

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

PHYSICAL CHARACTERISTICS AND THEIR STUDY

УДК 621.315.592

СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ДЕФЕКТОВ НА ГРАНИЦЕ СОЕДИНЕННЫХ ПЛАСТИН КРЕМНИЯ

© 2014 г. А. Н. Терещенко, Э. А. Штейнман, А. А. Мазилкин,
М. А. Хорошева, О. Конончук*

*Институт физики твердого тела РАН,
ул. Акад. Осипяна, д. 2, Черноголовка, Московская обл., 142432, Россия,
*SOITEC, Parc Technologique des Fontaines,
Bernin, 38190, France*

Методами просвечивающей электронной микроскопии, нестационарной спектроскопии глубоких уровней и фотолюминесценции проведено комплексное исследование структуры и электронных свойств дефектов, возникающих на границе соединения разориентированных пластин Si(001) *l*-типа проводимости. Установлено, что основными выявленными дефектами являются дислокационные структуры двух видов: ортогональная сетка дислокаций, состоящая из двух семейств винтовых дислокаций, и зигзагообразные смешанные дислокации. Выявлено, что наблюдаемые дислокационные структуры являются источником интенсивной люминесценции, спектр которой значительно отличается от стандартного спектра дислокационной люминесценции при всех исследуемых углах поворотной разориентации пластин Si. Показано, что при увеличении угла разориентации происходит сильная трансформация спектров дислокационной люминесценции, которая заключается в изменении формы спектров и уменьшении интегральной интенсивности люминесценции. Методом нестационарной спектроскопии глубоких уровней в исследуемых образцах выявлено наличие глубоких центров, концентрация которых возрастает с увеличением угла разориентации пластин. Установлено, что обнаруженные глубокие центры связаны с наблюдаемыми методами просвечивающей электронной микроскопии дислокационными структурами.

Ключевые слова: соединенные пластины кремния, просвечивающая электронная микроскопия, фотолюминесценция, рекомбинация, дефекты, нестационарная спектроскопия глубоких уровней, дислокационная сетка.

Введение

Дислокации в кремнии являются эффективными центрами излучательной рекомбинации. Как было показано ранее [1], эффективность дислокационного излучения в области 0,8 эВ в пластически деформированных образцах кремния может достигать 0,1 % при комнатной температуре. Для успешного применения дислокационной люминесценции (ДЛ) в оптоэлектронике требуется решение двух основных задач: выяснение природы излучательных центров, ответственных за длинноволновую часть ДЛ, и нахождение технологичного пути введения дислокаций. Одним из таких способов генерации дислокаций является метод прямого сращивания пластин кремния, разориентированных друг относительно друга. При этом на границе соединения пластин кремния могут образовываться дислокационные структуры различных конфигураций [2–5].

В некоторых случаях такие дислокации демонстрируют интенсивную люминесценцию, спектр которой сильно отличается от типичного спектра ДЛ даже при минимальных углах разориентации пластин [6–8]. Хорошо известно, что эффективность дислокационного излучения зависит от концентрации центров безызлучательной рекомбинации в кристалле [1]. В структурах, представляющих собой сращенные разориентированные пластины кремния, методами емкостной спектроскопии [9–11] наблюдали глубокие центры, которые, безусловно, могут оказывать влияние на процессы излучательной рекомбинации на дислокациях. Поэтому понимание взаимосвязи структуры дефектов, образующихся на границе соединения разориентированных пластин кремния, с их электронными свойствами является актуальной задачей.

Ниже рассмотрены результаты комплексного исследования

Терещенко Алексей Николаевич — кандидат физ.-мат. наук, научный сотрудник, e-mail: tan@issp.ac.ru; **Штейнман Эдуард Александрович** — доктор физ.-мат. наук, ведущий научный сотрудник, e-mail: steinman@issp.ac.ru; **Мазилкин Андрей Александрович** — кандидат физ.-мат. наук, старший научный сотрудник, e-mail: mazilkin@issp.ac.ru; **Хорошева Мария Анатольевна** — младший научный сотрудник, e-mail: khor@issp.ac.ru; **Конончук О.** — e-mail: oleg.kononchuk@soitec.fr

дефектов, возникающих в процессе гидрофильного соединения пластин кремния с различными углами их разориентации, методами фотолюминесценции (ФЛ), нестационарной спектроскопии глубоких уровней (НСГУ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Образцы и методы исследования

Образцы получали методом гидрофильного прямого сращивания пластин монокристаллического Si(001) диаметром 200 мм в компании SOITEC. Исходные пластины выращивали методом Чохральского и легировали фосфором до концентрации $(1-2) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$. Углы поворотной разориентации пластин друг относительно друга составляли от 1° до 5° . Угол наклонной разориентации пластин (угол наклона относительно оси, лежащей в плоскости интерфейса) определяли методом рентгеновской дифракции; его значение составило $\sim 0,54^\circ$. Пластины с заданными углами разориентации соединяли при комнатной температуре, а затем такую структуру выдерживали при температуре 1200°C в течение 3 ч. Методом SmartCut верхнюю пластину утоняли до 170 нм. Толщина нижней пластины составляла ~ 750 мкм. Для исследований вырезали образцы размером $5 \times 10 \text{ мм}^2$.

Измерения ФЛ проводили при температуре 6 К по стандартной фазочувствительной методике с охлаждаемым германиевым фотоспротивлением в качестве детектора. ФЛ возбуждали полупроводниковым лазером с длиной волны $\lambda = 650 \text{ нм}$ при плотности возбуждения 10 мВт/мм^2 . Диаметр лазерного пятна на поверхности образца составлял 0,5 мм.

Образцы для электронно-микроскопических исследований готовили методом химической полировки в смеси $\text{HF} : \text{HNO}_3 = 1 : 7$. Исследования проводили на электронном микроскопе JEM-100CX при ускоряющем напряжении 100 кВ. Изображения дислокационных структур получали в условиях двухлучевой дифракции, для чего использовали держатель для образцов с двумя осями поворота.

Измерения концентрации и типа глубоких электронных ловушек осуществляли методом НСГУ в интервале температур 77–300 К. Для этого использовали спектрометр, работающий по стандартной схеме и состоящий из измерителя емкости на частоте 1 МГц и компьютерной системы регистрации и управления. Для измерений спектров НСГУ на поверхность образца через маску напыляли в вакууме несколько контактов Шотки диаметром 1,1 мм из золота. Перед на-

пылением Шотки-контактов образец промывали в ацетоне и в течение 20 с выдерживали в растворе $\text{HF} : \text{H}_2\text{O} = 1 : 10$ для удаления с поверхности оксидного слоя. Омический контакт формировали с обратной стороны образца из эвтектики Ga–Al. Частота повторения заполняющих импульсов t_e в большинстве измерений составляла 6,8 Гц, а их длительность $t_p = 0,1$ мс. При используемом напряжении обратного смещения $U_b = 5 \text{ В}$ ширина области пространственного заряда составляла ~ 10 мкм.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 приведены изображения исследуемого дефектного слоя, полученные методом ПЭМ в образце с углом разориентации $182,5^\circ$. На рис. 1, а и б видна ортогональная сетка дислокаций, состоящая из двух семейств винтовых дислокаций $a/2\langle 110 \rangle$. Расстояние между дислокациями в обоих направлениях составляет $\sim 9 \text{ нм}$. На рис. 1, в видны зигзагообразные смешанные дислокации, идущие в направлении, параллельном [220], и являющиеся следствием наклонной разориентации пластин. Расстояние между ними колеблется от 30 до 70 нм. Они вступают во взаимодействие с дислокациями, идущими в перпендикулярном к ним направлении. В результате такого взаимодействия происходит сдвиг первого семейства дислокаций на половину периода. Места этого сдвига хорошо видны на рис. 1, а. На рис. 1, г представлен поперечный срез образца, на котором видно, что дислокационная сетка представляет собой пространственную структуру и ее толщина (размер в направлении нормали к плоскости границы) составляет $\sim 8-10 \text{ нм}$.

Аналогичные результаты были получены и для остальных исследуемых образцов. Отличие состояло лишь в том, что с увеличением угла поворотной разориентации пластин происходит увеличение плот-

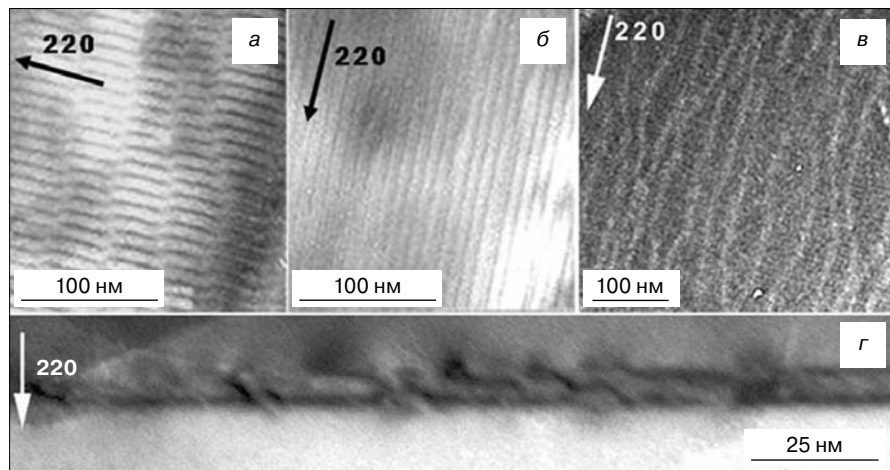


Рис. 1. ПЭМ-изображения дефектного слоя в образце с углом разориентации пластин $182,5^\circ$ при различных действующих отражениях в условиях двухлучевой дифракции:
а, б — светлопольные изображения ортогональной сетки винтовых дислокаций;
в — темнопольное изображение зигзагообразных смешанных дислокаций;
г — светлопольное изображение поперечного среза образца

ности дислокационной сетки винтовых дислокаций, в то время как расстояние между смешанными дислокациями остается примерно одинаковым.

Низкотемпературные измерения ФЛ исследуемых структур показали, что такие сетки дислокаций демонстрируют интенсивную люминесценцию, спектр которой сильно отличается от типичного спектра ДЛ даже при минимальных углах разориентации пластин (рис. 2).

Вместе с тем, в исследуемых структурах наблюдается сильная зависимость спектрального распределения интенсивности люминесценции от угла разориентации пластин. При увеличении угла поворотной разориентации происходит сильное изменение формы спектра люминесценции и, несмотря на увеличение общей плотности дислокаций, умень-

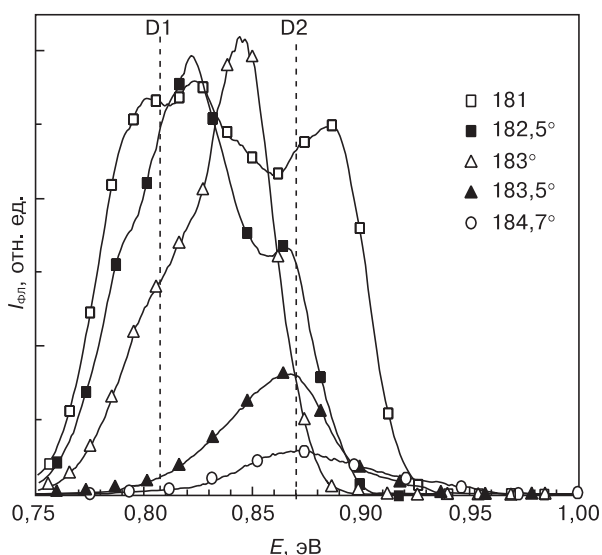


Рис. 2. Спектры ФЛ (при температуре 6 К) образцов с различными углами поворотной разориентации пластин кремния. Пунктирные линии — стандартные позиции линий D1 и D2 ДЛ

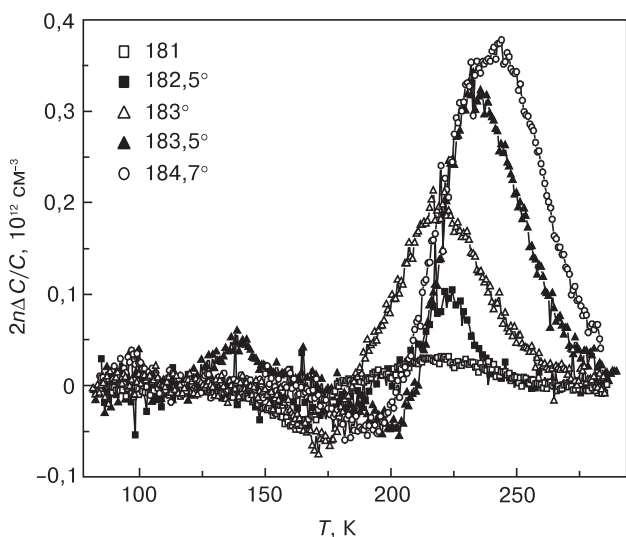


Рис. 3. Спектры НСГУ исследованных структур с различными углами разориентации пластин кремния (приведены на рисунке). Параметры измерения НСГУ: $U_b = 5 \text{ В}$, $U_p = 4,8 \text{ В}$, $t_p = 0,1 \text{ мс}$, $t_e = 149 \text{ мс}$

шение интегральной интенсивности люминесценции. Подобные особенности спектров ФЛ наблюдали ранее в работе [7], где была приведена возможная интерпретация такого поведения спектров.

Методом НСГУ в исследованных образцах было выявлено наличие глубоких центров, концентрация которых зависит от угла разориентации пластин. Так, при малых углах разориентации пластин (181°) глубокие центры в пределах чувствительности установки практически отсутствуют (рис. 3). Этот результат хорошо согласуется с данными работы [9], где при исследовании подобного образца с малым углом разориентации авторы тоже наблюдали в высокотемпературной части спектра очень слабый сигнал НСГУ. С увеличением угла разориентации пластин интенсивность сигнала НСГУ монотонно растет и при максимальном в нашем случае угле разориентации ($184,7^\circ$) общая концентрация глубоких центров возрастает в несколько раз (до $4 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$, см. рис. 3). Как следует из рис. 3, в спектрах НСГУ исследуемых образцов наблюдаются главным образом пики с максимумами в интервале температур 220—240 К. Эти пики соответствуют С-линии, обнаруженной в пластически деформированных образцах кремния и связанной с глубокими центрами на дислокациях [12, 13].

Глубина залегания уровней, наблюдаемых авторами настоящей работы, составляла $E_c - (0,4—0,5) \text{ эВ}$, а сечения захвата носителей заряда — $(1,5—5,8) \cdot 10^{-16} \text{ см}^2$, что близко к значениям, полученным ранее авторами работы [12] для С-линии в пластически деформированном кремнии. При этом остальные пики, обычно наблюдаемые в спектре НСГУ для пластически деформированных образцов, в рассматриваемых структурах отсутствовали. Это согласуется с данными работы [10], где авторы при исследовании структур (110)Si/(100)Si также наблюдали подобный спектр НСГУ и предположили, что он связан с дислокациями на границе соединения кремниевых пластин.

Для всех образцов также проведены исследования зависимости амплитуды сигнала НСГУ от длительности заполняющих импульсов, которые показали, что полученные зависимости характерны для протяженных дефектов. В качестве примера на рис. 4 такая зависимость приведена для образца с углом разориентации пластин 183° .

На основании приведенных данных можно сделать предположение, что наблюдаемые методом НСГУ глубокие центры связаны с дислокационными структурами, образованными на границе соединения пластин Si и рассмотренными выше. Чтобы это доказать, несколько образцов подвергли химической полировке в смеси кислот $\text{HF} : \text{HNO}_3 = 1 : 7$ в течение 2—3 с. Учитывая, что граница соединения пластин кремния находится на расстоянии 170 нм от поверхности образца, этого времени достаточно для химического удаления слоя Si такой толщины.

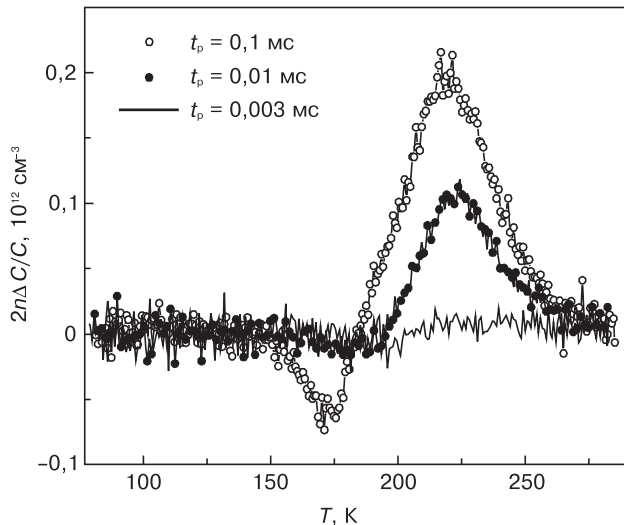


Рис. 4. Спектры НСГУ образца с углом разориентации пластин кремния 183° в зависимости от длительности заполняющих импульсов t_p (приведены на рисунке). Параметры измерения НСГУ: $U_b = 5$ В, $U_p = 4,8$ В, $t_e = 149$ мс

Во всех случаях в результате удаления поверхностного слоя образца вместе с границей соединения пластин наблюдали исчезновение как спектра НСГУ, так и спектра ФЛ, что говорит в пользу высказанного выше предположения.

Рассмотрим теперь, что может происходить при увеличении угла разориентации. Как следует из данных ПЭМ, в этом случае растет общая плотность дислокаций. Таким образом, можно ожидать и увеличения концентрации глубоких центров, связанных с этими дислокациями. Кроме того, как было показано с помощью ПЭМ, с увеличением угла поворотной разориентации растет именно плотность ортогональной сетки винтовых дислокаций (см. рис. 1, а и б), в то время как плотность смешанных дислокаций (см. рис. 1, в) практически не меняется. Поэтому с большой степенью вероятности можно сказать, что наблюдаемые в НСГУ глубокие центры связаны в основном с ортогональной сеткой винтовых дислокаций.

Заметим также, что глубокие центры на дислокациях, концентрация которых увеличивается с ростом угла разориентации пластин, могут давать определенный вклад в гашение люминесценции (см. рис. 2) в дополнение к механизму, описанному в работе [7].

Еще одной особенностью спектров НСГУ (см. рис. 3 и 4) является наличие отрицательного сигнала. Этот эффект ранее наблюдали авторы работы [14] при высоких концентрациях глубоких центров на дислокациях в пластически деформированных образцах кремния. Была предложена модель, объясняющая наблюдаемый эффект туннелированием электронов между глубокими центрами на дислокациях. В рассматриваемом случае мы имеем дислокационную структуру, сильно отличную от исследуемой в работе [14]. Тем не менее поведение спектров

НСГУ (в частности, появление и рост амплитуды отрицательного сигнала с увеличением длительности заполняющих импульсов (см. рис. 4)) позволяет предположить, что наблюдаемый отрицательный сигнал также может быть связан с проводимостью по дислокациям, описанной в работе [14].

Заключение

Показано, что основными дефектами, образующимися на границе соединения деориентированных пластин Si(001) *n*-типа проводимости, являются дислокационные сетки двух видов: ортогональная сетка дислокаций, состоящая из двух семейств винтовых дислокаций, и зигзагообразные смешанные дислокации. Установлено, что эти дислокационные структуры являются источником интенсивной люминесценции, спектр которой значительно отличается от стандартного спектра дислокационной люминесценции. Методом НСГУ выявлено наличие глубоких центров, связанных с наблюдаемыми в ПЭМ дислокационными структурами. Предположено, что данные глубокие центры связаны в основном с ортогональной сеткой винтовых дислокаций. Показано, что концентрация глубоких центров возрастает с увеличением угла поворотной разориентации пластин. При этом происходит сильная трансформация спектров дислокационной люминесценции, которая заключается в изменении формы спектров и уменьшении интегральной интенсивности люминесценции.

Библиографический список

1. **Kveder, V.** Silicon light emitting diodes based on dislocation luminescence / V. Kveder, M. Badylevich, E. Steinman, A. Izotov, M. Seibt, W. Schröter // *Appl. Phys. Lett.* – 2004. – V. 84, iss 12. – P. 2106–2108.
2. **Vdovin, V.** Mechanisms of dislocation network formation in Si(001) hydrophilic bonded wafers / V. Vdovin, O. Vyvenko, E. Ubyivovk, O. Kononchuk // *Solid State Phenomena.* – 2011. – V. 178–179. – P. 253–258.
3. **Wilhelm, T.** Regular dislocation networks in silicon. Part I: Structure / T. Wilhelm, T. Mchedlidze, X. Yu, T. Arguirov, M. Kittler, M. Reiche // *Solid State Phenomena.* – 2008. – V. 131–133. – P. 571–578. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.131-133.571
4. **Rouviere, J. L.** Huge differences between low- and high-angle twist grain boundaries: The case of ultrathin (001) Si films bonded to (001) Si wafers / J. L. Rouviere, K. Rousseau, F. Fournel, H. Moriceau // *Appl. Phys. Lett.* – 2000. – V. 77, iss. 8. – P. 1135–1137. DOI: 10.1063/1.1289656
5. **Reiche, M.** Dislocation networks formed by silicon wafer direct bonding / M. Reiche // *Materials Science Forum.* – 2008. – V. 590. – P. 57–78. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.590.57
6. **Mchedlidze, T.** Regular dislocation networks in Si. Part II: Luminescence / T. Mchedlidze, T. Wilhelm, X. Yu, T. Arguirov, G. Jia, M. Reiche, M. Kittler // *Solid State Phenomena.* – 2008. – V. 131–133. – P. 503–510. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.131-133.503
7. **Steinman, E.** Modification of dislocation PL centres due to misfit of bonded Si wafers / E. Steinman, A. Tereshchenko, O. Kononchuk, V. Vdovin // *Physica Status Solidi C.* – 2013. – V. 10, N 1. – P. 16–19
8. **Steinman, E. A.** Dependence of luminescence properties of bonded Si wafers on surface orientation and twist angle / E. A. Steinman, O. Kononchuk, A. N. Tereshchenko, A. A. Mazilkin // *Solid State Phenomena.* – 2010. – V. 156–158. – P. 555–560.
9. **Bondarenko, A.** Dislocation structure, electrical and luminescent properties of hydrophilically bonded silicon wafer interface / A. Bondarenko, O. Vyvenko, I. Kolevatov, I. Isakov, O. Kononchuk // *Solid State Phenomena.* – 2011. – V. 178–179. – P. 233–242.

10. **Wagener, M. C.** Electrical uniformity of direct silicon bonded wafer interfaces / M. C. Wagener, R. H. Zhang, W. Zhao, M. Seacrist, M. Ries, G. A. Rozgonyi // *Solid State Phenomena*. – 2008. – V. 131–133. – P. 321–326. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.131–133.321

11. **Dozsa, L.** Point defects generated by direct-wafer bonding of silicon / L. Dozsa, B. Szentpali, D. Pasquariello, K. Hjort // *J. Electronic Materials*. – 2002. – V. 31, N 2. – P. 113–118.

12. **Cavalcoli, D.** Defect states in plastically deformed n-type silicon / D. Cavalcoli, A. Cavallini, E. Gombia // *Phys. Rev. B*. – 1997. – V. 56, N 16. – P. 10208–10214.

13. **Kveder, V.** Dislocations in silicon and D-band luminescence for infrared light emitters / V. Kveder, M. Kittler // *Materials Science Forum*. – 2008. – V. 590. – P. 29–56.

14. **Kveder, V.** Influence of the dislocation travel distance on the DLTS spectra of dislocations in Cz–Si / V. Kveder, V. Orlov, M. Khorosheva, M. Seibt // *Solid State Phenomena*. – 2008. – V. 131–133. – P. 175–181.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (научный проект №12–02–31771 мол_а) и программой Президиума РАН «Квантовые мезоскопические и неупорядоченные системы».

Статья поступила в редакцию 10 декабря 2013 г.

ISSN 1609–3577 *Izvestiya vuzov. Materialy elektronnoi tekhniki = Materials of Electronics Engineering*. 2014, vol. 17, no. 2, pp. 143–147.

Structures and Electronic Properties of Defects on the Borders of Silicon Bonded Wafers

Aleksei Nikolaevich Tereshchenko¹ — Cand. Sci. (Phys.–Math.), Researcher (tan@issp.ac.ru); **Eduard Aleksandrovich Shteinman**¹ — Dr. Sci. (Phys.–Math.), Leading Researcher (steinman@issp.ac.ru); **Andrei Aleksandrovich Mazilkin**¹ — Cand. Sci. (Phys.–Math.), Senior Researcher (mazilkin@issp.ac.ru); **Mariya Anatol'evna Khorosheva**¹ — Junior Researcher (khor@issp.ac.ru); **O. Kononchuk**² (oleg.kononchuk@soitec.fr)

¹*Institute of Solid State Physics RAS, 2 Academicians Ossipyan Str., Chernogolovka, Moscow Region 142432, Russia*

²*SOITEC, Parc Technologique des Fontaines, Bernin, 38190, France*

Abstract. Comprehensive studies of the structure and electronic properties of defects occurring on the connection boundary of disarranged n-type Si(001) wafers have been made by the methods of transmission electron microscopy, deep level transient spectroscopy (DLTS) and photoluminescence. The main revealed defects are two types of dislocation structure: orthogonal dislocation network composed of two screw dislocation families and zigzag mixed dislocations. The dislocation structures observed are sources of intense luminescence whose spectra are appreciably different from the standard dislocation luminescence spectra at all the investigated misfit angles of the Si bonded wafers. We show that an increase of the misfit angle results in a strong transformation of the dislocation luminescence spectra consisting in changes of the form of the spectra and a decrease in the integral luminescence intensity. In the samples in question the DLTS method revealed the presence of deep centers the concentration of which increased with increasing of twist misorientation of bonded wafers. It has been established that the deep centers are related to the dislocation structures observed by means of transmission electron microscopy.

Key words: silicon wafer bonding, transmission electron microscopy, photoluminescence, recombination, defects, deep level transient spectroscopy, dislocation network.

References

1. Kveder V., Badylevich M., Steinman E., Izotov A., Seibt M., Schröter W. Silicon light emitting diodes based on dislocation luminescence. *Appl. Phys. Lett.* 2004, vol. 84, iss 12, pp. 2106–2108.
 2. Vdovin V., Vyvenko O., Ubyyivovk E., Kononchuk O. Mechanisms of dislocation network formation in Si(001) hydrophilic bonded wafers. *Solid State Phenomena*. 2011, vol. 178–179, pp. 253–258.
 3. Wilhelm T., Mchedlidze T., Yu X., Arguirov T., Kittler M., Reiche M. Regular dislocation networks in silicon. Part I: Structure.

Solid State Phenomena. 2008, vol. 131–133, pp. 571–578. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.131–133.571

4. Rouviere J. L., Rousseau K., Fournel F., Moriceau H. Huge differences between low- and high-angle twist grain boundaries: The case of ultrathin (001) Si films bonded to (001) Si wafers. *Appl. Phys. Lett.* 2000, vol. 77, iss. 8, pp. 1135–1137. DOI: 10.1063/1.1289656

5. Reiche M. Dislocation networks formed by silicon wafer direct bonding. *Materials Science Forum*. 2008, vol. 590, pp. 57–78. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.590.57

6. Mchedlidze T., Wilhelm T., Yu X., Arguirov T., Jia G., Reiche M., Kittler M. Regular dislocation networks in Si. Part II: Luminescence. *Solid State Phenomena*. 2008, vol. 131–133, pp. 503–510. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.131–133.503

7. Steinman E., Tereshchenko A., Kononchuk O., Vdovin V. Modification of dislocation PL centres due to misfit of bonded Si wafers. *Physica Status Solidi C*. 2013, vol. 10, no. 1, pp. 16–19

8. Steinman E. A., Kononchuk O., Tereshchenko A. N., Mazilkin A. A. Dependence of luminescence properties of bonded Si wafers on surface orientation and twist angle. *Solid State Phenomena*. 2010, vol. 156–158, pp. 555–560.

9. Bondarenko, A., Vyvenko O., Kolevatov I., Isakov I., Kononchuk O. Dislocation structure, electrical and luminescent properties of hydrophilically bonded silicon wafer interface. *Solid State Phenomena*. 2011, vol. 178–179, pp. 233–242.

10. Wagener, M. C., Zhang R. H., Zhao W., Seacrist M., Ries M., Rozgonyi G. A. Electrical uniformity of direct silicon bonded wafer interfaces. *Solid State Phenomena*. 2008, vol. 131–133, pp. 321–326. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.131–133.321

11. Dozsa, L., Szentpali B., Pasquariello D., Hjort K. Point defects generated by direct-wafer bonding of silicon. *J. Electronic Materials*. 2002, vol. 31, no. 2, pp. 113–118.

12. Cavalcoli D., Cavallini A., Gombia E. Defect states in plastically deformed n-type silicon. *Phys. Rev. B*. 1997, vol. 56, no. 16, pp. 10208–10214.

13. Kveder V., Kittler M. Dislocations in silicon and D-band luminescence for infrared light emitters. *Materials Science Forum*. 2008, vol. 590, pp. 29–56.

14. Kveder V., Orlov V., Khorosheva M., Seibt M. Influence of the dislocation travel distance on the DLTS spectra of dislocations in Cz–Si. *Solid State Phenomena*. 2008, vol. 131–133, pp. 175–181.

Acknowledgements: The study was supported by RFBR (scientific project No. 12–02–31771 мол_а) and the Presidium of the Russian Academy of Sciences' Program Quantum Mesoscopic and Disordered Systems.

Received December 10, 2013