное содержание кристаллической фазы SiC. Действительно, разложение полосы 800 см^{-1} на две элементарные полосы, соответствующие SiC в аморфном и кристаллическом состоянии [13], дает значения отношения интегральных интенсивностей "аморфной" и "кристаллической" полос: $I_a/I_c = 2.9$ для $Cz-Si$ и 5.13 для $Fz-Si$ соответственно.

Полученные результаты могут быть интерпретированы в рамках следующей модели. Известно, что при синтезе слоев SiC в матрице Si должно иметь место значительное уменьшение объема кристалла в области формирования фазы SiC (на 48%) [7]. С другой стороны, при формировании преципитатов или фазы SiO_2 в Si происходит увеличение объема кристалла [14]. Так, в случае формирования сплошного скрытого слоя SiO_2 объем должен увеличиться в 2.25 раза [6,14]. Очевидно, что при образовании другой фазы в Si термодинамически более выгодными являются процессы, позволяющие минимизировать свободную энергию системы. При синтезе скрытых слоев SiC в Si эта ситуация реализуется для пластин $Cz-Si$, содержащего в исходном состоянии большое количество кислорода. В процессе имплантации и отжига пластин $Cz-Si$ преципитаты SiO_2 , образующиеся в области формирования фазы SiC, позволяют аккомодировать изменение объема и уменьшить свободную энергию системы. В результате происходит более эффективное формирование фазы SiC. В этом случае, уже в процессе имплантации межузельные атомы Si, генерируемые при замещении элементарной ячейки Si элементарной ячейкой $\beta-SiC$ [6,7], взаимодействуют в образующемся свободном объеме с атомами кислорода, формируя преципитаты SiO_x . В процессе постимплантационного отжига размеры преципитатов SiO_x увеличиваются, а избыточный кислород вытесняется на границы формирующегося слоя SiC [9]. В пользу данной модели свидетельствует тот факт, что уже сразу после имплантации формирование фазы SiC более эффективно в кислородосодержащем кремнии (рис. 1, *a*). Отметим, что, поскольку скрытый слой SiC формируется и в бескислородном кремнии, в этом случае, вероятнее всего, работает модель, предложенная в [6,7]. В этой модели в результате взаимодействия в образующемся свободном объеме межузельных атомов Si с поступающими атомами C одна элементарная ячейка Si замещается двумя

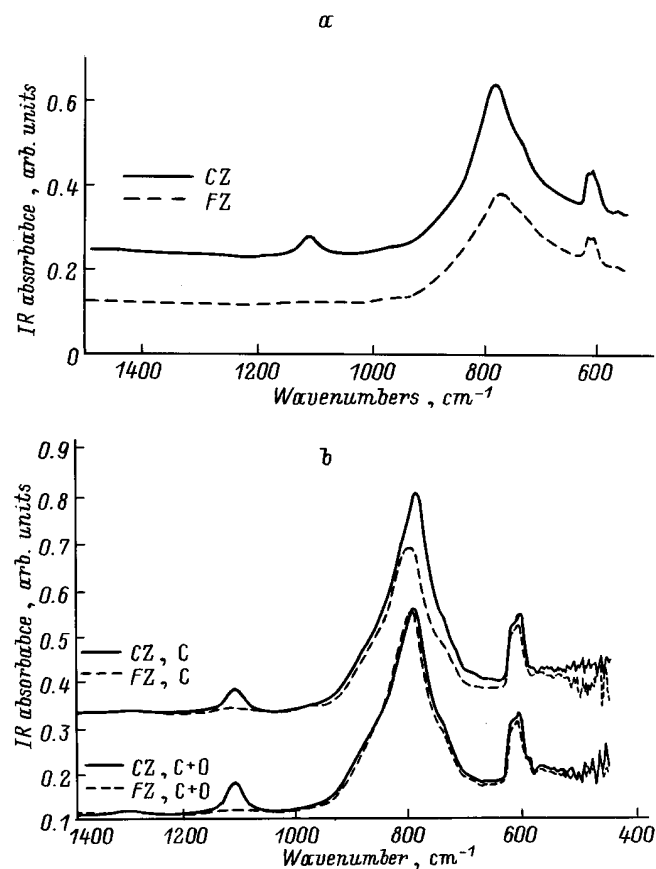


Рис. 1. Спектры ИК поглощения пластин $Fz-Si$ (1) и $Cz-Si$ (2): *a* — после имплантации ионов C^+ без отжига; *b* — после отжига при $T = 1250^\circ\text{C}$ образцов, подвергнутых имплантации ионами C^+ и комбинированной имплантации ионами C^+ и O^+ .

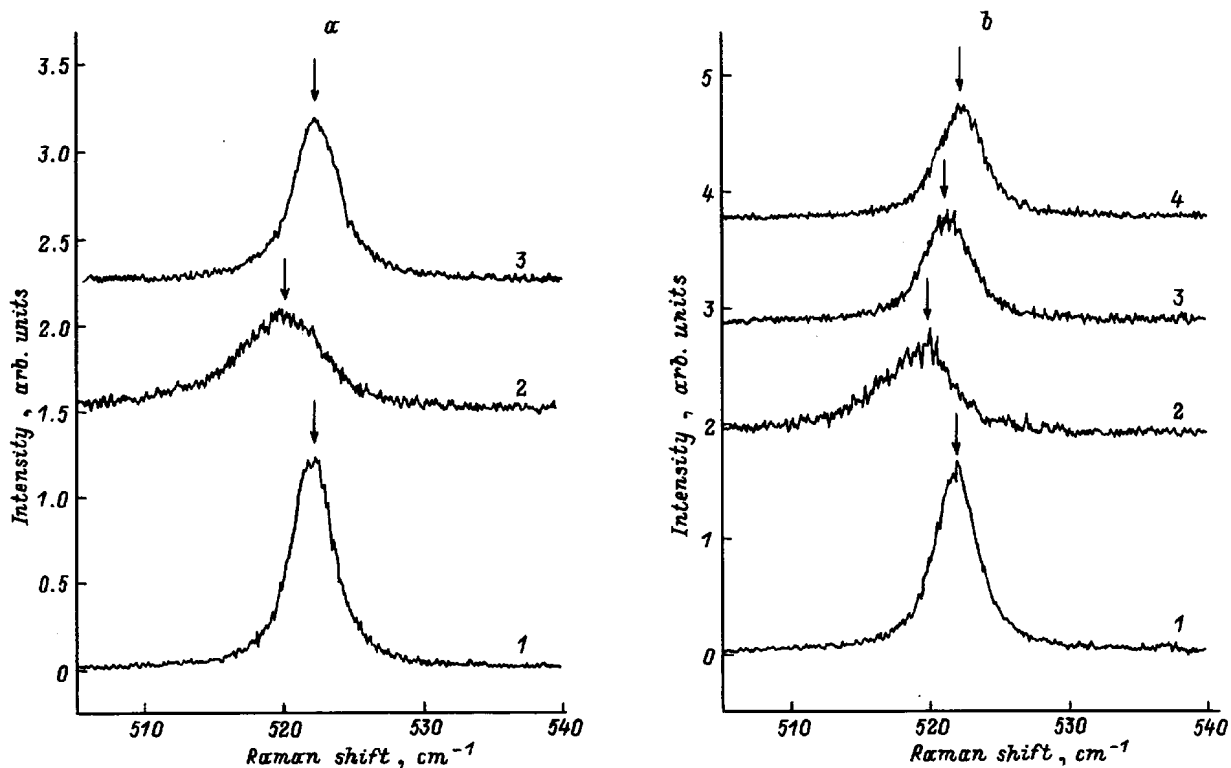


Рис. 2. Спектры КР пластин $Cz-Si$ (a) и $Fz-Si$ (b): 1 — исходные образцы, 2 — после имплантации ионов C^+ , 3 — после имплантации ионов C^+ и отжига при $T = 1250^\circ C$, 4 — после комбинированной имплантации ионов C^+ и O^+ и отжига при $T = 1250^\circ C$.

ячейками $\beta-SiC$. В результате изменение (увеличение) объема должно составлять всего 3.25% [6,7].

Вклад описанных выше механизмов в процессе формирования фазы SiC должен существенным образом зависеть от концентрации кислорода и контролироваться соотношением коэффициентов диффузии кислорода и углерода и критических радиусов преципитатов SiO_2 и SiC .

Для проверки предлагаемой модели были проведены эксперименты по изучению влияния дополнительной имплантации ионов кислорода (перед отжигом) на эффективность формирования фазы SiC в пластинах $Fz-Si$, $Cz-Si$.

Спектры ИК поглощения отожженных при $T = 1250^\circ C$ структур с доимплантацией кислорода представлены на рис. 1, b. Видно, что в этом случае различия в форме, уширении и интенсивности полосы 800 см^{-1} для пластин $Cz-Si$ и $Fz-Si$ практически не наблюдается, причем параметры полосы 800 см^{-1} близки к соответствующим значениям для пластин $Cz-Si$ без доимплантации кислорода (рис. 1, a). Таким образом, дополнительная имплантация ионов O^+ стимулирует формирование фазы SiC в пластинах $Fz-Si$, что подтверждает предложенную выше модель.

Интересно отметить, что после отжига при $T = 1180^\circ C$ пластин $Fz-Si$, дополнительно имплантированных кислородом, каких-либо изменений в спектрах

ИК пропускания не наблюдалось. Таким образом, температура постимплантационного отжига является важнейшим параметром, определяющим кинетику формирования скрытого слоя SiC . Очевидно, при более низких температурах отжига размеры формирующихся преципитатов SiO_x малы [14], что не позволяет компенсировать изменение объема в области образования фазы SiC .

Важнейшей характеристикой кремниевых структур со скрытыми слоями SiC является наличие в них внутренних механических напряжений. Исследование этих напряжений, в особенности их пространственного распределения, может дать важную информацию для понимания механизмов формирования скрытого слоя SiC . При этом по знаку и величине механических напряжений можно судить о процессах структурной перестройки в скрытом слое. Исследования распределения механических напряжений в структурах со скрытым слоем SiC выполнены нами методом комбинационного рассеяния света. На рис. 2 представлены спектры КР исходных образцов $Fz-Si$ и $Cz-Si$, а также структур, подвергнутых имплантации ионами C^+ и высокотемпературному постимплантационному отжигу. В спектрах исходных образцов (кривые 1) наблюдается полоса $\sim 522\text{ см}^{-1}$, типичная для Si и соответствующая рассеянию на длинноволновых оптических фонах центра зоны Бриллюэна. В результате структурного разупорядочения после имплантации наблюдается низкочастотный сдвиг и

уширение указанной полосы (кривые 2). Постимплантационный отжиг, частично восстанавливая структуру имплантированного слоя, приводит к сужению и обратному сдвигу данной полосы в спектре КР (кривые 3). В целом вид спектров КР для исходных, имплантированных и отожженных образцов $Fz-Si$ и $Cz-Si$ подобен. Единственным различием является небольшой низкочастотный сдвиг полосы для $Fz-Si$ и высокочастотный — для $Cz-Si$ сравнительно с исходным спектром. Последнее свидетельствует о наличии растягивающих напряжений в пластине $Fz-Si$ и напряжений сжатия в пластине $Cz-Si$ после формирования скрытого слоя SiC. Исходя из предложенной выше модели данный результат может быть объяснен следующим образом. В пластине $Fz-Si$, вследствие уменьшения объема в области формирования фазы SiC, возникают напряжения растяжения в самом слое SiC. В результате залегающий выше приповерхностный слой Si также оказывается растянутым. Для пластин $Cz-Si$ образование преципитатов SiO_x в области формирования фазы SiC приводит к перекомпенсации растягивающих и возникновению сжимающих напряжений как самим слоем SiC, так и в приповерхностном слое Si. Данный вывод подтверждается результатами исследований пространственного (по глубине образца) распределения механических напряжений. В этом случае КР спектры структур, подвергнутых имплантации и отжигу, измерялись при возбуждении лазерным излучением с различной длиной волны. При этом толщина тестируемого слоя в зависимости от коэффициента поглощения света в Si составляла $d \sim 1/2\alpha$, где α — коэффициент поглощения возбуждающего излучения. Величина и знак механических напряжений оценивалась по сдвигу полосы 522 см^{-1} по известной формуле [15]:

$$\sigma(Pa) = -2.49 \times 10^8 \Delta\nu, \quad (1)$$

где $\Delta\nu$ — сдвиг полосы КР в см^{-1} .

Полученные результаты представлены на рис. 3. Видно, что для пластины $Cz-Si$ со скрытым слоем SiC сжимающее напряжение наблюдается практически во всей тестируемой области вплоть до $d \approx 350\text{ нм}$. В то же время в пластине $Fz-Si$ напряжения являются растягивающими и резко увеличиваются при приближении к области формирования слоя SiC. Отметим, что при использованной энергии имплантации средний проекционный пробег и среднеквадратический разброс ионов углерода в кремнии составляет 330 и 70 нм соответственно.

Дополнительная имплантация ионов O^+ в пластину $Fz-Si$ перед высокотемпературным отжигом стимулирует, как отмечалось выше, формирование фазы SiC (рис. 1, b). В этом случае спектр КР (рис. 2, b, кривая 4) и пространственное распределение механических напряжений в такой структуре становятся подобными наблюдаемым для $Cz-Si$ (рис. 3, кривая 2). При этом, очевидно, также имеет место преципитация имплантированного кислорода в области зарождения и роста слоя SiC, приводящая к перекомпенсации растягивающих и появлению сжимающих напряжений.

Необходимо отметить, что в спектрах КР образцов обоих типов (как $Cz-Si$, так и $Fz-Si$) как после имплантации ионов C^+ , так и после отжига отсутствовали полосы в области $760\text{--}800$ и $965\text{--}975\text{ см}^{-1}$, соответствующие рассеянию на TO - и LO -фононах в SiC [16,17]. Это в первую очередь обусловлено значительным поглощением лазерного излучения в приповерхностном слое Si. Кроме того, необходимо учитывать небольшое сечение рассеяния на фононах в SiC. После удаления в полирую-

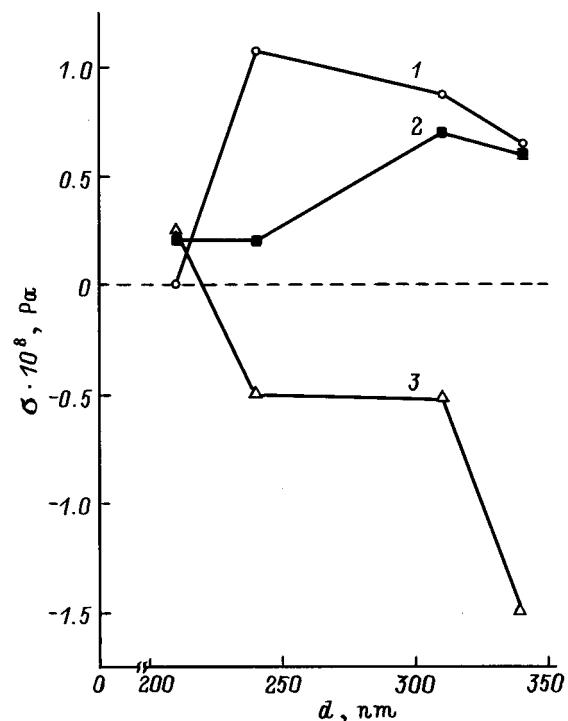


Рис. 3. Пространственное распределение механических напряжений в структурах со скрытым слоем SiC после отжига при $T = 1250^\circ\text{C}$: 1 — $Cz-Si$, имплантированный ионами C^+ , 2 — $Fz-Si$, имплантированный ионами C^+ , 3 — $Fz-Si$, имплантированный ионами C^+ и O^+ .

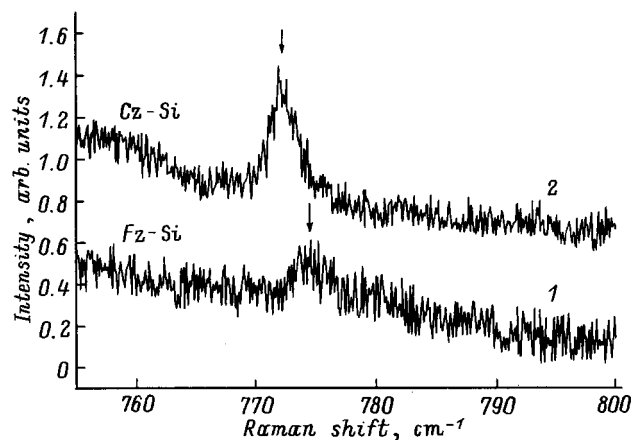


Рис. 4. Спектры структур со слоем SiC после удаления приповерхностной пленки Si: 1 — $Fz-Si$, 2 — $Cz-Si$.

шем травителе приповерхностного слоя Si в спектрах КР имплантированных ионами C^+ и отожженных образцов C_z -Si и F_z -Si появлялась отчетливо выраженная полоса в области $770\text{--}780\text{ см}^{-1}$ (рис. 4). Подчеркнем, что использованные нами режимы имплантации и отжига полностью соответствуют условиям формирования эффективного "стоп-слоя" SiC при травлении кремния [8]. Таким образом, наблюдаемый в области $7780\text{--}780\text{ см}^{-1}$ сигнал формировался слоем карбида кремния и соответствовал TO -фононам [16,17]. Частотное положение полос в спектрах КР образцов C_z -Si и F_z -Si составляло ~ 772 и $\sim 774\text{ см}^{-1}$ соответственно. Спектры КР в области LO -фононов SiC ($965\text{--}975\text{ см}^{-1}$) не исследовались из-за наложения полосы рассеяния 2-го порядка Si. Как видно из спектров, представленных на рис. 4, энергетическое положение полос КР значительно меньше соответствующего значения для TO -фотона в спектре $3C$ -SiC (796 см^{-1}) [16,17] и приближается к положению одного из TO -пигов в спектре КР $6H$ -Si [16]. В то же время наблюдаемые нами пики не могут быть приписаны $6H$ -SiC по следующим причинам. Во-первых, по данным рентгеновской дифракции, синтезированный нами слой SiC имел микрокристаллитную структуру и состоял из зерен β -SiC. Кроме того, включения или преципитаты $6H$ -SiC в структуре со скрытым слоем SiC, могут, по данным [6], образовываться только в приповерхностном слое Si. Как уже отмечалось выше, этот слой был удален в полирующем травителе, что было подтверждено результатами оже-анализа (не приводятся).

По нашему мнению, наблюдаемый низкоэнергетический сдвиг полосы, соответствующей TO -фонону β -SiC, может быть объяснен следующим образом. По данным просвечивающей электронной микроскопии, размер микрокристаллитов в синтезированном нами слое SiC составлял величину $\sim 10\text{--}20\text{ нм}$. При таких величинах частиц SiC имеет место значительный низкочастотный сдвиг полосы 796 см^{-1} [17]. Данный сдвиг объясняется авторами [17] в рамках модели, учитывающей структурное несовершенство приповерхностного слоя малых частиц SiC, приводящее к "смягчению" TO -фонона. По нашему мнению, наблюдаемый низкоэнергетический сдвиг анализируемой полосы может быть также связан с наличием значительных механических напряжений на границе раздела микрокристаллит SiC–углеродная пленка. О том, что на границах зерен в слое SiC образуется аморфная углеродная пленка, свидетельствуют спектры КР, измеренные в области $1300\text{--}1550\text{ см}^{-1}$, представленные на рис. 5. Отметим, что указанные спектры также измерялись на образцах со стравленным приповерхностным слоем Si. В спектрах КР, представленных на рис. 5, отчетливо проявляются две полосы при ~ 1370 и 1460 см^{-1} . Эти полосы близки по энергетическому положению к D - ("disordered") и G - ("graphic") полосам в спектрах КР аморфных углеродных пленок [18]. Таким образом, можно заключить, что в процессе синтеза скрытых слоев SiC имеет место сегрегация углерода на границах микрокристаллитов SiC с образованием аморфной

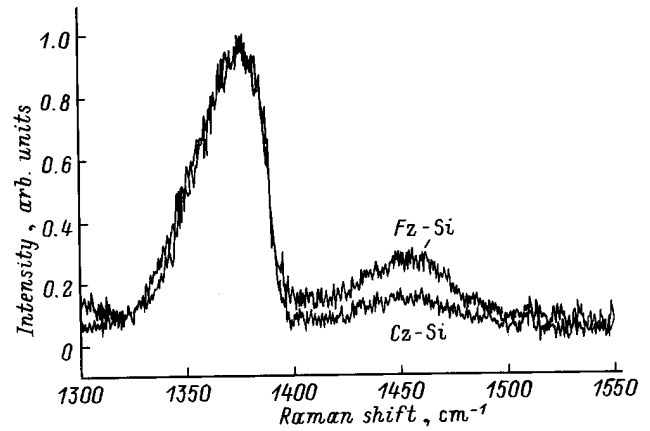


Рис. 5. Спектры КР структур со слоем SiC после удаления приповерхностной пленки Si, измеренные в области проявления связей C–C.

углеродной пленки. Очевидно, что наличие такой пленки будет препятствовать росту и коалесценции частиц SiC. В этом связи интересно отметить различия в спектрах КР в области $1300\text{--}1350\text{ см}^{-1}$ образцов C_z -Si и F_z -Si (рис. 5). В то время как D -полосы обоих образцов практически совпадают, G -полоса образца F_z -Si намного интенсивнее соответствующей полосы для C_z -Si, что свидетельствует о следующем. Во-первых, в пластинах F_z -Si в процессе формирования слоя SiC больше атомов углерода уходит на границы зерен, формируя углеродную пленку. Во-вторых, большая интенсивность G -полосы для F_z -Si говорит о большем содержании графитоподобной фазы, наиболее термодинамически стабильной аллотропной формы углерода. Оба перечисленных фактора будут препятствовать эффективному росту слоя SiC. Действительно, как видно из рис. 4, интенсивность полосы рассеяния на TO -фононах SiC намного выше в спектре КР образца C_z -Si по сравнению с образцом и F_z -Si. Кроме того, как уже неоднократно отмечалось выше, указанные различия отчетливо проявляются в спектрах ИК поглощения пластин C_z -Si и F_z -Si без дополнительной имплантации кислорода (рис. 1, b).

Заключение

1. При ионно-лучевом синтезе скрытых слоев SiC в Si кислород стимулирует формирование фазы SiC благодаря образованию преципитатов SiO_x и аккомодации возникающего свободного объема. При этом наблюдается эффект перекомпенсации растягивающих механических напряжений и появление напряжений сжатия в приповерхностном слое кремния.

2. Дополнительная имплантация ионов кислорода в бескислородный кремний (F_z -Si) позволяет обеспечить условия формирования фазы SiC, аналогичные существующим в C_z -Si.

3. В процессе формирования скрытого слоя SiC имеет место сегрегация углерода с последующим образованием аморфной углеродной пленки на границах зерен SiC. Образование пленки a -C является одной из причин, препятствующих коалесценции преципитатов SiC.

Список литературы

- [1] Gary L. Garris. *Properties of Silicon Carbide* (London, INSPEC, 1995).
- [2] G. Pensl, T. Troffer. *Sol. St. Phenomena*, **45–48**, 115 (1996).
- [3] P.A. Ivanov, V.E. Chelnokov. *Semicond. Sci. Technol.*, **7**, 863 (1992).
- [4] J.W. Palmour, J.A. Edmond, H.S. Kong, Jr. *Carter. Physica B*, **185**, 461 (1993).
- [5] L.T. Canham, M.R. Dyball, K.G. Barraclough. *Mater. Sci. Eng. B*, **4**, 951 (1990).
- [6] K.J. Reeson, J. Stoememos, P.L.F. Hemment. *Thin Sol. Films.*, **191**, 147 (1990).
- [7] A. Nejim, P.L.F. Hemment, J. Stoemenos. *Appl. Phys. Lett.*, **66**, 2646 (1995).
- [8] C. Serre, A. Perez-Rodriguez, A. Romano-Rodriguez. *Proc. Int. Conf. Ion Implantation Technology*, Catania, 1994 (Amsterdam, Elsevier, 1995) p. 32.
- [9] N.I. Klyui, D. Kruger, B.N. Romanyuk, V.G. Litovchenko, H. Richter. *Sol. St. Phenomena*, **47–48**, 211 (1996).
- [10] A. Auberton-Herve, A. Witkower, B. Aspar. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **96**, 420 (1995).
- [11] L.T. Canham, K.G. Barnaclough, D.J. Roberts. *Appl. Phys. Lett.*, **51**, 1509 (1987).
- [12] Б.Н. Романюк, В.П. Мельник, Р.И. Марченко, Н.И. Клой. *Поверхность*, № 1, 83 (1993).
- [13] П.А. Александров, Е.К. Баранова, А.Е. Городецкий, К.Д. Демаков, О.Г. Кутукова, С.Г. Шемардов. *ФТП*, **22**, 731 (1988).
- [14] S.L. Ellingboe, M.C. Ridgway. *Mater. Sci. Eng. B*, **29**, 29 (1995).
- [15] J. Takahashi, T. Makino. *J. Appl. Phys.*, **63**, 87 (1988).
- [16] H. Okumura, E. Sakuma, J.H. Lee, H. Mukaida, S. Misawa, K. Endo, S. Yishida. *J. Appl. Phys.*, **61**, 1134 (1987).
- [17] Y. Sasaki, Y. Nishima, M. Sato, K. Okumura. *Phys. Rev. B*, **40**, 17621 (1989).
- [18] M. Yoshikawa. *Mater. Sci. Forum*, **52&53**, 365 (1989).

Редактор В.В. Чалдышев

Effect of oxygen on the processes of ion-beam synthesis of buried SiC layer in silicon

V.V. Artamanov, M.Ya. Valakh, N.I. Klyui, V.P. Melnik, A.B. Romanyuk, B.N. Romanyuk, V.A. Yuhimchuk

Institute of Semiconductor Physics,
45 prospect Nauki,
252028 Kiev, the Ukraine

Abstract The properties of Si-structures with buried silicon carbide (SiC) layers created by high dose carbon implantation into C_z -Si or F_z -Si wafers followed by high-temperature annealing were studied by Raman and infrared spectroscopy. Effect of additional oxygen implantation on the peculiarities of SiC layer formation was also studied. It was shown that under the same implantation and post-implantation annealing conditions the buried SiC layers is more effectively formed in C_z -Si or in Si (C_z - or F_z -) subjected to additional oxygen implantation. Thus, oxygen in silicon promotes the SiC layer formation due to SiO_x precipitate creation and accomodation of the crystal volume in the region where SiC phase is formed. The carbon segregation and amorphous carbon film formation on the SiC grain boundaries were revealed. The mechanisms of the effects observed are discussed.

Fax: /044/265 8342 (Valakh)

E-mail: valakh@dep-6.semicond.kiev.ua (Valakh)