

Влияние собственных точечных дефектов на формирование структурных дефектов и оптически активных центров при отжиге кремния, имплантированного эрбием и диспрозием

© Н.А. Соболев, Е.И. Шек, А.М. Емельянов*, В.И. Вдовин†, Т.Г. Югова†

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

* Санкт-Петербургский государственный технический университет,
195251 Санкт-Петербург, Россия

† Институт химических проблем микроэлектроники,
109017 Москва, Россия

(Получена 17 декабря 1998 г. Принята к печати 17 декабря 1998 г.)

Исследованы спектры фотолюминесценции и поведение структурных дефектов в слоях, полученных имплантацией ионов Er и Dy с энергией 1.0–1.8 МэВ и дозой $1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, после отжига при температуре 1000–1200°C в течение 0.5–1 ч в аргоне или хлорсодержащей атмосфере. Для изучения структурных дефектов использовались методы просвечивающей электронной микроскопии и химического селективного травления. Наблюдалось, что при отжиге в хлорсодержащей атмосфере в спектрах люминесценции слоев Si:Er и Si:Dy доминируют линии, связанные с образованием краевых дислокаций, а при отжиге в аргоне слоев Si:Er — линии, обусловленные наличием эрбия. Сравнительный анализ спектров люминесценции слоев Si:Er и Si:Dy показал, что наибольшая интенсивность дислокационной люминесценции достигается в структурах, полученных имплантацией ионов эрбия. Выявлено существенное влияние собственных точечных дефектов на структурные и оптические свойства кремния, имплантированного эрбием и диспрозием.

Введение

Для создания кремниевых светоизлучающих приборов представляется перспективным легирование этого наиболее широко используемого полупроводника редкоземельными элементами, из которых наибольший интерес представляет примесь эрбия [1]. Электронные переходы между уровнями 4*f*-оболочки в Er³⁺ ответственны за появление в спектре люминесценции узкой температурно-независимой линии с длиной волны $\sim 1.54 \text{ мкм}$, соответствующей минимуму дисперсии и минимуму потерь в системах волоконно-оптических линий связи. В то же время определенный интерес представляет исследование оптических свойств структур на основе кремния, легированного и другими редкоземельными элементами, в частности диспрозием, которые могут также являться источниками инфракрасного излучения.

Метод ионной имплантации широко используется при изготовлении полупроводниковых кремниевых приборов. В результате ионной имплантации образуются нарушения, для устранения которых необходимо проведение высокотемпературного отжига. Более того, именно на этой стадии происходит образование дефектов, определяющих структурные, оптические и электрические свойства слоев кремния, легированного редкоземельными элементами (РЗЭ). Некоторые предварительные результаты процессов дефектообразования при введении в кремний РЗЭ были представлены в [2–5]. Цель данной работы заключалась в исследовании влияния условий постим-

платационного отжига на структурные и оптические свойства слоев кремния, легированных примесями эрбия и диспрозия.

Условия эксперимента

В качестве подложек использовались легированные бором пластины выращенного методом Чохральского кремния *p*-типа проводимости с ориентацией $\langle 100 \rangle$, толщиной 300 мкм, диаметром 100 мм и с удельным сопротивлением 20 Ом·см. Ионы эрбия и диспрозия с энергиями 1–1.8 МэВ и дозой $1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ имплантировались на установке High Voltage Engineering Europe K2MV. Имплантированные образцы отжигались при температуре 1000–1200°C в течение 0.5–1 ч. Чтобы выявить влияние собственных точечных дефектов (СТД) на образование структурных дефектов, отжиги проводились в аргоне и хлорсодержащей атмосфере (ХСА) [6]. Последняя представляла собой поток кислорода, содержащий 1 мол.% черыреххлористого углерода.

Измерение фотолюминесценции (ФЛ) проводилось при температуре 77 К. ФЛ возбуждалась видимым излучением от галогеновой лампы мощностью $\sim 50 \text{ мВт}$, механически прерываемым с частотой 36 Гц. Излучение от образца собиралось линзой и после прохождения через монохроматор регистрировалось InGaAs-фотоприемником, работающим при комнатной температуре. Фототок усиливался селективным усилителем. Разрешение монохроматора составляло 7 нм. Структурные дефекты исследовались методами просвечивающей электронной микроскопии и селективного химического травления.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 показан спектр ФЛ имплантированных слоев Si:Er ($E = 1.0 \text{ МэВ}$, $D = 1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$), отожженных в различных условиях. После отжига в аргоне при температуре 1100°C в течение 0.5 ч в спектре люминесценции наблюдается линия с максимумом при 1.538 мкм (кривая 1). После отжига в ХСА при тех же температурно-временных условиях в спектре люминесценции доминируют две линии — $D1$ (1.525 мкм) и $D2$ (1.417 мкм) (кривая 2). Наличие тонкой структуры линии (кривая 1) свидетельствует о том, что пик люминесценции в образцах Si:Er, отожженных в аргоне, обусловлен внутрицентровыми переходами электронов в $4f$ -оболочке ионов Er^{3+} [1]. Отсутствие тонкой структуры линий $D1$ и $D2$ позволяет предположить, что пики ФЛ в образцах Si:Er, отожженных в ХСА, связаны с наличием дефектов в имплантированных слоях Si:Er. Приведенные выше предположения были подтверждены измерениями температурной зависимости положения максимумов линий люминесценции. Оказалось, что положение максимума Er -линии не зависит от температуры измерения, что является характерным для внутрицентровых переходов в редкоземельных ионах. В то же время смещение максимума линии $D1$ при повышении температуры в сторону больших длин волн хорошо коррелирует с аналогичным поведением линий в спектре дислокационной люминесценции, наблюдавшимся в работах [7,8]. Такая зависимость для D -линий может быть связана с рекомбинацией пар носителей заряда на центрах, принадлежащих образовавшимся дислокациям.

Для выяснения взаимосвязи между структурными и оптическими свойствами изучение структурных дефектов проводилось на тех же образцах, на которых проводилось измерение ФЛ. После отжига в аргоне в слоях Si:Er и Si:Dy не было обнаружено ни ямок травления при селективном травлении, ни изменения дифракционного контраста при электронной микроскопии. Отжиг в ХСА, напротив, привел к возникновению нескольких типов дефектов. В результате селективного химического

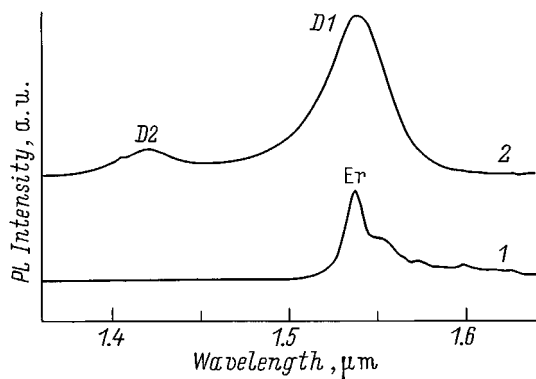


Рис. 1. Измеренные при 77 К спектры фотолюминесценции слоев Si:Er, отожженных при $T = 1100^\circ\text{C}$ в течение 0.5 ч в аргоне (1) и ХСА (2).

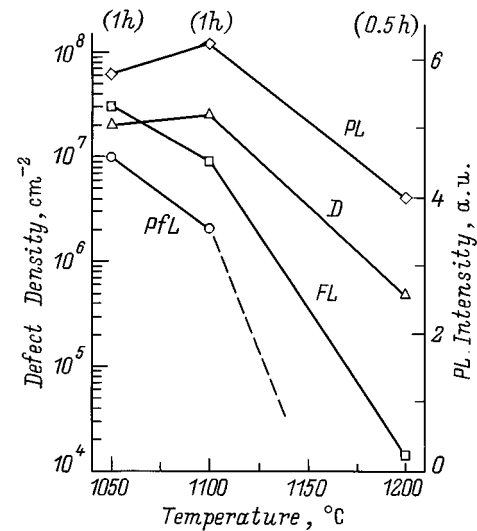


Рис. 2. Зависимости плотности структурных дефектов (FL — петли Франка, PfL — призматические дислокационные петли, D — краевые дислокации) и интенсивности дислокационной фотолюминесценции (PL) от температуры отжига слоев Si:Er в ХСА.

травления были выявлены мелкие ямки травления дислокационного типа и узкие полосы, ограниченные ямками травления, которые обычно относят к дефектам упаковки. Просвечивающая электронная микроскопия идентифицировала наличие трех типов дефектов: петли Франка (дефекты упаковки), совершенные призматические дислокационные петли и чисто краевые дислокации [2]. Петли Франка представляют собой дислокационные петли межузельного типа, лежащие в плоскостях $\{111\}$ и имеющие вектор Бюргерса $\mathbf{b} = a/3\langle 111 \rangle$. Совершенные призматические дислокационные петли, расположенные в основном в плоскостях $\{110\}$, также являются петлями межузельного типа с вектором Бюргерса $\mathbf{b} = a/2\langle 110 \rangle$. Чисто краевые дислокации образуются в результате взаимодействия в процессе отжига крупных совершенных петель. Исследования поперечных сечений имплантированных слоев показали, что структурные дефекты присутствуют в слоях толщиной $\sim 1 \text{ мкм}$. Петли Франка мелкого и среднего размера распределены достаточно равномерно по всей толщине имплантированных слоев. Мелкие призматические петли расположены в основном в верхней половине имплантированного слоя. Исследование контраста от дефектов показало отсутствие преципитатов эрбия.

Существенное различие в дефектной структуре имплантированных слоев Si:Er и Si:Dy, отжигаемых в инертной (аргон) и окислительной (ХСА) среде, может быть объяснено следующим образом. Известно, что высокотемпературный отжиг приводит к пересыщению кремния собственными точечными дефектами, причем в зависимости от атмосферы отжига преобладают те или иные дефекты [6]. Отжиг в окислительной атмосфере

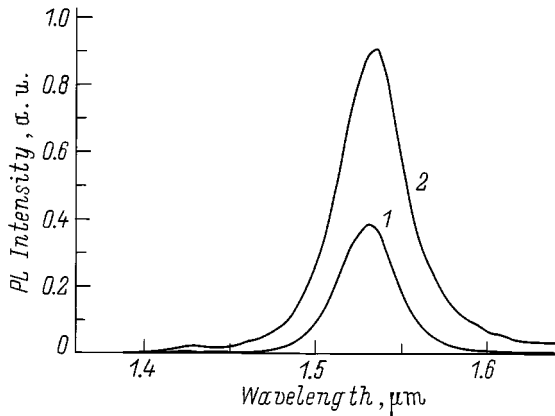


Рис. 3. Измеренные при 77 К спектры фотолуминесценции слоев Si:Du, отожженных при $T = 1100^\circ\text{C}$ в ХСА в течение 0.5 ч (1) и 1 ч (2).

сопровождается пересыщением собственными межузельными атомами, а отжиг в инертной среде — пересыщением вакансиями. В имплантированных слоях картина усложняется тем, что необходимо учитывать взаимодействие радиационных нарушений и собственных точечных дефектов. В случае отжига в ХСА возникающее пересыщение кремния межузельными атомами достаточно для образования дислокационных петель межузельного типа. Отсутствие дефектов при отжиге в аргоне объясняется аннигиляцией избыточных межузельных атомов, обусловленных имплантацией, и вакансий, возникающих в процессе отжига.

При варьировании продолжительности и температуры отжига в ХСА изменяются размеры и плотность структурных дефектов. Также наблюдаются изменения интенсивности D -линий в спектре ФЛ. Изменение условий отжига позволяет проследить взаимосвязь между структурными и оптическими свойствами Si:Er. Зависимости плотности различных видов дефектов и интенсивности ФЛ от времени отжига при $T = 1100^\circ\text{C}$ были представлены нами в работе [2]. В данной работе приводятся результаты, характеризующие изменения плотности различных дефектов и интенсивности ФЛ D -линий при изменении температуры отжига (рис. 2). Отжики слоев Si, имплантированных Er с $E = 1.8$ МэВ, проводились в диапазоне температур 1000 – 1100°C в течение 1 ч. В образцах, отожженных при температуре 1000°C , дислокации не были обнаружены. Поскольку при отжиге в ХСА в течение 1 ч при температуре 1200°C практически весь имплантированный слой переходит в окисел, отжиг при $T = 1200^\circ\text{C}$ проводился в течение 0.5 ч. Приведенные на рис. 2 данные свидетельствуют о существовании корреляции между интенсивностью $D1$ -линии ФЛ и плотностью краевых дислокаций. Это подтверждает вывод работы [2], что именно краевые дислокации ответственны за появление дислокационной люминесценции.

Спектры ФЛ слоев Si, имплантированных Du с $E = 1.0$ МэВ, приведены на рис. 3. Отжики проводились в ХСА при температуре 1100°C в течение 0.5–1 ч. Как видно из рисунка, в спектрах люминесценции доминирует линия $D1$. После отжига в аргоне линии ФЛ в диапазоне 1.4 – 1.6 мкм не наблюдались. При исследовании структурных дефектов в слоях Si:Du, отожженных в ХСА, обнаружены петли Франка и краевые дислокации. Детальные исследования показали, что в слоях Si:Du плотность таких дефектов в 1.2 – 1.6 раза меньше плотности этих же дефектов в слоях Si:Er, сформированных в одинаковых условиях. Интенсивность дефектной ФЛ в слоях Si:Er также была больше, чем в слоях Si:Du. Более длительный отжиг Si:Du сопровождается увеличением плотности краевых дислокаций и уменьшением плотности петель Франка [5]. Обнаруженная корреляция между интенсивностью $D1$ -линий ФЛ и плотностью краевых дислокаций свидетельствует, что в Si:Du, так же как и в Si:Er, именно дислокации ответственны за появление этих линий ФЛ.

Установлено, что отжиг имплантированных слоев Si:Er и Si:Du при температурах 1050 – 1200°C в ХСА приводит к появлению одинаковых структурных дефектов. Их образование связано с пересыщением кремния собственными межузельными атомами, а возникновение D -линий в спектрах ФЛ обусловлено чисто краевыми дислокациями. После отжига в аргоне структурные дефекты не обнаружены, и в спектре слоев Si:Er присутствует только Er-линия.

Авторы выражают благодарность Е.О. Паршину за проведение имплантации.

Работа выполнена при частичной поддержке INTAS–РФФИ (грант 95-0531).

Список литературы

- [1] Н.А. Соболев. ФТП, **29**, 1153 (1995).
- [2] N.A. Sobolev, O.B. Gusev, E.I. Shek, V.I. Vdovin, T.G. Yugova, A.M. Emel'yanov. Appl. Phys. Lett., **72**, 3326 (1998).
- [3] О.В. Александров, А.О. Захарьин, Н.А. Соболев, Е.И. Шек, М.И. Маковийчук, Е.О. Паршин. ФТП, **32**, 1029 (1998).
- [4] N.A. Sobolev, O.B. Gusev, E.I. Shek, V.I. Vdovin, T.G. Yugova, A.M. Emel'yanov. J. Luminesc. **80**, 357 (1998).
- [5] V.I. Vdovin, T.G. Yugova, N.A. Sobolev, E.I. Shek, M.I. Makovijchuk, E.O. Parshin. Nucl. Instrum. Meth. B, **147**, 116 (1999).
- [6] N.A. Sobolev. In: *Semiconductor Technology: Processing and Novel Fabrication Techniques*. Ed. by M. Levinstein and M. Shur (Wiley, N.Y., 1997). Chap. 5.
- [7] V.V. Kveder, E.A. Steinman, S.A. Shevchenko, H.G. Grimmeiss. Phys. Rev. B, **51**, 10 520 (1995).
- [8] S. Fukatsu, Y. Mera, M. Inoue, K. Maeda, H. Akiyama, H. Sakaki. Appl. Phys. Lett., **68**, 1889 (1996).

Редактор В.В. Чалдышев

The influence of intrinsic point defects on the formation of structural defects and optically active centers during annealing of silicon implanted with erbium and dysprosium

N.A. Sobolev, E.I. Shek, A.M. Emel'yanov*,
V.I. Vdovin†, T.G. Yugova†

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

* St.Petersburg State Technical University,
195251 St.Petersburg, Russia

† Institute for Chemical Problems of Microelectronics,
109017 Moscow, Russia

Abstract Luminescence and structural defects have been studied in silicon implanted with erbium and dysprosium ions at 1.0–1.8 MeV energies and $1 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ dose and then annealed at 1000–1200°C for 0.25–1 h in an argon or chlorine-containing ambience. Transmission electron microscopy and chemical etching are used to study structural defects. The edge dislocation related lines dominate in PL spectra in Si:Er and Si:Dy layers after annealing in the chlorine-containing ambience, while the erbium-related lines prevail after annealing in an argon. Analysis of luminescence spectra in Si:Er and Si:Dy layers shows that the highest intensity of dislocation-related luminescence is observed in erbium-implanted structures. An essential influence of intrinsic point defects on structural and optical properties of erbium and dysprosium implanted silicon has been observed.

Fax: (812) 247-10-17 (N.A. Sobolev)

E-mail: nick@sobolev.ioffe.rssi.ru