

06;07;12

Эпитаксиальный рост кремния на кремнии, имплантированном ионами железа, и оптические свойства полученных структур

© Г.Г. Галкин,¹ Д.Л. Горошко,¹ Е.А. Чусовитин,¹ В.О. Полярный,¹ Р.М. Баязитов,² Р.И. Баталов²¹ Институт автоматки и процессов управления Дальневосточного отделения РАН, 690041 Владивосток, Россия² Казанский физико-технический институт Казанского научного центра РАН, 420029 Казань, Россия
e-mail: galkin@iacp.dvo.ru

(Поступило в Редакцию 27 февраля 2007 г.)

Успешно апробирована методика сверхвысоковакуумной низкотемпературной ($T = 850^\circ\text{C}$) очистки в потоке атомов кремния монокристаллических образцов кремния с ориентацией (100) и (111), имплантированных низкоэнергетичными ($E = 40\text{ keV}$) ионами железа с различными дозами ($\Phi = 1 \cdot 10^{15} - 1.8 \cdot 10^{17}\text{ cm}^{-2}$) и подвергнутых импульсной ионной обработке (ИИО). Для образца Si(100), имплантированного максимальной дозой ионов железа, подтверждено формирование фазы полупроводникового дисилицида железа ($\beta\text{-FeSi}_2$) вблизи поверхности после ИИО. Продемонстрирована возможность получения атомарно-гладких и реконструированных поверхностей кремния. Выращены гладкие эпитаксиальные пленки кремния с шероховатостью порядка 1 nm и толщиной до $1.7\text{ }\mu\text{m}$ на образцах с дозой имплантации до 10^{16} cm^{-2} . Изучены оптические свойства образцов до и после роста слоев кремния, свидетельствующие о высоком качестве выращенных слоев и отсутствии дисилицида железа на их поверхности.

PACS: 61.72.Tt, 68.37.Ps, 78.20.Ci, 78.40.Fy, 81.15.Hi

Введение

В последние годы значительное внимание уделяется формированию преципитатов и сплошных слоев полупроводникового дисилицида железа ($\beta\text{-FeSi}_2$) в кремнии в связи с перспективой применения $\beta\text{-FeSi}_2$ в оптоэлектронике в качестве излучателя света в области $1.5 - 1.6\text{ }\mu\text{m}$. Основными методами формирования слоев $\beta\text{-FeSi}_2$ являются имплантация ионов железа (Fe^+) в кремниевую монокристаллическую подложку с последующей термической обработкой [1–5], магнетронное распыление слоев железа на кремний [6,7], а также молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) [8,9]. В указанных методах для синтеза полупроводниковой фазы $\beta\text{-FeSi}_2$ используются финишные операции высокотемпературного (до 900°C) и длительностью (до 20 h) отжига. Такие термообработки нежелательны при изготовлении приборных структур ввиду существенной деградации их параметров за счет интенсивной диффузии атомов железа вглубь кристалла кремния. Преодолеть подобные ограничения позволяют импульсные методики обработки имплантированных слоев кремния наносекундными лазерными, ионными или электронными пучками, которые позволяют локализовать нагрев кристалла по его площади и глубине. Кроме того, высокие скорости нагрева, плавления и последующей кристаллизации, имеющие место в процессе импульсных воздействий, приводят к формированию бездефектных эпитаксиальных слоев кремния [10], что существенно для получения интенсивной люминесценции.

Ранее было продемонстрировано формирование гетероструктур $\beta\text{-FeSi}_2/\text{Si}$ путем имплантации монокристал-

лов Si(100) низкоэнергетичными ионами Fe^+ с дозами в диапазоне $10^{16} - 10^{17}\text{ cm}^{-2}$ с последующей обработкой имплантированных слоев импульсными лазерными или ионными пучками [11,12]. Ввиду малой глубины проникновения ионов Fe^+ в Si в процессе ионной имплантации и импульсных воздействий (менее $0.2\text{ }\mu\text{m}$) слои $\beta\text{-FeSi}_2$ формировались вблизи поверхности Si, что создает определенные трудности для последующего изготовления светодиодных структур.

Для уменьшения влияния поверхности на рекомбинационные процессы и люминесценцию слоя $\beta\text{-FeSi}_2$ и формирования заглубленного $p-n$ -перехода, предпочтительным является создание гетероструктуры типа Si- $\beta\text{-FeSi}_2$ -Si, в которой верхний слой кремния выращен эпитаксиально на слое $\beta\text{-FeSi}_2$. На основе анализа существующих публикаций по формированию гетероструктур Si- $\beta\text{-FeSi}_2$ -Si можно утверждать, что к настоящему времени отсутствуют работы по эпитаксиальному росту слоев Si на слоях $\beta\text{-FeSi}_2$, полученных ионной имплантацией. Формирование светодиодных гетероструктур Si- $\beta\text{-FeSi}_2$ -Si проводилось ранее либо путем высокоэнергетичной ионной имплантации ($E > 200\text{ keV}$) [1,4], либо путем эпитаксиального роста Si на слое $\beta\text{-FeSi}_2$, полученном реактивным осаждением пленки Fe на Si подложку [8].

В данной работе предложен метод эпитаксиального роста пленки Si на имплантированном ионами Fe^+ слое Si в условиях сверхвысокого вакуума (СВВ). Были выращены толстые (до $1.7\text{ }\mu\text{m}$) эпитаксиальные слои Si, которые могут быть использованы для изготовления электролюминесцентных приборных структур.

Таблица 1. Параметры исходных образцов кремния

Образец	Подложка	Доза ионов Fe ⁺ , cm ⁻²	Тип проводимости	Проводимость, Ω · cm	Шероховатость, nm	Картины дифракции медных электронов после низкотемпературной очистки
A	Si(111)	10 ¹⁶	p	20	0.82	Si(111)1 × 1
B	Si(111)	1.8 · 10 ¹⁷	p	20	9.43	—
C	Si(100)	10 ¹⁵	n	4.5	0.23	Si(100)2 × 1
D	Si(100)	10 ¹⁶	n	4.5	0.4	—
I	Si(100)	1.8 · 10 ¹⁷	n	4.5	2.62	—

Эксперимент

Имплантация ионов Fe⁺ в монокристаллические пластины кремния (табл. 1) проводилась на ускорителе ионов (КФТИ КазНЦ РАН) при комнатной температуре. Энергия ионов составляла $E = 40$ keV; плотность ионного тока не превышала $j = 7 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, доза имплантации варьировалась в пределах $\Phi = 10^{15} - 1.8 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$. Импульсная ионная обработка (ИИО) имплантированных образцов Si проводилась на импульсном ускорителе ионов (КФТИ) наносекундным пучком ионов углерода (C⁺, $\tau = 50$ ns) с энергией $E = 300$ keV. В процессе ИИО варьировалась плотность энергии пучка ($W = 1.2 - 1.5 \text{ J}/\text{cm}^2$), а сама обработка проводилась двумя импульсами. Доза ионов C⁺, вводимых в образец Si за один импульс, не превышала $10^{13} \text{ ion}/\text{cm}^2$. Пробег ионов C⁺ в Si ($\sim 0.75 \mu\text{m}$) значительно превышал пробег ионов Fe⁺ ($\sim 0.05 \mu\text{m}$), в процессе ИИО имело место плавление слоя Si на глубину до $1 \mu\text{m}$, значительно превышающую толщину слоя имплантированного ионами Fe⁺ ($\sim 0.1 \mu\text{m}$).

Рост слоя Si проводился в двух сверхвысоковакуумных (СВВ) камерах (ИАПУ ДВО РАН) с базовым давлением $P = 2 \cdot 10^{-10}$ и $1 \cdot 10^{-9}$ Торр. Обе камеры были оборудованы сублимационными источниками Si p-типа проводимости для проведения молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Кроме того, первая камера была оснащена электронным оже-спектрометром (ЭОС) для определения концентрации примесей на поверхности Si до и после процедуры очистки, а вторая — приставкой дифракции медленных электронов (ДМЭ) для контроля кристаллической структуры выращиваемых слоев Si. Скорость осаждения Si ($\sim 11 \text{ nm}/\text{min}$) контролировалась по кварцевому датчику толщины. Кремниевые образцы отжигались путем пропускания постоянного электрического тока. Время отжига при температуре $T = 850^\circ\text{C}$ составляло около 20 min. В процессе роста слоев Si температура подложки поддерживалась около 700°C .

Исследования морфологии поверхности образцов Si методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) проводились с помощью сканирующего зондового микроскопа Solver P47 (ИАПУ). Оптические спектры образцов до и после выращивания слоя Si изучались с помощью автоматического спектрофотометра Hitachi H-3010 (ИАПУ) и монохроматора МДР-3 при комнатной температуре.

Результаты и обсуждение

Рассмотрим влияние ИИО на морфологию поверхности различных образцов имплантированного Si (табл. 1). После ИИО поверхность образца A представляла собой практически периодическое чередование областей круглой или овальной формы с диаметрами 300–500 nm,

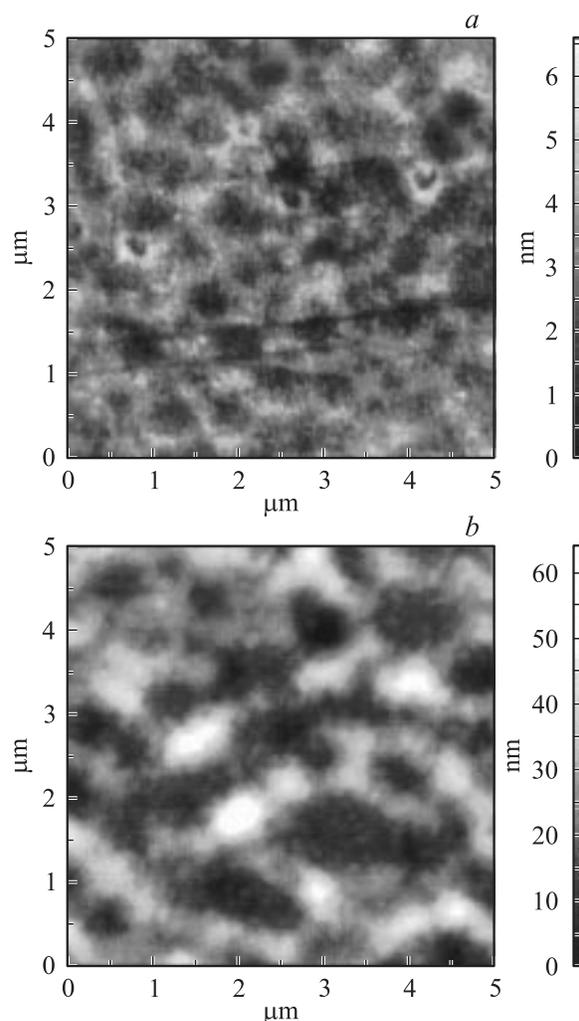


Рис. 1. АСМ-изображение поверхности образцов после имплантации ионами Fe⁺ и ИИО. *a* — образец A, $\Phi = 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, *b* — образец B, $\Phi = 1.8 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$.

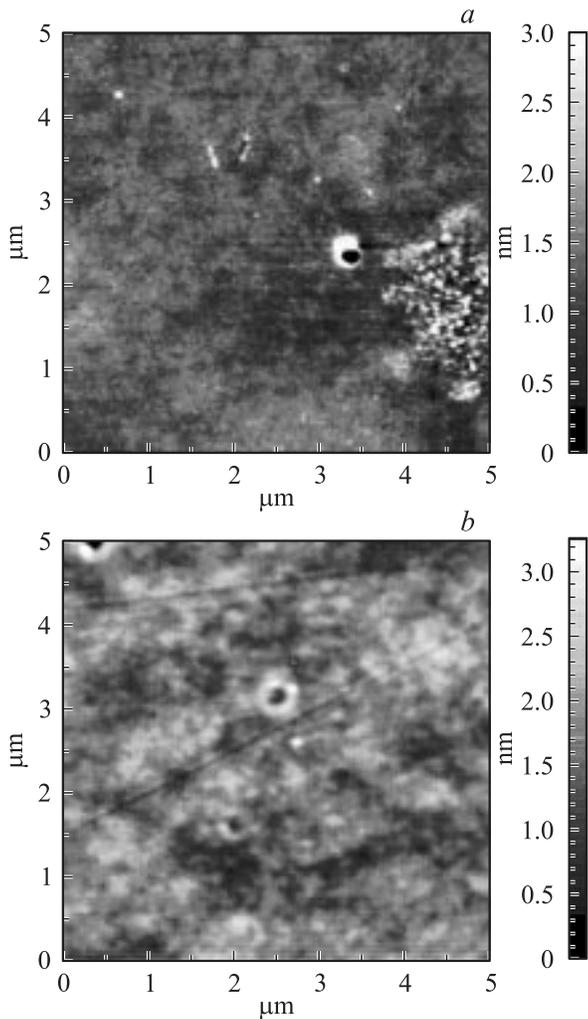


Рис. 2. То же, что на рис. 1. *a* — образец *C*, $\Phi = 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, *b* — образец *D*, $\Phi = 1.8 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$.

расположенных на 3–4 nm ниже остальной поверхности (рис. 1, *a*) и отображающих ячеистую структуру слоя, которая наблюдалась ранее с помощью просвечивающей электронной микроскопии [12]. Увеличение дозы имплантации (в 18 раз для образца *B*) привело к значительному увеличению характерных размеров неоднородностей рельефа поверхности. При этом сформировались выпуклости и впадины высотой и глубиной 20–30 nm от некоторого среднего уровня (рис. 1, *b*). Это соответствует более высокому содержанию атомов Fe в приповерхностном слое Si и значительному массопереносу при ИИО вследствие глубокого плавления кремния. Формирование ячеистой структуры в результате ИИО связано с низкой растворимостью Fe в Si и сегрегацией Fe в стенках ячеек Si вследствие нестабильности фронта кристаллизации при движении к поверхности. Необходимо отметить, что полученные ячеистые структуры нестабильны по отношению к последующим термическим обработкам. В процессе отжига при температурах выше 600°C ячейки кремния, разделенные стенками из дисилицида железа, трансформируются в монокристал-

лические преципитаты $\beta\text{-FeSi}_2$ округлой формы размером до 0.15 μm (для дозы $\Phi = 6 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$) [13].

Образец *C* с внедренной дозой ионов железа $\Phi = 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ после ИИО имел минимальную среднеквадратичную шероховатость — около 0.1 nm (рис. 2, *a*). Поверхность Si(100) с дозой ионов $\Phi = 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ (образец *D*) была достаточно гладкой (среднеквадратичная шероховатость $\sigma_{rms} = 0.4 \text{ nm}$, однако в этом случае наблюдались дырки глубиной до 1 nm (рис. 2, *b*). Увеличение дозы имплантации до $1.8 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ (образец *I*) приводит к увеличению локальной неоднородности поверхности (рис. 3), а также к появлению областей с большими неоднородностями рельефа и различными кристаллитами внутри. Предполагается, что они являются кристаллитами $\beta\text{-FeSi}_2$, которые сформировались вблизи поверхности в результате ИИО.

На рис. 4 представлены для сравнения спектры отражения образцов *C*, *I* и чистого кремния. Видно, что

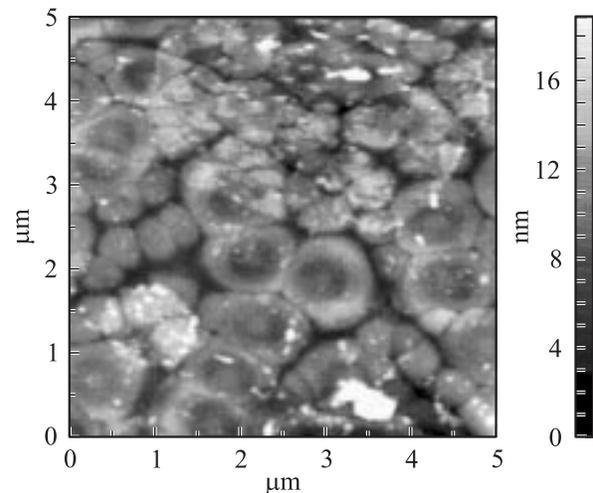


Рис. 3. АСМ-изображение поверхности образца *I* после имплантации большой дозой ионов и ИИО.

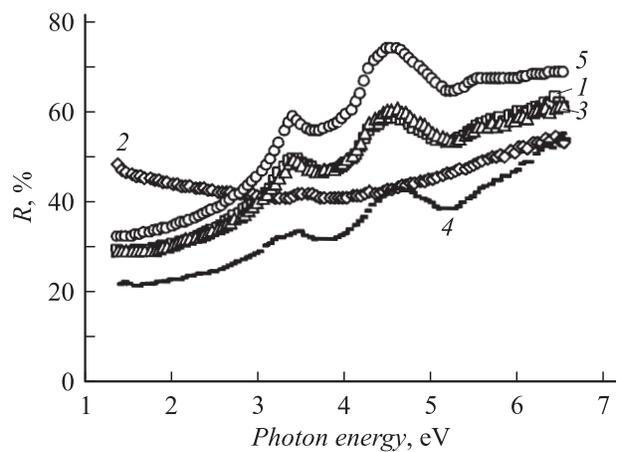


Рис. 4. Экспериментальные спектры отражения образцов. Кривые 1 и 3 получены для образца *C* до и после роста кремния; 2 и 4 — для образца *I* до и после роста кремния; 5 — спектр отражения чистого кремния.

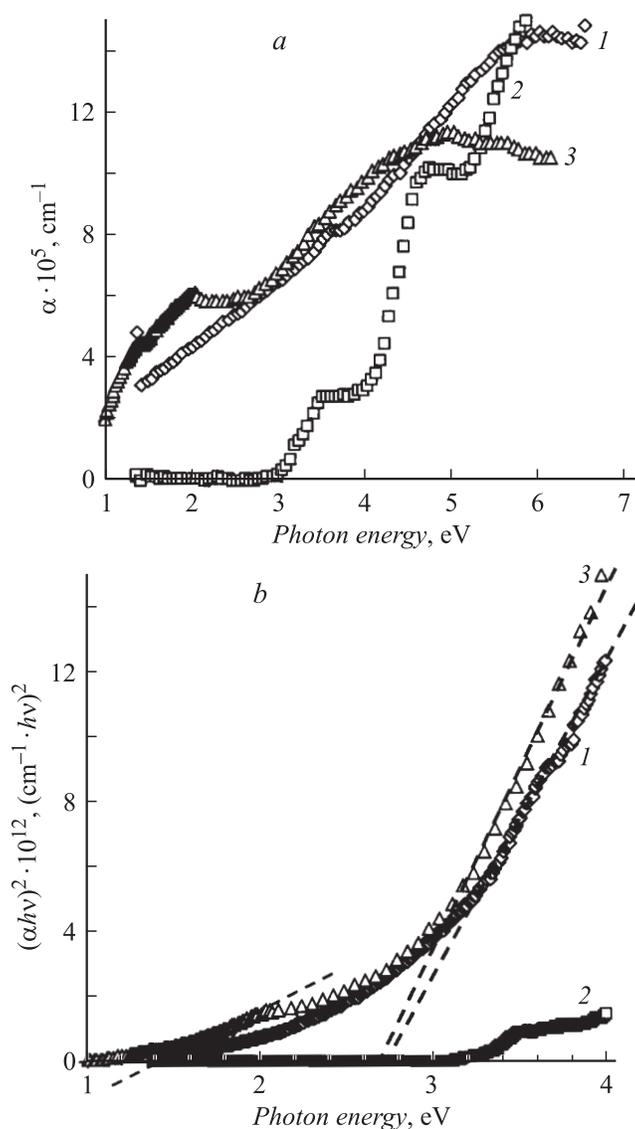


Рис. 5. *a* — расчетные спектры $\alpha(E)$; *b* — спектры $(\alpha \cdot hv)^2(E)$. Кривые 1 и 2 получены для образца 1 до и после роста кремния; 3 — спектр эпитаксиальной пленки β -FeSi₂.

кривые 2 и 3, полученные для образца С, практически идентичны и повторяют спектр отражения чистого Si. Это свидетельствует о малом содержании примеси железа ($N_{\text{Fe}} \sim 2 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$) в приповерхностной области образца, недостаточном для формирования фазы β -FeSi₂. Из рис. 4 также видно, что образец 1 до зарастания кремнием имеет повышенный коэффициент отражения в области 1–3 eV и другой спектральный состав по сравнению с образцом С и чистым кремнием. С помощью интегральных соотношений Крамерса–Кронига с экстраполяцией по методу Филиппа–Гафта [14] из спектров отражения были рассчитаны спектры коэффициентов преломления $\alpha(E)$ (рис. 5, *a*) и мнимой части диэлектрической проницаемости $\varepsilon_2(E)$ образцов (рис. 6). По спектрам поглощения были построены зависимости

$(\alpha \cdot hv)^2(E)$, исходя из которых можно утверждать, что в спектре образца 1 наблюдается интенсивный прямой межзонный переход 2.7 eV (рис. 5, *b*), относящийся к β -FeSi₂. Величина энергии наблюдаемого перехода близка к значению, определенному из спектров ультрафиолетовой фотоэлектронной спектроскопии для объемного β -FeSi₂ — 2.57 eV [15]. Различие в энергии перехода, а также отсутствие перехода с энергией около 1.4 eV, который наблюдается для эталонной эпитаксиальной пленки β -FeSi₂ (рис. 5, *b*), связано с тем, что получившийся после ИИО слой β -FeSi₂ является поликристаллическим (рис. 3) и содержит различные дефекты, которые вносят свой вклад в спектр поглощения и искажают его.

Как известно, важными характеристиками физических свойств полупроводника (чувствительными, в частности, к структурному совершенству поверхности) являются амплитуда и спектральное положение пика на кривой $\varepsilon_2(E)$, связанного с прямыми оптическими межзонными переходами [16]. В спектре кремния таким пиком является пик 4.25 eV. На рис. 6 хорошо видно, что в спектре $\varepsilon_2(E)$ образца 1 (кривая 1) пик 4.25 eV отсутствует, и в целом поведение спектра больше похоже на спектр эпитаксиальной пленки β -FeSi₂. Это указывает на то, что силицидная фаза сформировалась вблизи поверхности. Однако после зарастания кремнием спектры $\varepsilon_2(E)$ коэффициента отражения (рис. 4) и поглощения (рис. 5, *a*) всех образцов, в том числе и образца 1, стали соответствовать спектру кремния. Это указывает на то, что кристаллиты β -FeSi₂ оказались глубоко внедренными в решетку Si. Для образца 1 наблюдается сильное уменьшение интенсивности $\varepsilon_2(E)$ и смещение в сторону больших энергий пика 4.25 eV, что может свидетельствовать о низком качестве поверхности образца после зарастания кремнием.

Известная процедура низкотемпературной (НТ) очистки поверхности удобна для последующего роста

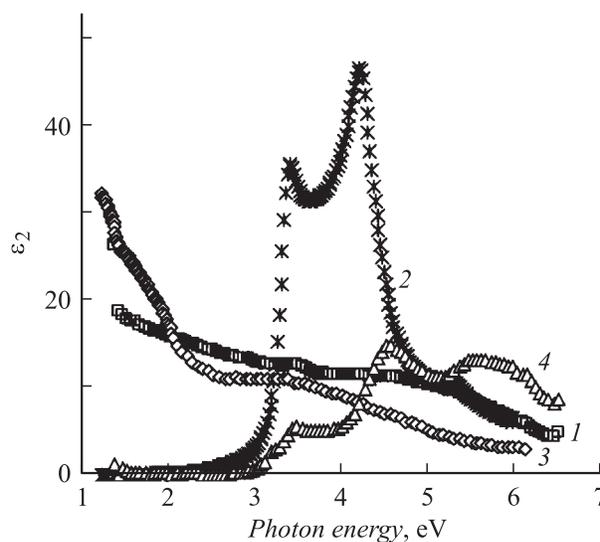


Рис. 6. Расчетные спектры $\varepsilon_2(E)$. Кривые 1 и 4 получены для образца 1 до и после роста кремния; 2 — спектр чистого кремния; 3 — спектр эпитаксиальной пленки β -FeSi₂.

Таблица 2. Параметры выращенных слоев кремния

Образец	Подложка	Доза ионов Fe^+ , cm^{-3}	Шероховатость слоя кремния, nm	Картина дифракции медленных электронов от выращенного слоя кремния
A	Si(111)	10^{16}	7.02	—
B	Si(111)	$1.8 \cdot 10^{17}$	14.11	—
C	Si(100)	10^{15}	0.08	Si(100) 2×1
D	Si(100)	10^{16}	0.4	Si(100) 2×1
I	Si(100)	$1.8 \cdot 10^{17}$	86.18	—

кремния поверх слоев кремния, имплантированных ионами железа. В процессе НТ очистки образец отжигается при температуре 850°C в течение 15–20 min. В процессе отжига на окисел с малой скоростью (не более 0.1 nm/min) осаждается кремний, который обеспечивает низкотемпературную реакцию преобразования диоксида кремния в монооксид с последующим его разложением на кремний и кислород:



Данные оже-анализа показали, что в результате этой процедуры с поверхности был удален практически весь оксидный слой, и была получена атомарно-чистая кремниевая поверхность [17]. Использование низкотемпературной очистки, с одной стороны, снижает вероятность перераспределения преципитатов дисилицида железа в кремнии, а с другой — обеспечивает удаление примесей и окисла, что позволяет приступить к эпитаксиальному росту покрывающих слоев кремния необходимой для приборных структур толщины. Данная процедура впервые применена к образцам, имплантированным ионами железа.

После процедуры НТ очистки от образца C с минимальной имплантированной дозой (10^{15}cm^{-2}) была получена наиболее интенсивная картина ДМЭ Si(100) 2×1 [17], которая соответствует формированию гладкой и атомарно-чистой поверхности. Для образцов с дозами выше 10^{16}cm^{-2} картин ДМЭ получить не удалось. Принимая во внимание некоторую неоднородность поверхностей этих образцов до очистки, можно сделать вывод о том, что они имели высокую остаточную плотность дефектов. Таким образом, увеличение дозы имплантации приводит к увеличению концентрации дефектов на поверхности кремния, которые сохраняются даже после ИИО и процедуры НТ очистки в сверхвысоком вакууме.

После НТ очистки на поверхности каждого образца был выращен слой кремния толщиной около $1.7 \mu\text{m}$. Как видно из табл. 2, качество выращенных слоев кремния — величина шероховатости и наличие картины ДМЭ — существенно зависит от имплантированной дозы ионов и ориентации исходной подложки. Слои кремния наилучшего качества были выращены на поверхности образцов C и D (рис. 7, a, b), имплантированных наименьшими дозами ионов Fe^+ . Они отличаются

очень низкой шероховатостью (менее 1 nm) и наличием картин ДМЭ, которые были получены без какого-либо дополнительного отжига после роста. Стоит отметить, что после процедуры НТ очистки для образца D не удалось получить картину ДМЭ, однако после выращивания кремния она появилась [17]. Это говорит о том, что в

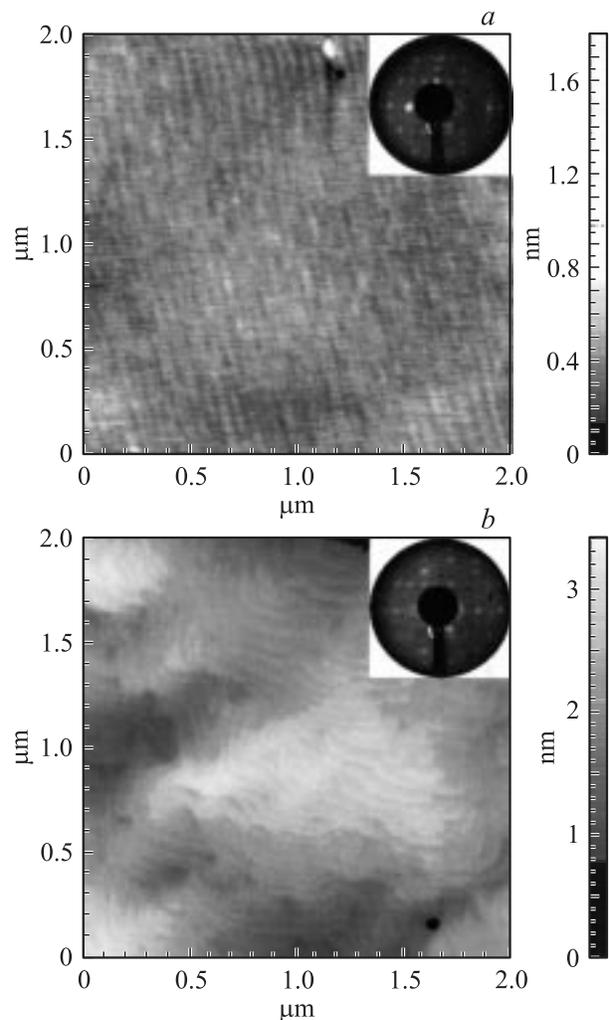


Рис. 7. АСМ-изображение поверхности эпитаксиального слоя кремния толщиной $1.7 \mu\text{m}$, выращенного поверх образцов C (a) и D (b). На вставках приведены ДМЭ картины Si(100) 2×1 , полученные от выращенного слоя кремния.

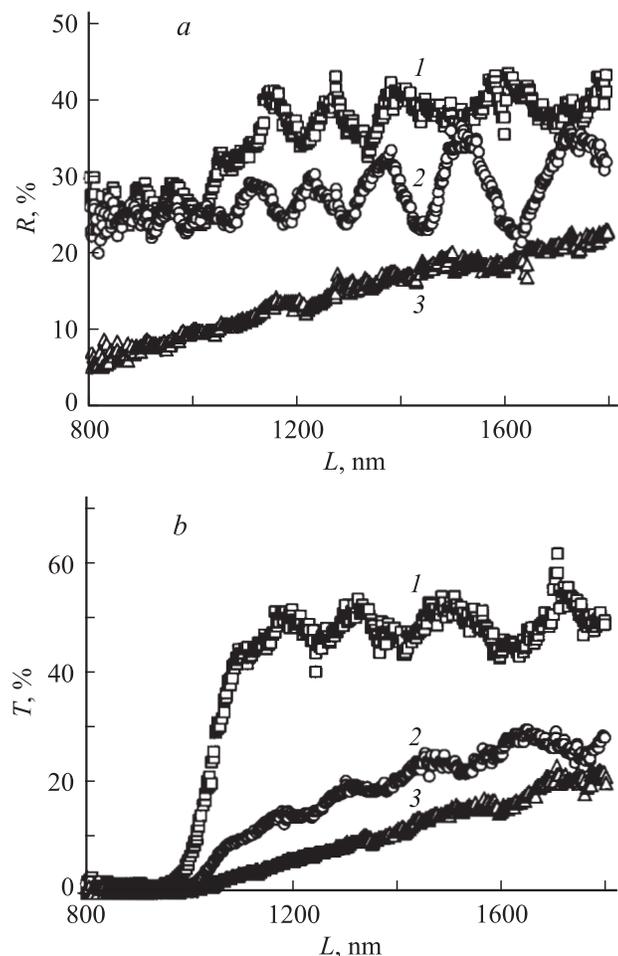


Рис. 8. Спектры отражения (а) и пропускания (б), полученные после роста слоя кремния толщиной $1.7 \mu\text{m}$: 1 — образец А, 2 — образец В, 3 — образец I.

процессе осаждения кремния при $T = 700^\circ\text{C}$ происходит отжиг дефектов на поверхности образца, и в дальнейшем рост кремния проходил эпитаксиально.

Увеличение дозы ионов Fe^+ до $1.8 \cdot 10^{17} \text{cm}^{-2}$ (образец I) привело к росту слоя кремния с поликристаллической структурой, а его поверхность в результате роста стала гораздо более шероховатой по сравнению с другими образцами (табл. 2). Проколы, наблюдавшиеся на АСМ-изображении образца [17], указывают на трехмерный механизм роста и агрегацию кристаллитов кремния. Тенденция увеличения шероховатости поверхности выращенного слоя с ростом имплантированной дозы наблюдалась и в случае образцов А и В, сформированных на другом типе подложки — Si(111). Однако шероховатость поверхности образца А выше по сравнению с образцом С. Это связано с тем, что кремний лучше растет на поверхности Si(100) благодаря более низкой плотности оборванных связей [18]. Большая шероховатость поверхности образца I по сравнению с В может быть связана с тем, что образовавшийся после ИИО $\beta\text{-FeSi}_2$ легче собирается в крупные кристаллиты на поверхности Si(100), что препятствует формиро-

ванию эпитаксиального слоя кремния и приводит к существенному развитию рельефа.

Спектры отражения и пропускания были получены в диапазоне 800–1800 nm для всех образцов после наращивания толстым слоем кремния (рис. 8). Спектры отражения и пропускания для образца А подобны спектрам чистого кремния. Плавный рост коэффициентов отражения и пропускания с ростом длины волны наблюдался для образцов В и I. Это связано с существенной шероховатостью выращенного слоя кремния на поверхности данных образцов (табл. 2) и с постепенным уменьшением роли рельефа поверхности при увеличении длины волны. Для образцов А и В наблюдалась интерференция на слое кремния, выращенном поверх слоя $\beta\text{-FeSi}_2$. В спектрах образца В пики более отчетливы, что, очевидно, связано с лучшим качеством слоя кремния и $\beta\text{-FeSi}_2$, а следовательно, и более резкой межфазовой границей $\beta\text{-FeSi}_2/\text{Si}(111)$. Отсутствие интерференции для образца I, вероятно, связано с формированием поликристаллического слоя $\beta\text{-FeSi}_2$, состоящего из блоков с размерами 0.2– $1 \mu\text{m}$ (рис. 3), и значительной шероховатостью выросшего на нем слоя кремния.

Выводы

Процедура сверхвысоковакуумной низкотемпературной ($T = 800^\circ\text{C}$) очистки в потоке атомов кремния апробирована для монокристаллических подложек Si(100) и Si(111), имплантированных низкоэнергетическими ионами железа в различных дозах. Показана возможность получения атомарно-гладких и реконструированных поверхностей кремния после ионной имплантации с последующим ИИО. Исходя из рассчитанных спектров $(\alpha \cdot h\nu)^2(E)$ для образца Si(100), имплантированного большой дозой ионов железа $\Phi = 1.8 \cdot 10^{17} \text{cm}^{-2}$, подтверждено формирование фазы полупроводникового дисилицида железа ($\beta\text{-FeSi}_2$) вблизи поверхности после ИИО. Исследована молекулярно-лучевая эпитаксия слоев кремния на подложках Si(100) и Si(111) с имплантированными ионами железа при температуре 700°C . Установлено, что слои кремния с гладкой реконструированной поверхностью и толщиной до $1.7 \mu\text{m}$ растут на подложках Si(100) до дозы ионов железа 10^{16}cm^{-2} , а дальнейшее увеличение дозы приводит к поликристаллическому росту кремния и увеличению шероховатости его поверхности из-за трехмерного механизма роста. При этом, по данным оптической спектроскопии, на поверхности выращенного слоя кремния не обнаружено присутствие дисилицида железа. На подложках Si(111), имплантированных ионами железа (дозы $1 \cdot 10^{16}$ и $1.8 \cdot 10^{17} \text{cm}^{-2}$) и подвергнутых ИИО, слои эпитаксиального кремния получить не удалось по причине трехмерного механизма роста кремния. Обнаруженная на слоях кремния в области прозрачности (на длинах волн более 1100 nm) оптическая интерференция подтверждает образование более резкой межфазовой границы $\beta\text{-FeSi}_2/\text{Si}(111)$.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов ДВО РАН № 06-I-П1-001 и 06-I-ОФН-118, программы ОФН РАН „Новые материалы и структуры“ и гранта президента РФ № МК-3048.2006.2.

Список литературы

- [1] *Leong D., Harry M., Reeson K., Homewood K.* // *Nature*. 1997. Vol. 387. P. 686–688.
- [2] *Schuller B., Carius R., Mantl S.* // *J. Appl. Phys.* 2003. Vol. 94. P. 207–211.
- [3] *Штейман Э.А., Вдовин В.И., Изотов А.Н., Пархоменко Ю.Н., Борун А.Ф.* // *ФТТ*. 2004. Т. 46. С. 26–30.
- [4] *Martinelli L., Grilli E., Guzzi M., Grimaldi M.G.* // *Appl. Phys. Lett.* 2003. Vol. 83. P. 794–796.
- [5] *Maeda Y., Terai Y., Itakura M., Kuwano N.* // *Thin Solid Films*. 2004. Vol. 461. P. 160–164.
- [6] *Chu S., Hirohada T., Kan H.* // *Jpn. J. Appl. Phys.* 2002. Vol. 41. P. 299–301.
- [7] *Теруков Е.И., Коньков О.И., Кудоярова В.Х., Гусев О.Б., Давыдов В.Ю., Мосина Г.Н.* // *ФТП*. 2002. Т. 36. С. 1318–1322.
- [8] *Suemasu T., Takakura K., Li C., Ozawa Y., Kumagai Y., Hasegawa F.* // *Thin Solid Films*. 2004. Vol. 461. P. 209–218.
- [9] *Ji S.Y., Lalev G.M., Wang J.F., Lim J.W., Yoo J.H., Shindo D., Isshiki M.* // *J. Crystal Growth*. 2005. Vol. 285. P. 284–294.
- [10] *Двуреченский А.В., Качурин Г.А., Нидаев Е.В., Смирнов Л.С.* Импульсный отжиг полупроводниковых материалов. М.: Наука, 1982. 208 с.
- [11] *Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Теруков Е.И., Кудоярова В.Х., Weiser G., Kuehne H.* // *ФТП*. 2001. Т. 35. С. 1320–1325.
- [12] *Bayazitov R., Batalov R., Nurutdinov R., Shustov V., Gaiduk P., Dezsi I., Kotai E.* // *Nucl. Instrum. Methods*. 2005. Vol. B24. P. 224–228.
- [13] *Гайдук П.И., Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Ивлев Г.Д.* // *Мат. VI Междунар. науч. технич. конф. „Квантовая электроника“*. Минск, Беларусь, 2006. С. 144–146.
- [14] *Соболев В.В., Алексеева С.А., Донецких В.И.* Расчеты оптических функций полупроводников по соотношениям Крамерса–Кронига. Кишинев: Штиинца, 1976. 186 с.
- [15] *Ивлев В.М., Трусов Л.И., Холмянский В.А.* Структурные превращения в тонких пленках. М.: Металлургия, 1982. 248 с.
- [16] *Гаривленко В.И., Грехов А.М., Корбутян Д.В., Литовченко В.Г.* Оптические свойства полупроводников. Справочник. Киев: Наук. думка, 1987, 175 с.
- [17] *Галкин Н.Г., Горошко Д.Л., Чусовитин Е.А., Баязитов Р.М., Баталов Р.И.* // *Тр. 10-й конф. студентов, аспирантов и молодых ученых по физике полупроводниковых, диэлектрических и магнитных материалов*. Владивосток: ИАПУ ДВО РАН, 2006. С. 146–155.
- [18] *Chrost J., Hinarejos J.J., Michel E.G., Miranda R.* // *Surf. Sci.* 1995. Vol. 330. P. 34–40.