

ВОЗДЕЙСТВИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА СЛОИ КРЕМНИЯ, ИМПЛАНТИРОВАННЫЕ ИОНАМИ ЖЕЛЕЗА

Р.М. Баязитов¹⁾, Р.И. Баталов¹⁾, Г.Д. Ивлев²⁾, Е.И. Гацкевич²⁾, I. Dezsi³⁾, E. Kotai³⁾

¹⁾Казанский физико-технический институт КНЦ РАН, Россия, 420029 Казань, Сибирский тракт 10/7, bayaz@kfti.knc.ru

²⁾Институт электроники НАНБ, 220090 Минск, Логойский тракт 22, ivlev@inel.bas-net.by

³⁾KFKI Research Institute for Particle and Nuclear Physics, Hungary, H-1121 Budapest, Konkoly Thege Miklós ut 29-33, dezsi@rmki.kfki.hu

Исследованы процессы синтеза тонких пленок силицидов железа (FeSi и $\beta\text{-FeSi}_2$) на подложке Si (100), имплантированной Fe^+ ($D=10^{16} - 2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$) при импульсной лазерной обработке ($\lambda = 0.69 \text{ мкм}$, $\tau = 80 \text{ нс}$) в диапазоне плотностей энергии $W = 0.6 - 1.4 \text{ Дж/см}^2$. Методами рентгеновской дифракции, просвечивающей электронной микроскопии и резерфордского обратного рассеяния изучены структура и фазовый состав синтезированных пленок, а также поведение примеси Fe в Si. Показано, что лазерный отжиг ($W = 0.6 - 1.1 \text{ Дж/см}^2$, $D = 1.8 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$) приводит к формированию эпитаксиальных слоев стехиометрического моносилцида железа FeSi. Повышение энергии в импульсе до 1.4 Дж/см^2 сопровождается образованием характерной для жидкофазной кристаллизации ячеистой структуры, состоящей из колонн монокристаллического Si с поперечными размерами 30 - 40 нм, разделенных границами из смеси силицидных фаз ($\text{FeSi} + \beta\text{-FeSi}_2$). В случае малых доз имплантации ($D \sim 10^{16} \text{ см}^{-2}$) ячеистая структура формируется при меньших энергиях в импульсе ($\sim 0.8 \text{ Дж/см}^2$). При этом наблюдается характерное для малорастворимых в Si примесей вытеснение внедренного Fe к поверхности.

Введение

Одним из направлений, интенсивно развивающейся в последние 15 лет кремниевой оптоэлектроники, является создание на монокристаллической Si подложке сплошных и мелкодисперсных слоев полупроводникового дисилицида железа ($\beta\text{-FeSi}_2$), обладающего прямой зонной структурой и излучающего на коммуникационной длине волны 1.5 мкм при комнатной температуре [1]. Основные методы синтеза слоев $\beta\text{-FeSi}_2$ на Si (ионно-лучевой синтез и молекулярно-лучевая эпитаксия) включают длительные и высокотемпературные обработки всего Si кристалла с целью формирования однофазных (без включений других силицидных фаз) и низкодефектных слоев $\beta\text{-FeSi}_2$. Однако такие термические воздействия нежелательны в микронной технологии, поскольку приводят к неконтролируемой диффузии атомов железа вглубь Si и к размытию профилей легирующих примесей (бор, фосфор).

Альтернативой отжигу в печи является импульсное воздействие на примесные слои мощными лазерными, ионными или электронными пучками, характеризующиеся локальностью (по площади и глубине) и малой длительностью ($< 1 \text{ мкс}$) воздействия на материал. Ранее нами были изучены процессы образования силицидных фаз в слоях Si имплантированных ионами железа (Fe^+) и подвергнутых воздействию как мощными импульсными ионными пучками [5] так и облучению неодимовым лазером [6]. Было показано, что импульсные воздействия на имплантированные слои Si с плотностью энергии выше 1 Дж/см^2 приводят к формированию однофазных, текстурированных и напряженных слоев дисилицида железа $\beta\text{-FeSi}_2$. При этом в случае импульсной лазерной обработки (ИЛО) с плотностью энергии около 3 Дж/см^2 имело место сильное нарушение поверхности Si, в то время как при импульсной ионной обработке (ИИО) с плотностью энергии 1.2 Дж/см^2 поверхность Si оставалась практически не нарушенной. В данной работе исследовались процес-

сы силицидообразования в приповерхностных слоях Si имплантированных различными дозами ионов Fe^+ под действием импульсного излучения рубинового лазера.

Эксперимент

Пластины монокристаллического кремния, выращенного по методу Чохральского, n -типа проводимости (4 - 5 Ом см) с ориентацией (100) были имплантированы на ускорителе ИЛУ-3 ионами Fe^+ с энергией $E = 40 \text{ кэВ}$, дозами $D = 10^{16}$ и $1.8 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ при плотности ионного тока $j < 5 \text{ мкА/см}^2$. После имплантации образцы были подвергнуты ИЛО на воздухе моноимпульсом рубинового лазера ($\lambda = 0.69 \text{ мкм}$, $\tau = 80 \text{ нс}$). Неравномерность распределения энергии в лазерном пятне диаметром 4ю5 мм не превышала $\pm 5\%$ при плотностях энергии в области $W = 0.6 - 1.4 \text{ Дж/см}^2$. Структура и фазовый состав синтезированных силицидных пленок были исследованы методами рентгеновской дифракции в скользящих лучах ($\varphi = 1 - 3^\circ$) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) при ускоряющем напряжении 60 или 90 кВ. Распределение атомов Fe по глубине в Si до и после ИЛО было изучено с использованием метода резерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов ^4He ($E = 3 \text{ МэВ}$, $\theta = 97^\circ$). Данная комбинация энергии ионов и угла их детектирования давала наилучшее по глубине разрешение (менее 10 нм).

Результаты и обсуждение

На рис. 1 показаны спектры рентгеновской дифракции имплантированного Si после ИЛО с $W = 0.81 \text{ Дж/см}^2$, снятые при различных углах скольжения рентгеновских лучей ($\varphi = 1^\circ, 2^\circ$ и 3°). Видно, что при углах скольжения 1° и 2° отсутствуют какие-либо дифракционные пики, тогда как при угле 3° появляется достаточно интенсивный дифракционный пик, соответствующий брэгговскому отражению от плоскости (210) моносилцида железа FeSi. Азимутальное сканирование на

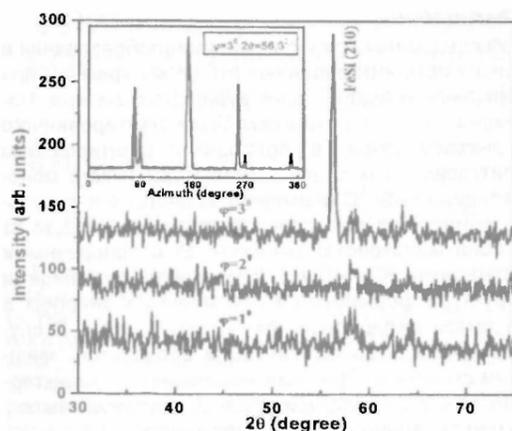


Рис. 1. Спектры РД имплантированного Si (40 кэВ, 1.8×10^{17} Fe/cm²) после ИЛО (0.69 мкм, 80 нс, 0.81 Дж/см²)

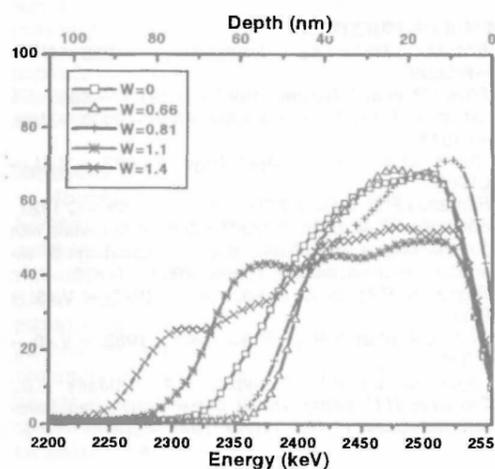


Рис. 2. Профили атомов Fe в Si, полученные из спектров POP до и после ИЛО. Доза имплантации – 1.8×10^{17} cm⁻²

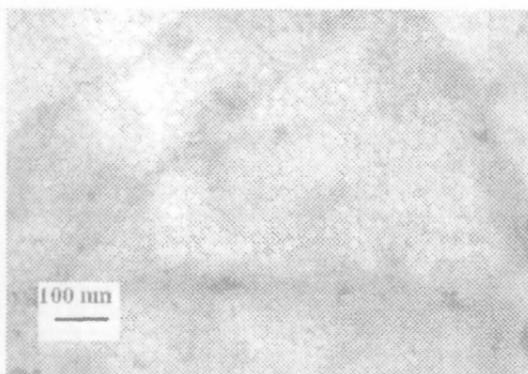


Рис. 3. Микрофотография имплантированного слоя Si (40 кэВ, 1.8×10^{17} Fe/cm²) после ИЛО (0.69 мкм, 80 нс, 1.4 Дж/см²)

положении данного пика ($2\theta = 56.3^\circ$) в диапазоне углов $\chi = 0 - 360^\circ$ (вставка на рис. 1) показывает 4 интенсивных максимума повторяющихся через 90° . Данные результаты указывают на формирование эпитаксиальных слоев FeSi на Si (100) подложке. Образование монокристаллических слоев FeSi подтверждается также результатами измерений электронной дифракции на образце, где наблюдались точечные рефлексы, соответствующие монокристаллическому Si и FeSi (не показаны).

Формирование моносилицида FeSi в этом режиме лазерного отжига с составом, близким к стехиометрическому (Fe:Si = 1:1), видно из профилей атомов Fe в Si (рис. 2), полученных путем обработки спектров POP. В исходном состоянии (до отжига) профиль атомов железа сосредоточен в узком слое Si толщиной около 70 нм с максимумом атомной концентрации около 65%. В процессе ИЛО наблюдается постепенное перераспределение внедренного Fe вглубь Si и при плотностях энергии 1.1 – 1.4 Дж/см² в профиле Fe видна «полка», соответствующая атомной концентрации около 50%. Кроме того, при наибольшей плотности энергии (1.4 Дж/см²) «хвост» в распределении атомов Fe имеет участок с атомной концентрацией около 30%, что близко к стехиометрическому дисилициду FeSi₂.

Результаты ПЭМ на данном образце (рис. 3) показывают формирование характерной для жидкофазной кристаллизации ячеистой структуры отожженного слоя, которая представляет из себя колонны монокристаллического Si с поперечными размерами 30 - 40 нм, разделенные границами из смеси силицидных фаз (FeSi+FeSi₂). Отметим, что схожие ячеистые структуры наблюдались ранее при импульсных воздействиях на слои Si имплантированные ионами In⁺ [7], а также металлические пленки (Ni) на Si подложках [8].

ИЛО слоев Si имплантированных малыми дозами ионов Fe⁺ ($\sim 10^{16}$ cm⁻²) также приводит к образованию ячеистых структур с размерами колонн 40 - 50 нм (рис. 4), однако это имеет место при меньших плотностях энергии (~ 0.8 Дж/см²), поскольку при данных режимах имплантации полное плавление аморфизованного слоя наступает при меньших значениях энергии в импульсе, чем это имеет место в случае высокодозной имплантации. Сосредоточенная на границах колонн примесь железа находится в связанном состоянии в виде смеси поликристаллических силицидов, что подтверждается данными электронной дифракции (не показано). В отличие от случая высоких доз имплантации, в данном случае наблюдается другое поведение внедренной примеси Fe (рис. 5), а именно: в исходном состоянии профиль Fe имеет форму близкую к гауссовой с максимумом при $R_p = 30$ нм, с ростом энергии в импульсе происходит перераспределение примеси к поверхности (сегрегация), характерное для малорастворимых примесей в Si [9].

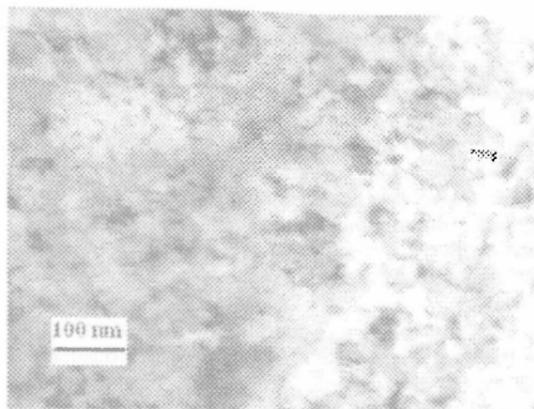


Рис. 4. Микрофотография имплантированного слоя Si (40 кэВ, 10^{16} Fe/cm²) после ИЛО (0.69 мкм, 80 нс, 0.8 Дж/см²)

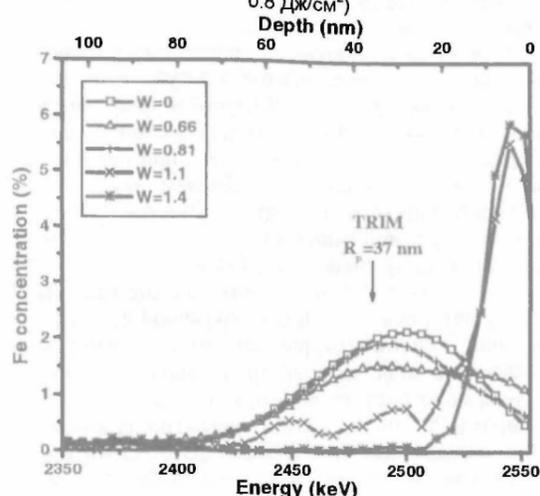


Рис. 5. Профили атомов Fe в Si, полученные из спектров РОР до и после ИЛО. Доза имплантации – 10^{16} см⁻²

Заключение

Исследованы процессы силицидообразования в тонких имплантированных Fe⁺ слоях кремния при импульсном воздействии рубинового лазера. Показано, что лазерный отжиг Si имплантированного с высокой дозой Fe⁺ приводит к формированию эпитаксиальных слоев стехиометрического моносилицида FeSi. С повышением энергии в импульсе образуется ячеистая структура, состоящая из колонн монокристаллического Si с поперечными размерами 30 - 40 нм, разделенных границами структура формируется при меньших энергиях в из смеси силицидных фаз (FeSi+β-FeSi₂). В случае малой дозы имплантации образуется ячеистая импульсе. При этом наблюдается характерное для малорастворимых в Si примесей вытеснение внедренного Fe к поверхности.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 02-02-16838 и № 01-02-16649).

Список литературы

1. Bost M.C., Mahan J.E. // J. Appl. Phys. – 1985. – V.58. – P.2696.
2. Leong D. et al. // Nature. – 1997. – V.387. – P.686.
3. Suemasu T. et al. // Jpn. J. Appl. Phys. – 2000. – V.39. – L1013.
4. Chu K. et al. // Jpn. J. Appl. Phys. – 2002. – V.41. – L1200.
5. Баталов Р.И. и др. // ФТП. – 2001. – Т.35. – С.1320.
6. Баязитов Р.М. и др. // Modification of materials with particle beams and plasma flows: Proceedings 6th International conference. – Tomsk, 2002. – P.420.
7. Bayazitov R.M. et al. // Vacuum. – 1992. – V.43. – P.619.
8. Chen L.J. et al. // Appl. Phys. Lett. – 1982. – V.40. – P.595.
9. Двуреченский А.В., Качурин Г.А., Нидаев Е.В., Смирнов Л.С. Импульсный отжиг полупроводниковых материалов. – М.: Наука, 1982. – 208 с.

FORMATION OF IRON SILICIDE LAYERS ON SI BY ION IMPLANTATION AND LASER BEAMS

R.M. Bayazitov¹, R.I. Batalov¹, G.D. Ivlev², E.I. Gatskevich², I. Dezsi³, E. Kotai³

¹Kazan Physical-Technical Institute of RAS, Kazan, Russia

²Institute of Electronics of NAS, Minsk, Belarus

³KFKI Research Institute for Particle and Nuclear Physics, Budapest, Hungary

The effects of pulsed laser annealing of Fe⁺-implanted Si and the formation of iron silicide layers on Si have been studied by grazing incidence x-ray diffraction, plan-view transmission electron microscopy and Rutherford backscattering spectrometry techniques. It has been obtained that the annealing of Si-Fe⁺ layers on Si (100) at a ruby laser irradiation with pulse duration of 80 ns and energy density $W=0.6...1.4$ J/cm² results in the formation of textured layers of quasimetallic iron monosilicide FeSi from high dose implanted layers ($1.8 \cdot 10^{17}$ cm⁻²). The increase of the W value up to 1.7 J/cm² results in the phase transformation of FeSi into β-FeSi₂. During such a treatment the thickness of the silicide layer is twice as much as that in as-implanted Fe profile (~ 70 nm) and the Fe atomic concentration approaches a stoichiometric one (~ 33 %) due to the rapid Fe diffusion in the Si melt. In the case of high-dose implanted Si (111) wafers epitaxial FeSi layers are formed after the laser annealing with $W = 1.1$ J/cm². The increase of the W value up to 1.4 J/cm² results in (FeSi + β-FeSi₂) mixture. In contrast to case of high-dose implantation, laser annealing of low-dose (7×10^{16} cm⁻²) implanted Si resulted in a significant redistribution of Fe atoms to the Si surface (segregation) that is characteristic for low-soluble impurities in Si.