

Формирование пленок нанокристаллического кремния имплантацией больших доз ионов H^+ в слои кремния на изоляторе и последующим быстрым термическим отжигом

© И.Е. Тыщенко[¶], В.П. Попов, А.Б. Талочкин, А.К. Гутаковский, К.С. Журавлев

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

(Получена 12 марта 2003 г. Принята к печати 22 апреля 2003 г.)

Изучено формирование пленок нанокристаллического Si в условиях быстрого термического отжига структур кремний-на-изоляторе, имплантированных большими дозами ионов H^+ . Установлено, что процесс формирования нанокристаллов Si эффективен уже при температурах 300–400°C и определяется содержанием водорода в пленке кремния и временем отжига. Сделан вывод о том, что образование зародышей кристаллической фазы происходит в островках кремния, заключенных между микропорами, и обусловлено упорядочением Si–Si-связей в процессе выхода водорода из связанного состояния. При этом в условиях быстрого термического отжига коалесценции микропор не происходит вплоть до температур $\sim 900^\circ\text{C}$. Синтезированные пленки люминесцируют в зелено-оранжевой области спектра при комнатной температуре.

1. Введение

Кремний является основным элементом микроэлектроники и, согласно прогнозам, будет сохранять свое лидирующее положение в ближайшие 40 лет. Однако в силу непрямозонности кремний оказывается крайне неэффективным излучателем света. Это делает его непригодным для использования в оптоэлектронике. С другой стороны, прогресс в коммуникационных технологиях предъявляет все большие требования к оптоэлектронным компонентам, интегрированным с электронными сетями, которые создаются на основе кремния. Открытие фотолюминесценции (ФЛ) пористого кремния в видимом спектральном диапазоне [1] стало причиной огромного первоначального интереса исследователей к этому материалу. Однако существует целый ряд проблем, связанных со сложностью практического применения пористого кремния, обусловленных нестабильностью его свойств [2,3]. Это в свою очередь привело к развитию целого ряда альтернативных методов создания нанокompозитных материалов на основе кремния, эффективно излучающих свет в видимом спектральном диапазоне, хорошо совместимых с имеющейся кремниевой технологией. К таким методам относятся: перекристаллизация аморфного кремния с помощью быстрого термического отжига [4], химическое осаждение из газовой фазы [5], термическое [6] и лазерное [7] испарение, высокочастотное распыление [8], осаждение с помощью дугового разряда [9], ионный синтез в SiO_2 -матрице [10,11] и другие. Каждый из этих способов обладает своими преимуществами и своими недостатками. В частности, в подавляющем большинстве этих методов синтез нанокристаллов требует температур отжига $\gtrsim 1000^\circ\text{C}$. Поэтому развитие новых, в том числе и низкотемпературных, методов создания нанокompозитных материалов остается весьма перспективной задачей. Физической

основой использованного нами метода является способность водорода, внедренного в кремний в больших концентрациях (десятки атомных процентов), стимулировать образование микропор и микротрещин [12–15], чередующихся с участками Si, насыщенного водородом. Размер и количество микропор зависят как от концентрации внедренного водорода, так и от температуры и длительности последующих термообработок [16]. Это означает, что уменьшение длительности отжигов до нескольких секунд может привести к формированию большой плотности мелких пор, разделенных островками кристаллического кремния, т.е. сформировать слои нанопористого–нанокристаллического материала, к тому же при весьма умеренных температурах. Цель данной работы заключается в исследовании формирования пленок нанокристаллического Si в слоях кремния, имплантированных большими дозами ионов водорода под действием быстрых термических отжигов. С целью устранения влияния кремниевой подложки на свойства нанокристаллических пленок последние формировались не в объемном Si, а в слоях кремния на изоляторе.

2. Методика экспериментов

Структуры кремний-на-изоляторе (КНИ), созданные на подложках Si ориентации (100), с толщиной отсеченного слоя кремния 500 нм и толщиной захороненного диоксида кремния 280 нм, были имплантированы ионами H^+ с энергией 24 кэВ, дозами $1 \cdot 10^{17}$ и $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ из ионно-плазменного источника. После имплантации образцы подвергались быстрому термическому отжигу в течение 10 с при температурах $T_a = 300\text{--}900^\circ\text{C}$ на воздухе. Для сравнения в отдельных случаях проводились также отжиги длительностью 1 ч в печи при тех же температурах в потоке азота. Профили распределения водорода в КНИ структурах до и после отжигов исследовались методом вторичной ионной масс-спектро-

[¶] E-mail: tys@isp.nsc.ru
Fax: (383) 233 27 71

метрии (ВИМС). Распыление проводилось ионами O_2^+ с энергией 10 кэВ. Исследования структуры слоев проводились методами спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) и высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии (HRTEM). Спектры КРС измерялись в геометрии обратного рассеяния с использованием спектрометра DFS-52. Возбуждение спектров осуществлялось излучением Ar-лазера с длиной волны 488 нм. В экспериментах были использованы две геометрии образца: $x(y+z, y+z)\bar{x}$ (разрешенная геометрия) и $x(y, y)\bar{x}$ (запрещенная геометрия), где x , y и z соответствуют ориентациям (100), (010), (001). Использование запрещенной геометрии позволяло существенно понизить интенсивность линии 520 см^{-1} , соответствующей рассеянию на оптических фонах Si-подложки. Все измерения методом КРС осуществлялись при комнатной температуре. HRTEM-исследования проводились на микроскопе JEM-4000EX с разрешением 0.2 нм при ускоряющем напряжении 250 кВ. Фотолюминесценция (ФЛ) в интервале длин волн $\lambda_{\text{em}} = 340\text{--}850\text{ нм}$ возбуждалась излучением N_2 -лазера с длиной волны $\lambda_{\text{ex}} = 337\text{ нм}$ и мощностью $\sim 10\text{ мВт}$ при комнатной температуре.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены профили концентрации имплантированного H^+ в КНИ структурах до и после быстрого термического отжига. Видно, что после имплантации практически весь водород однородно распределен в слое толщиной $\sim 0.3\text{ мкм}$. Последующий отжиг в течение 10 с при температурах $T_a = 300\text{--}500^\circ\text{C}$ не приводил к перераспределению водорода в слое Si. Дальнейшее повышение T_a сопровождалось как изменением формы профиля распределения водорода, так и снижением его интегральной концентрации. Увеличение температуры отжига в области $T_a > 500^\circ\text{C}$ приводило к накоплению водорода в приповерхностной области, а на глубине $\sim 50\text{ нм}$ наблюдался концентрационный провал. На вставке к рис. 1 представлена зависимость интегральной концентрации водорода от температуры последующего отжига. Здесь же для сравнения приведены соответствующие данные для случая термического отжига длительностью 1 ч в обычной печи, полученные путем интегрирования профилей, представленных в работе [17]. Анализ этих зависимостей показывает, что в случае быстрого термического отжига интегральная концентрация водорода в слое кремния при соответствующих температурах приблизительно в 20 раз выше, чем в случае обычного отжига. Это соответствует отношению корневых функций времени печного и быстрого термического отжигов, используемых в наших экспериментах.

На рис. 2 представлены спектры КРС, полученные в разрешенной геометрии от КНИ структур, имплантированных ионами H^+ дозой $3 \cdot 10^{17}\text{ см}^{-2}$, до и после

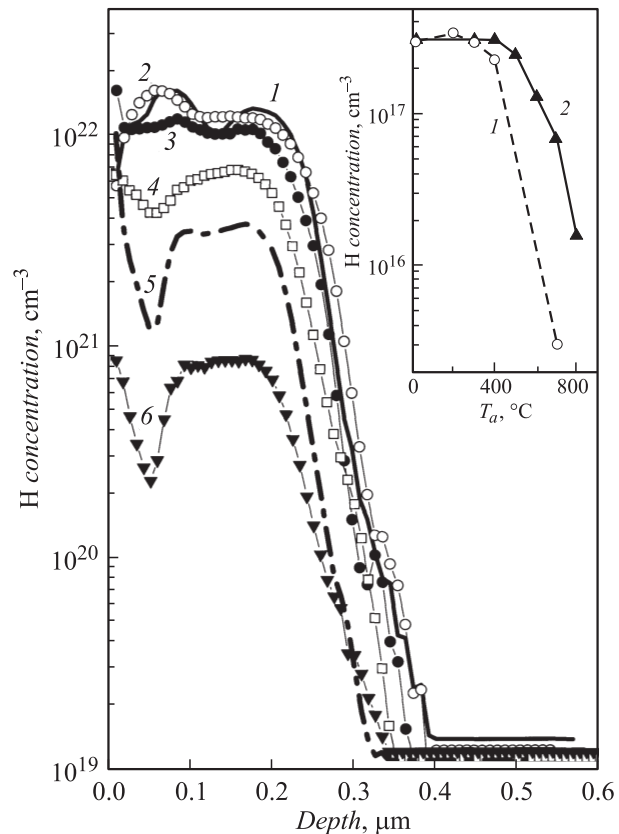


Рис. 1. Профили концентрации атомов H, полученные методом ВИМС, в КНИ структурах, имплантированных ионами H^+ с энергией 24 кэВ, дозой $3 \cdot 10^{17}\text{ см}^{-2}$, до (1) и после отжига в течение 10 с при $T_a = 400$ (2), 500 (3), 600 (4), 700 (5) и 800°C (6). На вставке — зависимость интегральной концентрации водорода от температуры отжига при длительности отжига 1 ч (1) и 10 с (2).

ле быстрого термического отжига при температурах $T_a = 300\text{--}700^\circ\text{C}$. Сразу после имплантации в спектрах КРС наблюдались два пика (спектр 1). Широкий пик с максимумом вблизи 480 см^{-1} совпадает со спектром аморфного Si. Второй пик на частоте 520 см^{-1} связан с рассеянием на оптических фонах Si-матрицы. В процессе отжига наблюдается сначала уменьшение полуширины аморфного пика ($T_a = 300^\circ\text{C}$ — спектр 2), а затем, с ростом T_a , постепенное затухание его интенсивности. При этом никакого смещения в положении максимума пика замечено не было, и это может быть дополнительным свидетельством того, что пик 480 см^{-1} соответствует уширенному спектру плотности фоновых состояний в аморфном кремнии. Во всем интервале T_a интенсивность пика 520 см^{-1} увеличивалась лишь незначительно. Одновременно по мере нагрева рядом с пиком Si появляется линия, отмеченная на рис. 2 стрелкой. Эту линию мы связываем с кремниевыми нанокристаллами, образовавшимися в аморфной матрице. Смещение частоты линии относительно частоты оптического фона в объемном Si (520 см^{-1}) обусловлено

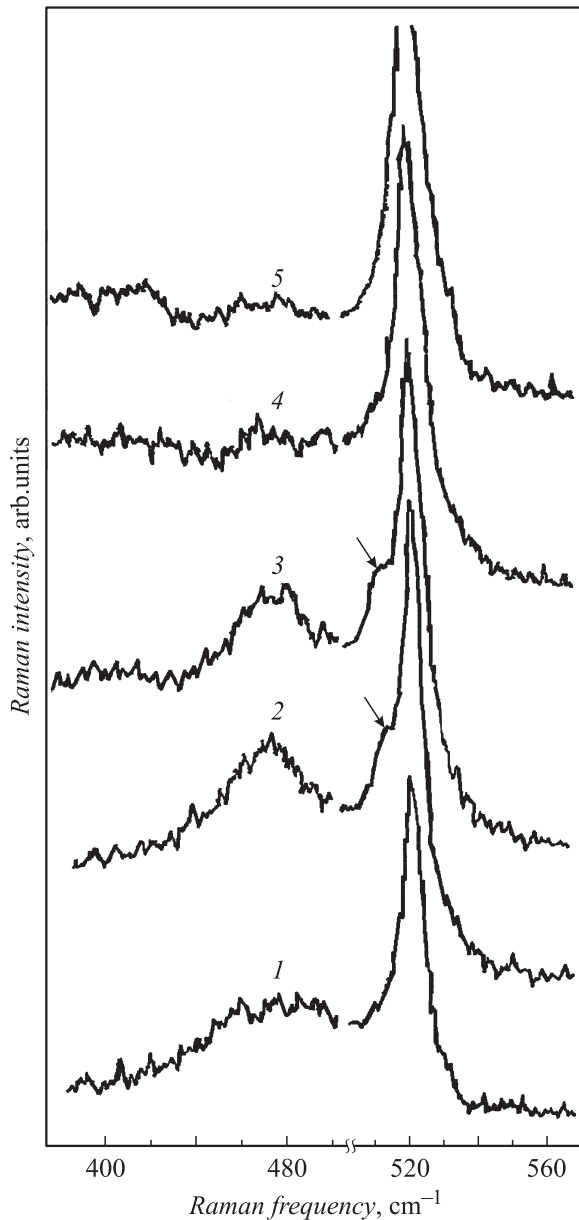


Рис. 2. Спектры КРС, измеренные в разрешенной геометрии от КНИ структур, имплантированных ионами H^+ с энергией 24 кэВ дозой $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ до (1) и после отжига в течение 10 с при $T_a = 300$ (2), 400 (3), 600 (4), 700°С (5).

размерными эффектами в нанокристаллах Si. На рис. 3 представлены спектры КРС КНИ структур после отжига при разных температурах, полученные в запрещенной геометрии рассеяния. Интенсивность фоновой линии Si-подложки (520 см^{-1}) в этой геометрии существенно подавлена, что позволяет более детально исследовать поведение пика, связанного с нанокристаллами Si. С ростом температуры отжига наблюдался высокочастотный сдвиг максимума этого пика от 514 см^{-1} после отжига при $T_a = 300\text{--}400^\circ\text{C}$ к 517 см^{-1} после отжига при $T_a = 600^\circ\text{C}$ и затем к 518 см^{-1} после отжига при $T_a = 700^\circ\text{C}$. Как видно из рис. 2 и 3, это смещение

происходит одновременно с ростом интенсивности фоновой линии нанокристаллов Si и падением интенсивности пика, связанного с оптическими фононами в аморфном слое Si. Эти эффекты соответствуют росту размеров нанокристаллов Si в процессе кристаллизации аморфной фазы. Наличие интенсивной линии кластеров Si в запрещенной геометрии свидетельствует об их полной разориентации относительно Si-подложки.

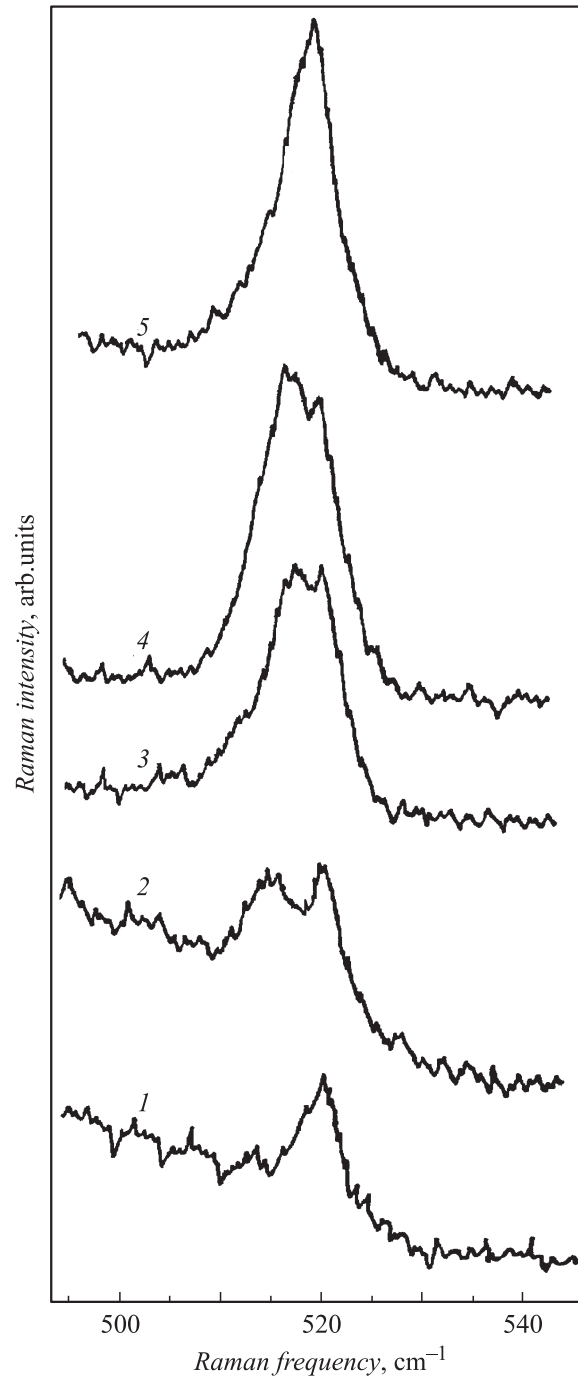


Рис. 3. Спектры КРС, измеренные в запрещенной геометрии от КНИ структур, имплантированных ионами H^+ с энергией 24 кэВ дозой $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, до (1) и после отжига в течение 10 с при $T_a = 400$ (2), 600 (3), 700 (4), 800°С (5).

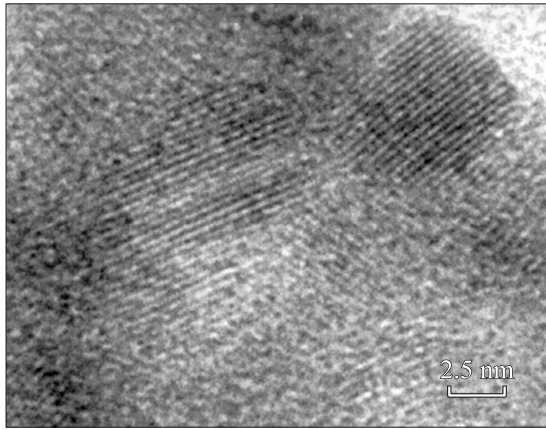


Рис. 4. HRTEM-изображение пленок, полученных имплантацией КНИ структур ионами H^+ с энергией 24 кэВ дозой $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ и отжигом при $T_a = 900^\circ\text{C}$ в течение 10 с.

Никаких пиков, связанных с нанокристаллами, не было замечено в образцах, имплантированных ионами водорода дозой $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$.

HRTEM-исследования также показали, что быстрые термические отжижки при $T_a \approx 400^\circ\text{C}$ приводят к формированию нанокристаллов Si, погруженных в аморфную матрицу. С ростом температуры отжига в интервале $T_a = 400\text{--}700^\circ\text{C}$ средние размеры нанокристаллов увеличивались от 4.6 до 7.4 нм. Дальнейшее увеличение T_a до 900°C не приводило к существенным изменениям размеров нанокристаллов Si. Плотность нанокристаллов оставалась практически неизменной во всем исследованном диапазоне T_a и составляла $\sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$. На рис. 4 представлено HRTEM-изображение нанокристаллов, сформированных в результате отжига при 900°C . Расчет межплоскостных расстояний в наблюдаемых нанокристаллах дает величину $\sim 0.314 \text{ нм}$. Это соответствует расстоянию между плоскостями (111) в алмазоподобной решетке объемного Si. На рис. 5 показано распределение нанокристаллов по размерам после отжигов при $T_a = 400, 700$ и 900°C . Эти распределения могут быть описаны функцией Гаусса с полной шириной на полувысоте, равной 1.2 и 2 нм для температуры отжига 400 и 700– 900°C соответственно.

Спектры ФЛ, зарегистрированные при комнатной температуре от образцов, имплантированных большой дозой ионов водорода, представлены на рис. 6. Никакой ФЛ в видимом спектральном диапазоне не было зарегистрировано от неимплантированных образцов. Сразу после имплантации в спектре ФЛ формировалась слабая широкая полоса в диапазоне длин волн излучения от ~ 400 до $\sim 600 \text{ нм}$. С увеличением температуры быстрого термического отжига интенсивность этой полосы ФЛ росла и достигала своего максимума после $T_a = 600^\circ\text{C}$ (см. вставку к рис. 6). При этой температуре полная ширина полосы ФЛ на полувысоте составляла $\sim 1 \text{ эВ}$, а интенсивность ФЛ была в 3.5 раза выше, чем в

неотожженных образцах. Увеличение T_a выше 600°C сопровождалось соответствующим снижением интенсивности ФЛ. Отжиг при всех T_a приводил лишь к изменению интенсивности ФЛ. Никаких заметных сдвигов в энергетическом положении полосы ФЛ не происходило.

Для того чтобы понять механизм формирования нанокристаллов кремния в условиях быстрого термического отжига, рассмотрим более детально процессы структурных переходов в слоях кремния, имплантированных большими дозами ионов H^+ . Имплантация ионов H^+ в кремний в очень больших концентрациях (десятки ат %) сопровождается формированием микропустот, между которыми заключены участки кремния с высоким содержанием водорода. При этом водород, насыщая оборванные связи, находится в связанном состоянии. Свойства микропустот определяются в первую очередь концентрацией внедренного водорода. Точный механизм образования микропустот до сих пор остается не выясненным. Под действием последующих термических воздействий микропустоты могут коалесцировать. Процесс коалесценции микропор зависит как от температуры, так и от длительности термических воз-

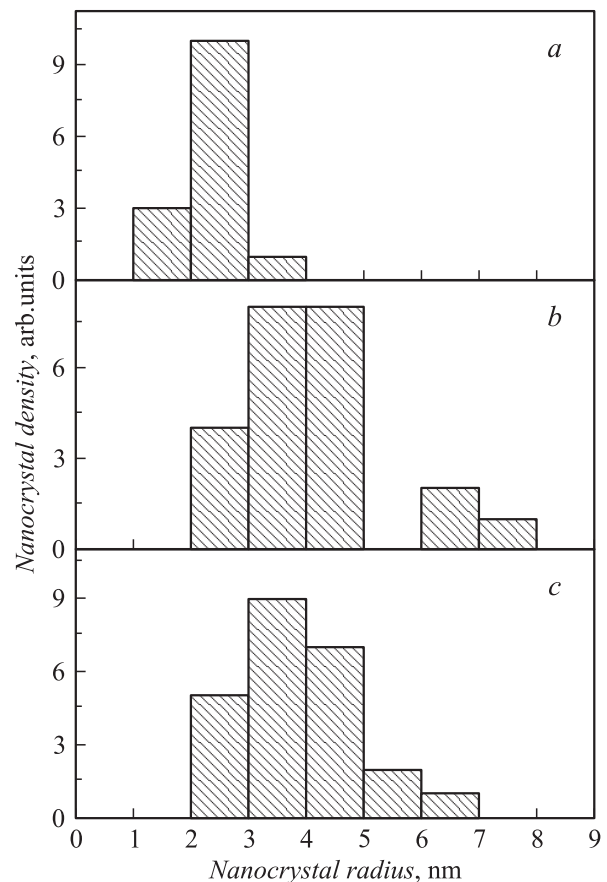


Рис. 5. Распределения нанокристаллов по размерам, полученные из статистической обработки данных HRTEM для КНИ структур, имплантированных ионами H^+ с энергией 24 кэВ дозой $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ после отжига при $T_a = 400$ (a), 700 (b) и 900°C (c) в течение 10 с.

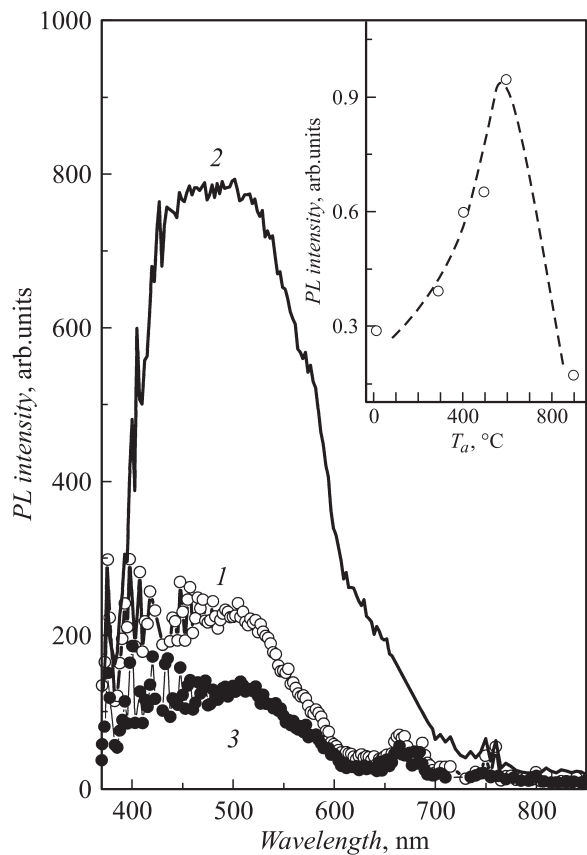


Рис. 6. Спектры фотолуминесценции (PL) КНИ структур, имплантированных ионами H^+ с энергией 24 кэВ дозой $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, до (1) и после отжига в течение 10 с при $T_a = 600$ (2) и 900°C (3). Длина волны возбуждающего излучения 337 нм. На вставке — зависимость интегральной интенсивности фотолуминесценции от температуры отжига.

действий. С другой стороны, при температурах отжига выше 350°C [18] активируется процесс выхода водорода из связанного состояния и образование молекул H_2 , которые затем диффундируют к микропорам. В результате в микропоре накапливается газ и формируются газовые пузыри. С ростом T_a , по мере накопления водорода в микропоре, давление газа в ней растет до некоторого критического значения P_{cr} , являющегося функцией размера микропоры и расстояния до поверхности [16]. При давлениях $P > P_{cr}$ происходит разрушение микропоры и газ выходит из имплантированного слоя. В случае мелких микропор давление газа в микропоре может не достигнуть P_{cr} . Тогда водород диффундирует к поверхности Si в виде молекул H_2 , а разрушения микропоры не происходит. Этот вариант, по-видимому, реализуется в условиях быстрого термического отжига. За время отжига ~ 10 с микропустоты не успевают коалесцировать. В этом случае рекристаллизация пленки может быть рассмотрена как процесс кристаллизации участков кремния, заключенных между микропустотами и содержащих высокую концентрацию связанного водорода. Образование зародышей кристаллической фазы

происходит за счет перезамыкания Si–Si-связей в местах выхода водорода из связанного состояния и диффузии его к микропустотам и к поверхности кремния. В пользу этого говорит тот факт, что при импульсном отжиге образование нанокристаллов происходит уже при низких температурах отжига $T_a \approx 300\text{--}400^\circ\text{C}$, и их плотность не зависит от T_a . Плотность образовавшихся зародышей будет определяться плотностью и размерами микропустот или концентрацией внедренного водорода. Если в простейшем случае предположить, что микропустоты и кристаллические области расположены регулярно, то можно оценить средние размеры микропустот. Поскольку размеры нанокристаллов практически не меняются с ростом T_a от 700 до 900°C , можно считать, что области кремния, заключенные между пустотами, закристаллизовались полностью при $T_a = 700^\circ\text{C}$, а оставшаяся часть объема занята пустотами. Оценки показывают, что при $T_a = 700^\circ\text{C}$ нанокристаллами со средними размерами ~ 7.4 нм занято $\sim 40\%$ имплантированного слоя. Это означает, что средний размер пустот, расположенных между нанокристаллами, составляет ~ 9 нм. Таким образом, в данном случае мы имеем дело с нанокристаллическим–нанопористым материалом, отличающимся по своим свойствам от объемного кремния. Действительно, неизменность интенсивности пика 520 см^{-1} в спектрах КРС с ростом T_a вплоть до 900°C является свидетельством того, что коэффициент поглощения верхнего слоя КНИ структуры, сформированного в результате быстрого термического отжига, остается высоким по сравнению с монокристаллическим кремнием. В то время как при отжиге в течение 1 ч при 700°C (см. рис. 2) происходила полная кристаллизация верхнего слоя Si, а его коэффициент поглощения резко уменьшался по сравнению с некристаллизованными слоями. Это приводило к росту в 4.5 раза интенсивности пика 520 см^{-1} после $T_a = 700^\circ\text{C}$.

Анализ спектров ФЛ показывает, что изменение полосы ФЛ не коррелирует с размерами нанокристаллов Si в имплантированном слое КНИ структуры, т.е. происхождение этой полосы ФЛ не является следствием прямой рекомбинации квантово-ограниченных электронов и дырок в нанокристаллах Si. Подобная полоса ФЛ наблюдалась ранее в гидрогенезированном аморфном кремнии [19]. В литературе высказывалось мнение о том, что ее происхождение связано скорее с органическими включениями на поверхности, чем с объемными состояниями в аморфной пленке. Однако в наших экспериментах ФЛ отсутствовала в образцах, имплантированных водородом дозой $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, что свидетельствует не в пользу ее связи с поверхностными загрязнениями. В наших экспериментах интенсивность ФЛ росла по мере выхода водорода из связанного состояния и достигала максимума при $T_a = 600^\circ\text{C}$, когда водород в основном должен быть сосредоточен в микропорах. Дальнейшее падение интенсивности коррелирует с выходом водородного газа из имплантированного слоя при $T_a > 600^\circ\text{C}$. Это может быть свидетельством того, что обнаруженная

полоса ФЛ связана с присутствием несвязанного водорода в пленке, расположенного либо на межзеренных границах нанокристаллов, либо в нанопорах.

4. Заключение

Показано, что быстрый термический отжиг структур кремний-на-изоляторе, имплантированных ионами водорода, формирует пленки нанокристаллического Si начиная с температур $T_a \approx 300^\circ\text{C}$. Установлено, что формирование нанокристаллов Si определяется содержанием водорода в пленке кремния и эффективно в том случае, когда концентрация водорода составляет не менее ~ 20 ат%. На основе полученных данных сделан вывод о том, что при быстром термическом отжиге не происходит коалесценции микропор вплоть до температур $\sim 900^\circ\text{C}$. При этом образование зародышей кристаллической фазы происходит в островках кремния, заключенных между микропорами, и обусловлено упорядочением Si–Si-связей в процессе выхода водорода из связанного состояния. Синтезированные пленки люминесцируют в зелено-оранжевой области спектра при комнатной температуре.

Авторы выражают благодарность И.И. Морозову за проведение имплантации ионами H^+ , В.Г. Серяпину за проведение быстрого термического отжига, В.И. Ободникову за измерения методом масс-спектрометрии вторичных ионов, А.Г. Черкову за помощь при обработке данных HRTEM.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта МНТЦ № 563 и гранта РФФИ № 01-02-17438.

Список литературы

- [1] L.T. Canham. Appl. Phys. Lett., **57**, 1046 (1990).
- [2] L.T. Canham, M.R. Houlton, W.Y. Leong, C. Pickering, J.M. Keen. J. Appl. Phys., **70**, 422 (1991).
- [3] C.H. Chen, Y.F. Chen, A. Shih, S.C. Lee. Phys. Rev. B, **65**, 195 307 (2002).
- [4] X. Zhao, O. Schoenfeld, J. Komuro, Y. Aoyagi, T. Sugano. Phys. Rev. B, **50**, 18 654 (1994).
- [5] M. Ruckschloss, B. Landkammer, S. Veprek. Appl. Phys. Lett., **63**, 1474 (1993).
- [6] H. Morisaki, H. Hashimoto, F.W. Ping, H. Nozawa, H. Ono. J. Appl. Phys., **74**, 2977 (1993).
- [7] E. Werwa, A.A. Seraphin, L.A. Chiu, C. Zhou, K.D. Kolenbrander. Appl. Phys. Lett., **64**, 1821 (1994).
- [8] Q. Zhang, S.C. Bayliss, D.A. Hutt. Appl. Phys. Lett., **66**, 1977 (1995).
- [9] R.E. Hummel, M.H. Ludvig, S.-S. Chang. Sol. St. Commun., **93**, 237 (1995).
- [10] T. Shimizu-Iwajama, S. Nakao, K. Saitoh. Appl. Phys. Lett., **65**, 1814 (1994).
- [11] 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., **316**, 409 (1994).
- [12] L.B. Freund. Appl. Phys. Lett., **70**, 3519 (1997).

- [13] C.M. Varma. Appl. Phys. Lett., **71**, 3519 (1997).
- [14] M.K. Weldon, V.E. Marsico, Y.J. Cjabal, A. Agarwal, D.J. Eaglesham, J. Sapjeta, W.L. Brown, D.C. Jacobson, Y. Caudano, S.B. Christman, E.E. Chaban. J. Vac. Sci. Technol. B, **15**, 1065 (1997).
- [15] T. Höchbauer, A. Misra, M. Nastasi, J.W. Mayer. J. Appl. Phys., **92**, 2335 (2002).
- [16] W. Han, J. Yu. J. Appl. Phys., **89**, 6551 (2001).
- [17] I.E. Tyschenko, A.B. Talochkin, B.A. Kolesov, K.S. Zhuravlev, V.I. Obodnikov, V.P. Popov. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B, **186**, 329 (2002).
- [18] 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. In: *Progress in SOI Structures and Devices Operating at Extreme Conditions*, ed. by F. Balestra et. al (Kulwer Academic Publishers, Netherlands, 2002) p. 269.
- [19] B.A. Wilson. Phys. Rev. B, **23**, 3102 (1981).

Редактор Л.В. Шаронова

Formation of silicon nanocrystalline films by high-dose H^+ ion implantation and subsequent rapid thermal annealing of silicon-on-insulator layers

I.E. Tyschenko, V.P. Popov, A.B. Talochkin, A.K. Gutakovskii, K.S. Zhuravlev

Institute of Semiconductor Physics,
Russian Academy of Sciences, Siberian Branch,
630090 Novosibirsk, Russia

Abstract Formation of nanocrystalline silicon films during rapid thermal annealing of the high-dose H^+ ion implanted silicon-on-insulator structures was studied. It was found, that Si nanocrystals had formed after annealings at $300\text{--}400^\circ\text{C}$, their formation being strongly limited by the hydrogen content in silicon and also by the annealing time. It was supposed that the nucleation of crystalline phase occurred inside the silicon islands between micropores. It is conditioned by ordering Si–Si bonds as hydrogen atoms are leaving their sites in silicon network. No coalescence of micropores takes place during the rapid thermal annealing at the temperatures up to $\sim 900^\circ\text{C}$. Green-orange photoluminescence was observed on synthesized films at room temperature.