

Дислокационная люминесценция в кремнии, обусловленная имплантацией ионов кислорода и последующим отжигом

© Н.А. Соболев[¶], Б.Я. Бер, А.М. Емельянов, А.П. Коварский, Е.И. Шек

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

(Получена 29 августа 2006 г. Принята к печати 8 сентября 2006 г.)

Обнаружено, что множественная имплантация ионов кислорода с энергиями 0.1–1.5 МэВ и дозами $7 \cdot 10^{13} - 2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ и последующий отжиг в хлорсодержащей атмосфере при температуре 900°C в течение 4 ч приводят к появлению дислокационной люминесценции в Si *p*-типа проводимости. При этом в приповерхностном слое Si также наблюдается *p* → *n*-конверсия типа проводимости, свидетельствующая об образовании электрически активных донорных центров. Предварительная термообработка покрытых легированной эрбием пленкой тетраэтоксисилана пластин при температуре 1250°C в течение 1 ч в аргоне не предотвращает появление дислокационной люминесценции, но влияет на параметры дислокационных линий (положение их максимумов и интенсивность).

PACS: 78.60.Fi, 61.72.Nh, 61.72.Tt

Развитие кремниевой оптоэлектроники сдерживается отсутствием эффективного источника света — светодиода (СД) или лазера. В настоящее время интенсивно исследуются различные варианты создания такого источника. Прежде всего это СД на основе монокристаллического Si, люминесценция в которых обусловлена ионами Er³⁺ (с максимумом интенсивности при комнатной температуре на длине волны $\lambda \approx 1.54 \text{ мкм}$), протяженными структурными дефектами ($\lambda \approx 1.6 \text{ мкм}$, так называемая дислокационная люминесценция — ДЛ) и межзонными переходами ($\lambda \approx 1.14 \text{ мкм}$, так называемая краевая люминесценция). Вторая группа возможных источников включает структуры, содержащие слои пористого, микро- и нанокристаллического Si. Третья группа в качестве источника света использует расположенные на поверхности Si слои прямозонных полупроводников, причем если вначале исследования проводились с применением III–V соединений и их твердых растворов, то в последнее время значительное внимание уделяется III-нитридам и их твердым растворам. Основные проблемы при создании источников третьей группы связаны с существенным несоответствием параметров решетки Si и прямозонных полупроводников. Для источников второй группы основные проблемы заключаются в реализации эффективной электролюминесценции (ЭЛ) и решении вопроса деградации свойств оптически активных слоев. Практическое использование СД с ЭЛ ионов Er³⁺ и краевой ЭЛ пока сдерживается относительно большим временем излучательной рекомбинации (порядка нескольких миллисекунд). Необходимо отметить, что уже изготовлены Si СД с краевой ЭЛ при комнатной температуре, характеризующейся внешней квантовой эффективностью ЭЛ $\eta \approx 1\%$ [1] и излучаемой мощностью $\sim 0.3 \text{ мВт}$ при площади *p*–*n*-перехода 0.008 мм^2 и прямом токе 3 А [2]. Одним из наиболее перспективных типов СД на сегодняшний день представляются диоды

с ДЛ, поскольку в них уже достигнуты $\eta \approx 0.1\%$ и быстродействие на уровне 2 мкс [3].

Указанные выше параметры СД с ДЛ были получены на диодах, изготовленных методом одноосного сжатия. Основные недостатки этого метода заключаются в неоднородном введении протяженных структурных дефектов по площади деформируемого образца и его несовместимостью с промышленной технологией. Целый ряд других методов был использован для получения ДЛ в Si: лазерной перекристаллизации [4], жидкофазной эпитаксии [5], деформации путем изгиба [6] и формирования кислородных преципитатов [7]. Недавно нами было обнаружено появление ДЛ в Si после имплантации высокоэнергетичных ионов Er и последующего высокотемпературного отжига в хлорсодержащей атмосфере [8–10]. Было установлено, что интенсивность ДЛ пропорциональна плотности чисто краевых дислокаций и не зависит от дозы имплантируемых ионов Er, хотя зарождение и трансформация протяженных структурных дефектов в ходе постимплантационных отжигов зависят от дозы имплантации (выше или ниже порога аморфизации матрицы Si) [11–13]. Нами были изготовлены Si:Er СД с ДЛ при комнатной температуре [14,15]. Существенными преимуществами разработанной технологии по сравнению с другими вышеупомянутыми методами являются высокие однородность введения структурных дефектов по площади имплантированных пластин (причем эта площадь лимитируется лишь размерами имплантора) и ее воспроизводимость, а также совместимость с промышленной технологией.

В другой нашей работе [16] было обнаружено, что диффузионное легирование Si эрбием не сопровождается появлением люминесценции в области $\sim 1.5 \text{ мкм}$, обусловленной как ионами Er³⁺, так и протяженными структурными дефектами. Цель настоящей работы заключалась в исследовании возможности применения технологии имплантации ионов кислорода для формирования оптически активных центров.

[¶] E-mail: nick@sobolev.ioffe.rssi.ru

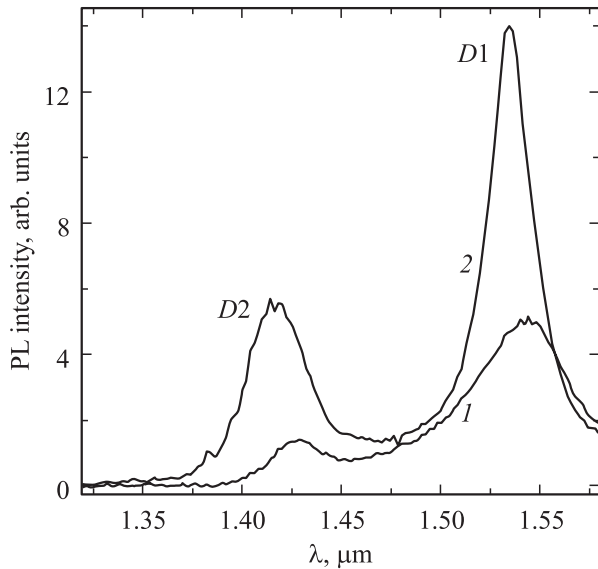


Рис. 1. Спектры ФЛ после имплантации ионов кислорода и последующего отжига при 900°C пластин: 1 — предварительно покрытой легированной примесью эрбия пленкой тетраэтоксисилана и отожженной при 1250°C , 2 — контрольной, без предварительного отжига.

Пластины Si p -типа проводимости с удельным сопротивлением $\rho = 1 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ с нанесенными на их поверхность пленками тетраэтоксисилана, легированного эрбием, отжигались в потоке аргона при 1250°C в течение 1 ч [16]. Далее, в полученные Si:Er-структуры после удаления окисной пленки и в контрольные пластины p -типа проводимости с $\rho = 20 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ проводилась множественная имплантация ионов кислорода с энергиями и дозами, равными $\text{МэВ}/\text{см}^2$: $0.1/7 \cdot 10^{13} + 0.17/1 \cdot 10^{14} + 0.28/1.3 \cdot 10^{14} + 0.45/1.5 \cdot 10^{14} + 0.7/1.7 \cdot 10^{14} + 1.05/1.85 \cdot 10^{14} + 1.5/2 \cdot 10^{14}$, и отжиг в хлорсодержащей атмосфере при 900°C в течение 4 ч. Хлорсодержащая атмосфера представляла собой поток кислорода, насыщенный парами четыреххлористого углерода с концентрацией 0.5 мол%. Использовались пластины с полированной поверхностью и ориентацией поверхности (100).

Концентрационные профили примесей измерялись с помощью масс-спектрометра Cameca-4f. Тип проводимости контролировался термозондом. Фотолюминесценция (ФЛ) в диапазоне 1.00–1.65 мкм измерялась при температуре 78 К с помощью автоматизированного монохроматора МДР-23, InGaAs-фотодиода и селективного вольтметра. ФЛ возбуждалась излучением красного СД марки У-336Б с мощностью 400 мВт. Спектральное разрешение системы составляло 7 нм. Спектры были скорректированы с учетом спектральной характеристики фотоприемника и всего оптического тракта.

ФЛ в характерной для ДЛ области 1.4–1.6 мкм после отжига при 1250°C покрытой легированной эрбием пленкой тетраэтоксисилана пластины Si не наблюдалась.

После последующего отжига при 900°C наблюдаются две линии с максимумами 1.54 и 1.43 мкм, принадлежащие так называемым D1 и D2 центрам [10] (см. рис. 1, кривая 1). В контрольном образце после отжига также доминируют две линии с максимумами 1.53 и 1.42 мкм, причем их интенсивности более чем в 3 раза выше (см. рис. 1, кривая 2). Изменения положения максимумов и интенсивностей D1 и D2 линий обусловлены изменением условий, при которых происходит формирование оптически активных центров. Важно отметить, что, как и в случае имплантации ионов Er, происходит образование только D1 и D2 центров и не наблюдается введения других связанных с введением дислокаций линий, например D3 и D4, как в случае деформации [3,6].

Концентрационные профили примесей B, O и Er приведены на рис. 2. Данные масс-спектрометрии не подтвердили предположение, что, согласно данным [16,17], в процессе отжига при 1250°C в течение 1 ч должна наблюдаться диффузия Er на глубину нескольких микрон. В то же время обнаружено дополнительное легирование примесью бора на достаточно большую глубину. По-видимому, источником бора является легированная эрбием пленка тетраэтоксисилана. Заметного перераспределения примеси кислорода в процессе отжига не наблюдается.

Согласно данным термозондовых измерений обнаружено, что в контрольном образце со стороны имплантации ионов кислорода наблюдается $p \rightarrow n$ -конверсия типа проводимости поверхностного слоя. Остальные поверхности в исследованных образцах остались p -типа проводимости. Таким образом, обнаружено, что, как и в случае имплантации ионов редкоземельных элементов Ho, Dy, Er и Yb и последующего отжига [18], происходит образование донорных центров.

Появление ДЛ в обоих типах структур позволяет предположить, что имплантация ионов кислорода и

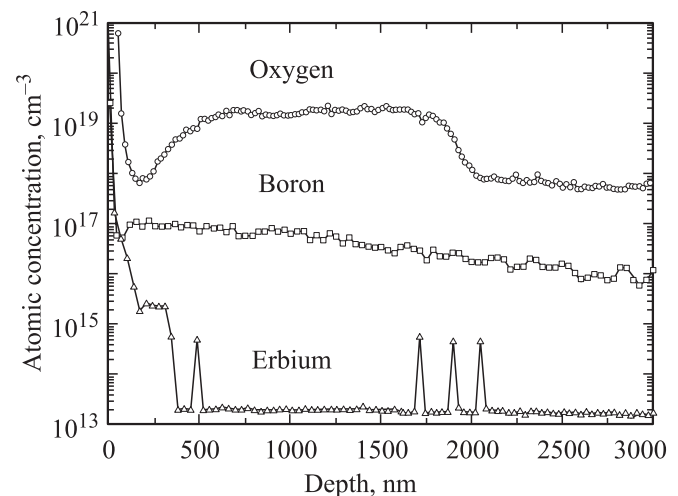


Рис. 2. Концентрационные профили примесей в пластине с предварительной термообработкой после имплантации ионов кислорода и последующего отжига.

последующий отжиг приводят к образованию протяженных структурных дефектов, которые образуют или способствуют образованию оптически и электрически активных центров. Конечно, структура этих центров может отличаться от центров, образующихся в случае имплантации ионов Eg [10] или специальных отжигов для преципитации кислорода [7]. Природу образующихся протяженных структурных дефектов, механизмы их формирования и трансформации предстоит выяснить в дальнейшем.

Таким образом, обнаружено, что имплантация высокоэнергетичных ионов кислорода и последующий отжиг в хлорсодержащей атмосфере сопровождаются появлением ДЛ в Si. Кроме того, вводятся донорные центры с концентрацией, достаточной для перекомпенсации акцепторной примеси бора, содержащейся в исходном Si.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 04-02-16935) и Регионального центра коллективного пользования „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“.

Список литературы

- [1] M.A. Green, J. Zhao, A. Wang, P.J. Reece, M. Gal. *Nature*, **412**, 805 (2001).
- [2] А.М. Емельянов, В.В. Забродский, Н.В. Забродская, Н.А. Соболев, В.Л. Суханов. *ФТП*, **40**, 882 (2006).
- [3] V. Kveder, V. Badylevich, E. Steinman, A. Izotov, M. Zeibt, W. Schreter. *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 2106 (2004).
- [4] E.O. Sveinbjornsson, J. Weber. *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 2686 (1996).
- [5] S. Binetti, M. Donghi, S. Pizzini, A. Castaldini, A. Cavallini, B. Fraboni, N.A. Sobolev. *Sol. St. Phenomena*, **57–58**, 197 (1997).
- [6] N.A. Sobolev, A.M. Emel'yanov, E.I. Shek, O.V. Feklisova, E.B. Yakimov, T.V. Kotereva. *Phys. Status Solidi. C*, **2**, 1842 (2005).
- [7] S. Pizzini, E. Leonti, S. Binetti, M. Acciarri, A. Le Donne, B. Pichaud. *Sol. St. Phenomena*, **95–96**, 273 (2004).
- [8] Н.А. Соболев, М.С. Бреслер, О.Б. Гусев, М.И. Маковийчук, Е.О. Паршин, Е.И. Шек. *ФТП*, **28**, 1995 (1994).
- [9] T. Gregorkiewicz, I. Tsimperidis, C.A.J. Ammerlaan, F.P. Widdershoven, N.A. Sobolev. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **422**, 207 (1996).
- [10] 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).
- [11] N.A. Sobolev, O.B. Gusev, E.I. Shek, V.I. Vdovin, T.G. Yugova, A.M. Emel'yanov. *J. Luminesc.*, **80**, 357 (1999).
- [12] N.A. Sobolev, A.M. Emel'yanov, E.I. Shek, V.I. Vdovin, T.G. Yugova, S. Pizzini. *J. Phys.: Condens. Matter*, **14**, 13 241 (2002).
- [13] N.A. Sobolev, A.M. Emel'yanov, E.I. Shek, V.I. Sakharov, I.T. Serenkov, Yu.A. Nikolaev, V.I. Vdovin, T.G. Yugova, M.I. Makovijchuk, E.O. Parshin, S. Pizzini. *Mater. Sci. Eng. B*, **91–92**, 167 (2002).
- [14] А.М. Емельянов, Е.И. Шек. *ФТТ*, **46**, 1751 (2004).
- [15] Н.А. Соболев, А.М. Емельянов, В.В. Забродский, Н.В. Забродская, В.Л. Суханов, Е.И. Шек. *ФТП*, **41**, 635 (2007).
- [16] N.A. Sobolev, O.V. Alexandrov, V.V. Emtsev, M.I. Makovijchuk, A.V. Merkulov, E.O. Parshin, D.S. Poloskin, E.I. Shek. *Sol. St. Phenomena*, **47–48**, 299 (1995).
- [17] Д.З. Назыров, Г.С. Куликов, Р.Ш. Малкович. *ФТП*, **25**, 1653 (1991).
- [18] В.В. Емцев, В.В. Емцев (мл.), Д.С. Полоскин, Н.А. Соболев, Е.И. Шек, Й. Михель, Л.С. Кимерлинг. *ФТП*, **33**, 649 (1999).

Редактор Л.В. Беляков

Dislocation-related luminescence in silicon caused by oxygen ion implantation and subsequent annealing

N.A. Sobolev, B.Ya. Ber, A.M. Emel'yanov, A.P. Kovarskij, E.I. Shek

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

Abstract Multiple implantation by oxygen ions with energies of 0.1–1.5 MeV and doses of $7 \cdot 10^{13}$ – $2 \cdot 10^{14}$ cm⁻² and subsequent annealing at temperature of 900°C for 4 h in a chlorine containing atmosphere were found to result in the appearance of dislocation-related luminescence in *p*-Si. As this takes place, the *p* → *n*-conversion of the conductivity type of the surface Si layer is also observed indicating the formation of electrically active donor centers. A preliminary heat treatment of the wafers covered by an erbium-doped tetraethoxysilane-based film at temperature of 1250°C for 1 h in argon does not prevent the appearance of dislocation-related luminescence but influences on the parameters of dislocation-related lines (their maximum position and intensity).