

Импульсный синтез слоев β -FeSi₂ на кремнии, имплантированном ионами Fe⁺

© Р.И. Баталов, Р.М. Баязитов[¶], Е.И. Теруков*, В.Х. Кудоярова*, G. Weiser[†], H. Kuehne[†]

Казанский физико-технический институт Российской академии наук,
420029 Казань, Россия

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

[†]Philipps University of Marburg,
Renthof 5, D-35032, Germany

(Получена 4 апреля 2001 г. Принята к печати 19 апреля 2001 г.)

Синтез сплошных слоев и мелкодисперсных пленок β -FeSi₂ проводился с использованием имплантации ионов Fe⁺ в Si (100) с последующей наносекундной импульсной ионной обработкой имплантированных слоев. С использованием рентгеновской дифракции показано, что импульсная ионная обработка приводит к образованию смеси двух фаз: FeSi и β -FeSi₂ с напряженными кристаллическими решетками. Последующий кратковременный термический отжиг приводит к полной трансформации фазы FeSi в фазу β -FeSi₂ с образованием текстурированного слоя. Данные рамановского рассеяния подтверждают образование фазы β -FeSi₂ при высокой степени кристалличности кремния. Результаты измерений оптического поглощения свидетельствуют о формировании слоев и преципитатов β -FeSi₂ с прямозонной структурой с величиной оптической щели $E_g \approx 0.83$ эВ и шириной хвоста Урбаха $E_0 \approx 220$ мэВ. Сигнал фотолюминесценции при $\lambda \approx 1.56$ мкм, обусловленный прямыми межзонными переходами в β -FeSi₂, наблюдался вплоть до температуры 210 К.

1. Введение

Одним из основных направлений кремниевой оптоэлектроники является создание тонкопленочных структур, излучающих в области 1.5 мкм — "окне" прозрачности кремния и двуокиси кремния. Основным подходом к решению данной проблемы в последние 10–15 лет являлось создание твердых растворов Eg в Si [1,2]. При этом слои Si:Ег излучают на длине волны 1.54 мкм на переходах ⁴I_{13/2}–⁴I_{15/2} во внутренней 4f оболочке иона Eg³⁺, находящегося в оптически активном состоянии. Однако низкая растворимость редкоземельных элементов в Si и их тенденция к образованию оптически неактивных кластеров существенно ограничивают интенсивность внутрицентральной люминесценции при комнатной температуре [3].

В последние 5 лет начал бурно развиваться новый, альтернативный подход к решению проблемы, связанный с синтезом соединений и их кластеров в Si. Таким соединением является полупроводниковый дисилицид железа — β -FeSi₂, являющийся прямозонным материалом с шириной оптической щели около 0.85 эВ, соответствующей длине волны, близкой к 1.5 мкм [4]. К настоящему времени продемонстрирована низкотемпературная (~ 200 К) фотолюминесценция (ФЛ) слоев β -FeSi₂ [5–7] и уже созданы первые светодиоды с активной областью с преципитатами β -FeSi₂, работающие в режиме прямого смещения при 80 [8] и 300 К [9]. Основными методами создания диодных структур являются ионная имплантация и молекулярно-лучевая эпитаксия с использованием

высокотемпературных (до 900°С) и продолжительных (до 20 ч) термообработок. Однако такие термические воздействия нежелательны в микроэлектронике при создании интегральных микросхем, поскольку они приводят к существенной диффузии атомов железа в глубь базового Si из-за большого коэффициента диффузии железа при высоких температурах ($D \approx 5 \cdot 10^{-6}$ см²/с при температуре $T \approx 1000^\circ\text{C}$), что ведет к деградации основных параметров кремниевых приборов [10].

Преодолеть указанные ограничения можно с использованием импульсных лучевых (лазерных, ионных, электронных) обработок, которые воздействуют только на приповерхностные слои материала (~ 1 мкм) в течение короткого интервала времени (< 1 мкс), что исключает нежелательную диффузию примеси в базовый материал. Кроме того, высокие скорости нагрева, плавления и последующего затвердевания (~ 1 м/с) приводят к формированию бездефектных, эпитаксиальных и сильно легированных слоев Si [11–13]. Характерными особенностями импульсной ионной обработки (ИИО, или "Pulsed ion-beam treatment" — PIBT) по сравнению с импульсной лазерной являются более глубокое и равномерное распределение потерь энергии ионов в материале, что ведет к меньшему перегреву и нарушению поверхности, а также независимость результатов обработки от оптических свойств облучаемого материала [14].

В данной работе формирование тонких пленок β -FeSi₂ проводилось с использованием ИИО слоев Si, имплантированных ионами Fe⁺ с дозами, соответствующими образованию сплошных слоев и мелкодисперсных пленок [15]. Синтезированные пленки β -FeSi₂ исследовались методами скользящей рентгеновской дифракции, ра-

[¶] E-mail: bayaz@kfti.knc.ru

мановского рассеяния света, резерфордского обратного рассеяния (ROP), оптической и фотолюминесцентной спектроскопии.

2. Эксперимент

Пластины монокристаллического кремния (по Чохральскому) *n*-типа с ориентацией (100) имплантировались ионами Fe⁺ при 300 К с энергией 40 кэВ двумя дозами $1 \cdot 10^{16}$ и $1.8 \cdot 10^{17}$ см⁻² (плотность ионного тока — $5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$). После имплантации образцы подвергались ИИО мощным наносекундным ионным пучком (C⁺ — 80%, H⁺ — 20%, $E = 300$ кэВ, $\tau = 50$ нс, $j \approx 50$ А/см², 2–3 импульса) [14]. Общая доза ионов C⁺ и H⁺, вводимых в процессе ИИО, не превышала $1 \cdot 10^{14}$ см⁻². Термический отжиг (ТО, или "Thermal annealing" — ТА) имплантированных образцов проводился в кварцевой печи в атмосфере азота при температуре 800°С в течение 20–150 мин.

Структура и фазовый состав имплантированных и отожженных слоев исследовались методом скользящей рентгеновской дифракции (угол падения пучка $\varphi \approx 1^\circ$) с использованием Fe K_α-излучения ($\lambda = 1.9373 \text{ \AA}$). Азимутальная зависимость наиболее интенсивного дифракционного пика записывалась путем фиксации детектора на позиции данного рефлекса с последующим проведением азимутального сканирования в диапазоне углов $\chi = 0-360^\circ$. Исследование распределения имплантированных атомов железа по глубине проводилось с использованием спектрометрии резерфордского обратного рассеяния (ROP) пучком дейтронов (²D⁺) с энергией 0.9 МэВ при угле рассеяния 135°. Микроструктура образцов исследовалась методом рамановской спектроскопии. Рамановские спектры были получены с использованием рамановского комплекса JY U1000. Все спектры были записаны при 300 К в области $0-600 \text{ см}^{-1}$ с разрешением 3 см^{-1} . В качестве источника возбуждения использовался аргоновый лазер ($\lambda = 514.5 \text{ нм}$). Использование данной лазерной линии позволяло нам получать информацию о микроструктуре как пленки β -FeSi₂, так и кристаллического Si, поскольку глубины оптического зондирования в слое β -FeSi₂ и в Si равны ~ 18 и ~ 760 нм соответственно [16].

ИК спектроскопия в режиме отражения и пропускания применялась для определения энергии зонной щели сформированного силицида. Измерения были проведены на спектрофотометре Hitachi-330 при 300 К в спектральной области 1000–2000 нм. Фотолюминесценция (ФЛ) синтезированных пленок β -FeSi₂ исследовалась в ближней ИК области спектра ($\lambda = 1.0-1.7 \text{ мкм}$) в диапазоне температур 77–250 К. Возбуждение сигнала ФЛ проводилось с использованием аргонового лазера ($\lambda = 514.5 \text{ нм}$, $P = 50 \text{ мВт}$), а регистрация сигнала осуществлялась охлаждаемым до 77 К германиевым фотодиодом.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Рентгеноструктурный анализ

После ионной имплантации в спектре рентгеновской дифракции (не показан) отсутствуют какие-либо рефлексы, что свидетельствует о полной аморфизации имплантированного слоя. На рис. 1 приведены спектры рентгеновской дифракции образцов, имплантированных двумя дозами ионов Fe⁺ ($1 \cdot 10^{16}$ и $1.8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$) после ИИО (50 нс, 50 А/см²) и дополнительного ТО (800°С, 20 мин). Из рис. 1, *a* видно, что после ИИО образуется смесь фаз: металлической FeSi и полупроводниковой β -FeSi₂. Наиболее интенсивный пик на спектре обусловлен брэгговским отражением от плоскостей (202)/(220) β -FeSi₂. Положение данного пика ($2\theta = 36.2^\circ$) существенно отличается от табличного значения ($2\theta = 36.9^\circ$), что

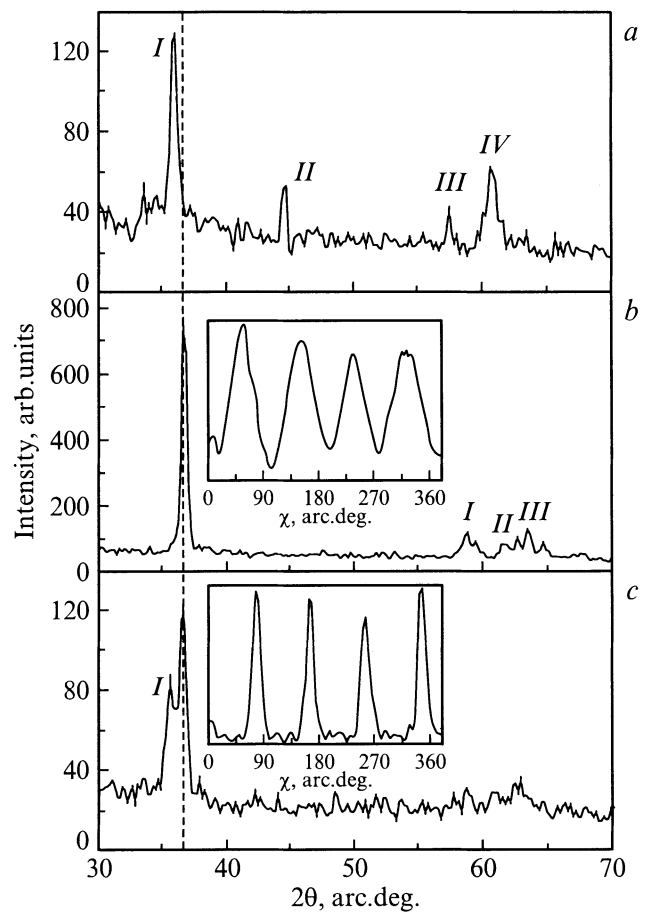


Рис. 1. Спектры скользящей рентгеновской дифракции Si, имплантированного ионами Fe⁺ дозой $1.8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (*a, b*) и дозой $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (*c*): *a* — после ИИО (50 нс, 50 А/см²), *b* — после ИИО и дополнительного ТО (800°С, 20 мин), *c* — после ИИО и дополнительного ТО. На вставках показаны азимутальные зависимости дифракционного пика β (202)/(220). *a* — дифракционные пики: I — β -FeSi₂ (202)/(220), II — FeSi (111), III — FeSi (210), IV — β (041); *b* — дифракционные пики: I — β (313)/(331), II — β (041), III — β (422); *c* — дифракционные пики: I — Si (111).

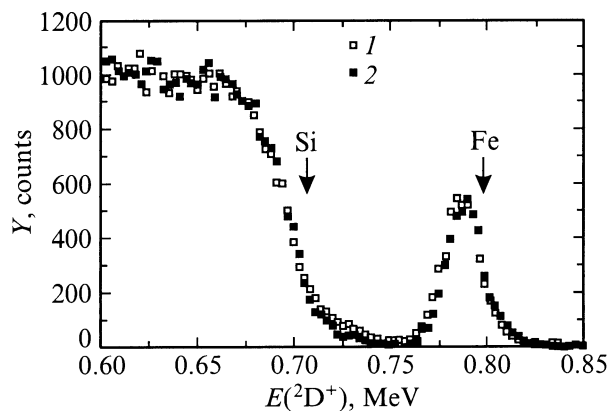


Рис. 2. Спектры РОР Si, имплантированного ионами Fe^+ дозой $1.8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ после ИИО (50 А/см^2) и дополнительного ТО (800°C , 20 мин) (1), а также только после ТО (800°C , 150 мин) (2). Стрелками показаны положения поверхности для железа и кремния.

можно объяснить напряженным состоянием кристаллической решетки дисилицида, которое вызвано быстрой жидкофазной кристаллизацией имплантированного слоя. Для снятия напряжения решетки, а также для полной трансформации остаточного количества фазы FeSi в фазу $\beta\text{-FeSi}_2$ был проведен кратковременный ТО (800°C , 20 мин) в азотной атмосфере. Спектр рентгеновской дифракции после дополнительного ТО показан на рис. 1, b. Видно существенное увеличение интенсивности пика $(202)/(220)$ и его смещение к величине $2\theta = 36.9^\circ$, что свидетельствует о снятии напряжений в решетке дисилицида. Кроме того, видно исчезновение рефлексов фазы FeSi. Соотношение интенсивностей пиков $I_{220} : I_{422} = 8.5$, в то время как в случайно ориентированных порошках $\beta\text{-FeSi}_2$ это соотношение равно 1.25. Данный факт свидетельствует о наличии в слое $\beta\text{-FeSi}_2$ преимущественной ориентации зерен (текстуры). На вставке рис. 1, b показана азимутальная зависимость пика (220) , характеризуемая четырьмя интенсивными максимумами, обусловленными ростом слоя $\beta\text{-FeSi}_2$ на Si(100). Необходимо заметить, что в случае только ТО имплантированного Si наблюдалась очень слабая текстура, а интенсивность основного дифракционного пика была почти в 3 раза меньше (не показано). На рис. 1, c показан спектр рентгеновской дифракции Si, имплантированного дозой $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, после ИИО и ТО. Видно присутствие в спектре рефлексов фазы $\beta\text{-FeSi}_2$ (без включений металлической фазы FeSi), а также рефлекса от Si матрицы (111), который свидетельствует о том, что приповерхностные участки Si матрицы имеют поликристаллическую структуру. Вставка на рис. 1, c свидетельствует о предпочтительной ориентации преципитатов $\beta\text{-FeSi}_2$ в направлении $\langle 110 \rangle$. Расчеты среднего размера преципитатов $\beta\text{-FeSi}_2$ с использованием программы MAUD [17] дают величину $\sim 40 \text{ нм}$, что

близко к данным, полученным при близких режимах имплантации [15,18].

На рис. 2 показаны неканализованные спектры РОР имплантированного Si после ИИО с последующим кратковременным ТО (1), а также подвергнутого только ТО (2). В обоих случаях слой $\beta\text{-FeSi}_2$ образуется вблизи поверхности на глубине до $\sim 100 \text{ нм}$. При этом существенного перераспределения атомов железа, обусловленного диффузией либо сегрегацией к поверхности, не наблюдается. Отсутствие в спектрах РОР характерных "ступенек" на участках, соответствующих кремнию и железу, обусловленных образованием стехиометрического дисилицида FeSi_2 , можно объяснить недостаточным разрешением (12 кэВ) детектора рассеянных дейтронов.

3.2. Рамановская спектроскопия

Рамановские спектры Si имплантированного ионами Fe^+ двумя дозами $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ и $1.8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ после ИИО и дополнительного ТО показаны на рис. 3. Видны 4 наиболее интенсивные линии с максимумами при 190, 246, 301 и 521 см^{-1} . Последние две линии обусловлены поперечными оптическими (ТО) фононами и двухфононным процессом (2ТА) в объемном кристаллическом (c-Si) кремнии. Следует отметить, что линия 301.5 см^{-1} наблюдается лишь в бездефектных кристаллах c-Si и отсутствует в слоях $\beta\text{-FeSi}_2$, полученных ионной имплантацией с последующим ТО [19]. Это свидетельствует о низком уровне дефектности нижележащих областей кремния. Что касается рамановских линий, расположенных при 190 и 246 см^{-1} , то они обусловлены присутствием $\beta\text{-FeSi}_2$. β -фаза дисилицида железа кристаллизуется в орторомбическую пространственную группу D_{2h}^{18} . Для рамановской спектроскопии факторный групповой анализ предсказывает 12 активных внутренних мод, которые, вероятно, дают большинство из 14 рамановских линий. Кроме того, рамановская восприимчивость трех

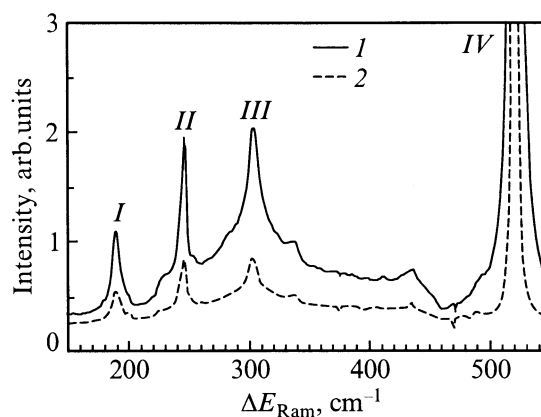


Рис. 3. Рамановские спектры Si, имплантированного различными дозами ионов Fe^+ после ИИО (50 нс , 50 А/см^2) и дополнительного ТО (800°C , 20 мин): 1 — $1.8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, 2 — $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Положение пиков, см^{-1} : I — β , 190.4; II — β , 246.2, III — Si, 2ТА, 301.5; IV — Si, ТО, 521.2.

A_g -мод не должна изменяться, когда поляризация возбуждающего поля вращается относительно поляризации рассеянного света. Это имеет место в случае трех наиболее интенсивных линий поперечно-поляризованного спектра при 197, 253 и 346 см⁻¹, которые наблюдались в пленке β -FeSi₂ с толщиной 1 мкм, находящейся на подложке FeSi. Рамановские линии при 178, 201 и 252 см⁻¹ измерялись для объемного поликристаллического β -FeSi₂. В случае пленки β -FeSi₂ с толщиной 200 нм, которая была выращена на Si-подложке, авторы работ [16,20] наблюдали основные рамановские линии при 176, 195/200 и 247 см⁻¹. Необходимо отметить, что во всех случаях пик, расположенный при 247 см⁻¹ (A_g -мода), был наиболее интенсивным, и по этой причине многие авторы концентрируют свое внимание только на этом пике. Как видно из рис. 3, интенсивность пика при 246 см⁻¹ возрастает с увеличением дозы имплантированных ионов Fe⁺, что может быть объяснено увеличением количества синтезируемой фазы β -FeSi₂.

3.3. Оптическая ИК спектроскопия

На рис. 4 показаны спектры пропускания (T) и отражения (R) имплантированных образцов после ИИО и ТО в спектральном диапазоне, соответствующем прозрачности кремниевой подложки. Для обоих образцов наблюдается схожее поведение кривых пропускания и отражения, т.е. монотонное уменьшение пропускания и незначительный рост отражения с увеличением энергии фотона. Различие по абсолютному значению в спектрах T и R объясняется различной микроструктурой сформированных пленок β -FeSi₂, т.е. формированием сплошного слоя при дозе $1.8 \cdot 10^{17}$ см⁻² и мелкодисперсной пленки, состоящей из преципитатов β -FeSi₂ размером около 40 нм, при дозе $1 \cdot 10^{16}$ см⁻². На рис. 5 показана зависимость поглощательной способности A как функции энергии фотона. Сильный рост поглощения

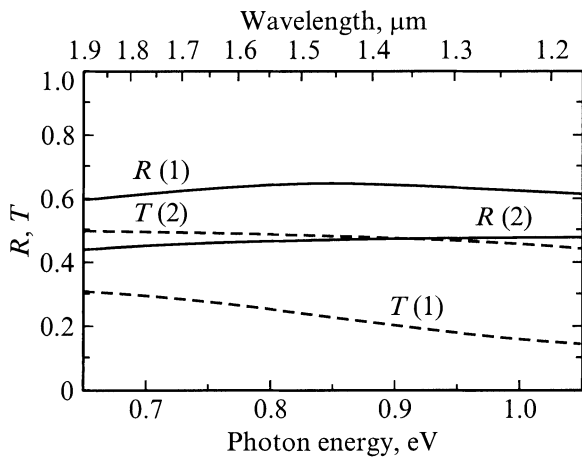


Рис. 4. Спектры пропускания T и отражения R Si, имплантированного различными дозами ионов Fe⁺ после ИИО (50 нс, 50 А/см²) и дополнительного ТО (800°C, 20 мин). Доза, см⁻²: 1 — $1.8 \cdot 10^{17}$, 2 — $1 \cdot 10^{16}$.

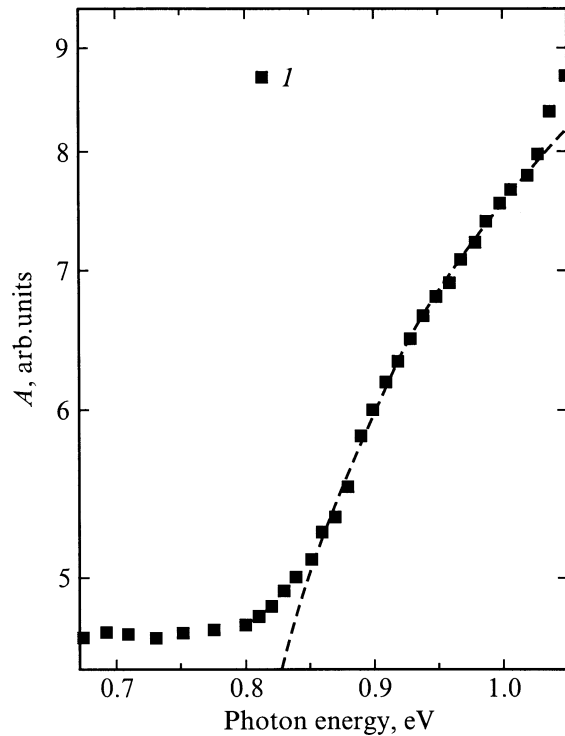


Рис. 5. Спектр поглощательной способности Si, имплантированного ионами Fe⁺ дозой $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² после ИИО (50 нс, 50 А/см²) и дополнительного ТО (800°C, 20 мин). Штриховая линия — аппроксимация экспериментальных данных выражением (1), 1 — экспериментальные данные.

при $E > 1$ эВ обусловлен фундаментальным поглощением кремния. Участок спектра 0.8–1.0 эВ соответствует зонной щели β -FeSi₂, величина которой может быть найдена аппроксимационным выражением для прямых межзонных переходов [21]:

$$\alpha = C(E - E_g^d)^{1/2}, \quad (1)$$

где α — коэффициент поглощения, E — энергия фотона, C — константа, связанная с особенностями зонной структуры, E_g^d — величина прямой зонной щели. Полученное значение зонной щели $E_g^d \approx 0.83$ эВ несколько выше значений, полученных в работах [6,18]. На рис. 6 показана зависимость квадрата экспоненты поглощения $(\alpha d)^2$ (d — толщина слоя силицида) от E для Si, имплантированного высокой дозой ионов Fe⁺ ($1.8 \cdot 10^{17}$ см⁻²), полученная по формуле

$$\alpha d = \ln \left(\frac{1 - R}{T} \right). \quad (2)$$

Экстраполяция прямолинейного участка на спектре линиями до пересечения с осью E дает величину $E_g^d \approx 0.83$ эВ для сплошного слоя β -FeSi₂, что соответствует значениям E_g для β -FeSi₂, приведенным в литературе [4,5,22,23].

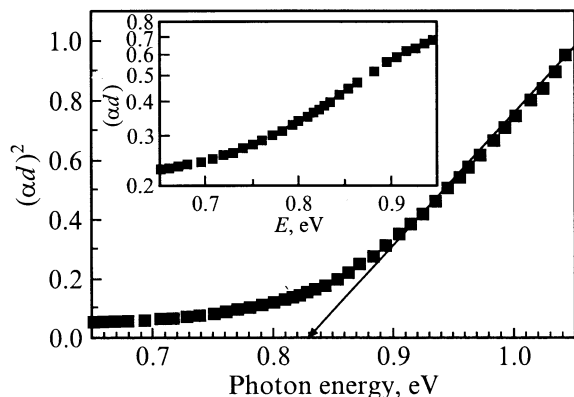


Рис. 6. Зависимость квадрата экспоненты поглощения от энергии фотона для Si, имплантированного ионами Fe⁺ дозой $1.8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ после ИИО и дополнительного ТО. Сплошная линия — экстраполяция экспериментальных данных для нахождения величины прямой зонной щели. На вставке показана зависимость экспоненты поглощения от энергии фотона.

Ниже края фундаментального поглощения силицида видно существенное подзонное поглощение ("хвост" Урбаха), обусловленное дефектами и описываемое эмпирическим правилом [24]:

$$\alpha = \alpha_0 \exp\left(\frac{E - E_g}{E_0}\right), \quad (3)$$

где α_0 — константа, E_0 — ширина хвоста Урбаха. Величина E_0 означает, что в поглощение ниже прямой зонной щели дают вклад как статические структурные, так и динамические тепловые беспорядки. Показано, что при комнатной температуре структурный беспорядок за счет границ зерен и других структурных дефектов дает доминирующий вклад в хвост Урбаха [22]. Результаты подгонки значений дефектного поглощения при $E < E_g$ по формуле (3) показаны на вставке рис. 6. Полученное значение $E_0 \approx 0.22 \text{ эВ}$ свидетельствует о повышенной остаточной дефектности силицидного слоя. Для $\beta\text{-FeSi}_2$, синтезированного путем длительного ТО, $E_0 \approx 0.05 \text{ эВ}$ [25]. Очевидно, что для уменьшения дефектности слоя $\beta\text{-FeSi}_2$ необходим поиск оптимальных режимов ионной имплантации, ИИО и ТО.

3.4. Фотолюминесцентная спектроскопия

На рис. 7 показан спектр ФЛ, записанный при 77 К в диапазоне 0.7–1.2 эВ для пленки $\beta\text{-FeSi}_2$, синтезированной имплантацией Si ионами Fe⁺ дозой $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ с последующей ИИО и ТО. Спектр ФЛ образца, имплантированного дозой $1.8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, не показан, поскольку он был сравним с фоном при 77 К. Это объясняется повышенной степенью дефектности синтезированного сплошного слоя $\beta\text{-FeSi}_2$. Схожая картина слабого сигнала ФЛ от сплошного слоя $\beta\text{-FeSi}_2$ наблюдалась в работах [5,15].

В спектре ФЛ на рис. 7 видны два максимума при ~ 0.78 и $\sim 1.11 \text{ эВ}$. Второй максимум ($E \approx 1.11 \text{ эВ}$) связан с непрямыми переходами в запрещенной зоне Si. Наиболее интенсивная линия в спектре с максимумом при 0.78 эВ (1.56 мкм) обусловлена прямыми межзонными переходами в пределах зонной щели $\beta\text{-FeSi}_2$. Необходимо заметить, что в данном спектре отсутствуют пики ФЛ от дислокационных линий D2–D4 [26], которые наблюдались в низкотемпературных спектрах ФЛ ионно-синтезированных преципитатов $\beta\text{-FeSi}_2$ [6,18]. Что касается наиболее интенсивной дислокационной линии D1, положение которой (0.81 эВ) близко к положению наблюдаемого максимума ФЛ (0.78 эВ), то ее природа будет обсуждаться далее. Разница между найденной величиной зонной щели ($\sim 0.83 \text{ эВ}$ при 300 К) и наблюдаемым в эксперименте положением максимума ФЛ ($\sim 0.78 \text{ эВ}$ при 77 К), возможно, связана с введением в запрещенную зону $\beta\text{-FeSi}_2$ дефектных и примесных уровней в процессе ионной имплантации и ИИО. С наличием этих уровней связано сильное гашение сигнала ФЛ при температуре выше 100 К и его исчезновение при температуре выше 210 К (рис. 7, вставка). Температурная зависимость сигнала ФЛ $I(T)$ может быть хорошо аппроксимирована выражением, содержащим две энергии активации (E_1 и E_2):

$$I_{\text{PL}}(T) = \frac{I(0)}{1 + A \exp\left(\frac{-E_1}{kT}\right) + B \exp\left(\frac{-E_2}{kT}\right)}, \quad (4)$$

где A и B — парные коэффициенты, $I(0)$ — интенсивность ФЛ при температуре, близкой к абсолютному нулю. Найденные из подгонки теоретической кривой к экспериментальным данным значения энергии активации $E_1 = 23 \text{ мэВ}$ и $E_2 = 110 \text{ мэВ}$. Сравнение полученных значений E_1 и E_2 со значением энергии активации для

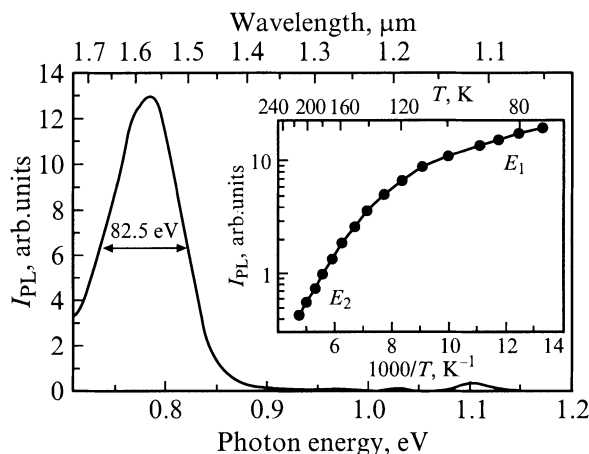


Рис. 7. Спектр ФЛ Si, имплантированного ионами Fe⁺ дозой $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ после ИИО и дополнительного ТО, измеренный при 77 К и мощности возбуждения 50 мВт. На вставке показана температурная зависимость интенсивности сигнала ФЛ с двумя энергиями активации (E_1 , E_2), найденными аппроксимацией экспериментальных данных (точки) выражением (4).

дислокационной линии D1 (~10 мЭВ) [5] показывает, что они существенно различаются. Это различие, а также отсутствие в спектре других дислокационных линий D2–D4 позволяет нам исключить вклад дислокаций в сигнал ФЛ в области 1.5 мкм и считать его связанным с прямыми межзонными переходами в преципитатах β -FeSi₂.

4. Заключение

Синтез сплошных слоев и мелкодисперсных пленок β -FeSi₂ проводился с использованием имплантации ионов Fe⁺ в Si (100) двумя различными дозами ($1 \cdot 10^{16}$ и $1.8 \cdot 10^{17}$ см⁻²) с последующей наносекундной ИИО имплантированных слоев. Методом рентгеновской дифракции показано, что ИИО приводит к образованию смеси двух фаз: FeSi и β -FeSi₂ с напряженными кристаллическими решетками. Последующий кратковременный термический отжиг (800°C, 20 мин) приводит к полной трансформации фазы FeSi в фазу β -FeSi₂ с образованием текстурированного слоя. Результаты измерений оптического поглощения свидетельствуют о формировании в обоих образцах прямозонных структур с величиной оптической щели $E_g \approx 0.83$ эВ и шириной хвоста Урбаха $E_0 \approx 220$ мЭВ. Показано, что сигнал фотолюминесценции при $\lambda \approx 1.56$ мкм, наблюдаемый вплоть до температуры 210 К, обусловлен прямыми межзонными переходами в синтезированных преципитатах β -FeSi₂.

Работа выполнена при поддержке РФФИ "Ведущие научные школы России" (грант 00-15-96615), Фонда НИОКР Республики Татарстан, Россия (грант 16-03/2001 (Ф)), Научно-образовательного центра КГУ "Материалы и технологии XXI века" (грант BRHE REC-007).

Авторы выражают благодарность В.А. Шустову за рентгеновские измерения и В.М. Лебедеву за измерения резерфордского обратного рассеяния.

Список литературы

- [1] H. Ennen, J. Schneider, G. Pomrenke, A. Axmann. Appl. Phys. Lett., **43**, 943 (1983).
- [2] H. Ennen, G. Pomrenke, A. Axmann, K. Eisele, W. Haydl, J. Schneider. Appl. Phys. Lett., **46**, 381 (1985).
- [3] S. Coffa, C. Franzo, F. Priolo, A. Polman, R. Serna. Phys. Rev. B, **49**, 16 313 (1994).
- [4] M.C. Bost, J.E. Mahan. J. Appl. Phys., **58**, 2696 (1985); J. Appl. Phys., **64**, 2034 (1988).
- [5] H. Katsumata, Y. Makita, N. Kobayashi, H. Shibata, M. Hasegawa, I. Aksenov, S. Kimura, A. Obara, S. Uekusa. J. Appl. Phys., **80**, 5955 (1996).
- [6] M.G. Grimaldi, S. Coffa, C. Spinella, F. Marabelli, M. Galli, L. Miglio, V. Meregalli. J. Luminesc., **80**, 467 (1999).
- [7] T. Suemasu, Y. Iikura, K. Takakura, F. Hasegawa. J. Luminesc., **87-89**, 528 (2000).

- [8] K.P. Homewood, K.J. Reeson, R.M. Gwilliam, A.K. Kewell, M.A. Lourenco, G. Shao, Y.L. Chen, J.S. Sharpe, C.N. McKinty, T. Butler. Thin Sol. Films, **381**, 188 (2001).
- [9] T. Suemasu, Y. Negishi, K. Takakura, F. Hasegawa. Jpn. J. Appl. Phys., **39**, L1013 (2000).
- [10] B.O. Kolbesen, H. Cerva. Phys. St. Sol. (b), **222**, 303 (2000).
- [11] R. Hodgson, J.E.E. Baglin, R. Pal, J.M. Neri, D.A. Hammer. Appl. Phys. Lett., **37**, 187 (1980).
- [12] L.J. Chen, L.S. Hung, J.W. Mayer, J.E.E. Baglin, J.M. Neri, D.A. Hammer. Appl. Phys. Lett., **40**, 595 (1982).
- [13] R.M. Bayazitov, L.Kh. Zakirzyanova, I.B. Khaibullin, I.F. Isakov, A.F. Chachakov. Vacuum, **43**, 619 (1992).
- [14] R.M. Bayazitov, L.Kh. Antonova, I.B. Khaibullin, G.E. Remnev. Nucl. Instr. Meth. B, **139**, 418 (1998).
- [15] K.J. Reeson, M.S. Finney, M.A. Harry, S.V. Hutchison, Y.S. Tan, D. Leong, T.R. Bearda, Z. Yang, G. Curello, K.P. Homewood, R.M. Gwilliam, B.J. Sealy. Nucl. Instr. Meth. B, **106**, 364 (1995).
- [16] A.G. Birdwell, R. Glosser, D.N. Leong, K.P. Homewood. J. Appl. Phys., **89**, 965 (2001).
- [17] M. Ferrari and L. Lutterotti. J. Appl. Phys., **76**, 7246 (1994).
- [18] K. Oyoshi, D. Lenssen, R. Carius, S. Mantl. Thin Sol. Films, **381**, 194 (2001).
- [19] Y. Maeda, K. Umezawa, Y. Hayashi, K. Miyake. Thin Sol. Films., **381**, 219 (2001).
- [20] K. Lefki, P. Muret, E. Bustarret, N. Boutarek, R. Madar, J. Chevrier, J. Derrien, M. Brunel. Sol. St. Commun., **80**, 791 (1991).
- [21] J. Pankove. *Optical processes in Semiconductors* (N.Y., Dover, 1971) p.34.
- [22] Z. Yang, K.P. Homewood, M.S. Finney, M.A. Harry, K.J. Reeson. J. Appl. Phys., **78**, 1958 (1995).
- [23] V. Daraktchieva, M. Baleva, E. Goranova, Ch. Angelov. Vacuum, **58**, 415 (2000).
- [24] F. Urbach. Phys. Rev., **92**, 1324 (1953).
- [25] Z. Yang, K.P. Homewood. J. Appl. Phys., **79**, 4312 (1996).
- [26] Н.А. Дроздов, А.А. Патрин. Письма ЖЭТФ, **23**, 651 (1976).

Редактор Л.В. Беляков

A pulse synthesis of β -FeSi₂ layers on silicon implanted with Fe⁺ ions

R.I. Batalov, R.M. Bayazitov, E.I. Terukov*, V.Kch. Kudoyarova*, G. Weiser†, H. Kuehne†

Kazan Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
420029 Kazan, Russia

*Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

†Philipps University of Marburg,
Renthof 5, D-35032, Germany