

Л. Ф. Макаренко¹, С. Б. Ластовский², А. С. Якушевич², М. Молл³, И. Пинтилие⁴¹Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь²Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению, Минск, Беларусь³ЦЕРН, Женева, Швейцария⁴Национальный институт физики материалов, Магурел, Румыния**ИНЖЕКЦИОННЫЙ ОТЖИГ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ МЕЖДОУЗЕЛЬНОГО ТИПА В ЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ**

Аннотация. С использованием одних и тех же n^+-p диодных структур проведено изучение влияния инъекции электронов в p -область диода на отжиг в ней простейших дефектов междоузельного типа, созданных облучением α -частицами. Обнаружено, что собственные междоузельные атомы Si обладают наиболее высокой чувствительностью к инъекции. При температуре жидкого азота и плотности прямого тока 10–20 мА/см² постоянная времени их отжига составляет единицы секунд. Для активации атомов междоузельного бора при $T \leq 140$ К требуются более высокие плотности прямого тока (≥ 100 мА/см²). В отличие от двух предыдущих случаев, пропускание прямого тока через n^+-p -переход не только ускоряет, но даже замедляет отжиг междоузельного углерода. Высказано предположение, что только реакции междоузельных атомов, которые характеризуются сильным электрон-фононным взаимодействием, могут быть ускорены в результате рекомбинационных процессов.

Ключевые слова: кремний, радиационные дефекты, междоузельные атомы, рекомбинационно-ускоренные реакции

Для цитирования. Инжекционный отжиг радиационных дефектов междоузельного типа в легированных бором кристаллах кремния / Л. Ф. Макаренко [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-мат. наук. – 2017. – № 3. – С. 108–117.

L. F. Makarenko¹, S. B. Lastovskii², H. S. Yakushevich², M. Moll³, I. Pintilie⁴¹Belarusian State University, Minsk, Belarus²Scientific and Practical Materials Research Centre of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus³CERN, Geneva, Switzerland⁴National Institute of Materials Physics, Magurele, Romania**INJECTION ANNEALING OF RADIATION-INDUCED INTERSTITIAL DEFECTS IN BORON DOPED SILICON CRYSTALS**

Abstract. Using the same n^+-p diode structures, the effect of injection of minority charge carriers on the annealing of various interstitial defects has been studied in silicon irradiated with α -particles. It has been found that the self-interstitial silicon atoms (Si_i) possess the highest sensitivity to forward current injection. At a liquid nitrogen temperature and a forward current density of 10–20 mA/cm², the time constant for Si_i annealing is about a few seconds. To activate the interstitial boron atoms at $T \leq 140$ K, substantially higher direct current densities are required (≥ 100 mA/cm²). However, it has been found that the forward current injection not only enhances, but even causes the retardation of interstitial carbon annealing. It is suggested that only the reactions of interstitial atoms, characterized by a strong electron-phonon coupling, can be enhanced by recombination processes.

Keywords: silicon, radiation defects, interstitial atoms, recombination-enhanced reactions

For citation. Makarenko L. F., Lastovskii S. B., Yakushevich H. S., Moll M., Pintilie I. Injection annealing of radiation-induced interstitial defects in boron doped silicon crystals. *Vestsi Natsyional'noi akademii navuk Belarusi. Seryia fizika-matematychnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physics and Mathematics series*, 2017, no. 3, pp. 108–117 (in Russian).

Введение. При облучении заряженными частицами радиационное повреждение, обусловленное удалением подвижных носителей заряда, в кремнии n -типа проводимости происходит преимущественно в результате образования дефектов вакансионного типа (дивакансия A - и E -центров) [1]. В p -Si важную роль в удалении носителей заряда играют дефекты междоузельного типа. При электронном облучении первичные дефекты – собственные междоузельные атомы кремния (Si_i), вытесняют из узлов атомы легирующей примеси III группы уже при температурах ≤ 20 К [2, 3].

В случае облучения более тяжелыми частицами, процессы взаимодействия Si_i с примесными атомами имеют весьма большие характеристические времена даже при комнатных температурах [4–6].

Однако процессы взаимодействия атомов Si_i с атомами примесей могут быть существенно ускорены посредством возбуждения электронной подсистемы кристалла [4–9]. То есть результат воздействия излучений на электрические свойства p -Si будет зависеть не только от вида частиц и дозы облучения, но и, существенным образом, от интенсивности облучения и внешнего возбуждения (подсветки, инжекции неосновных носителей заряда). Влияние последних факторов усложняет анализ кинетики образования радиационных дефектов в p -Si, и имеющихся в настоящее время данных о рекомбинационно-стимулированных дефектных реакциях междоузельного типа недостаточно для прогнозирования радиационного повреждения биполярных транзисторов, облучаемых в различных режимах их работы.

Инжекция неосновных носителей заряд через p - n -переход является эффективным методом исследования рекомбинационно-стимулированных реакций между дефектами [7–9]. Это обусловлено тем, что можно контролируемым образом изменять уровень инжекции неосновных носителей заряда в широких пределах. Некоторый недостаток этого метода заключается в неопределенности, возникающей при сравнении данных разных авторов, когда используются диоды с разными значениями времени жизни неосновных носителей заряда. В частности, нами было установлено, что скорость стимулированного прямым током (СПТ) отжига борсодержащих комплексов зависит от дозы облучения [9]. Поэтому исследование СПТ отжига различных радиационно-индуцированных дефектов желательно проводить с использованием одних и тех же, либо идентичных приборных структур.

Целью настоящей работы является сравнение влияния инжекции электронов через p - n -переход на поведение трех типов дефектов: Si_i , B_i и C_i , образованных в легированных бором кристаллах кремния p -типа в результате облучения α -частицами.

Методика эксперимента. В работе исследовались эпитаксиальные $\text{Si } n^+$ - p -структуры (диоды) с разным содержанием бора. Концентрация дырок в структурах, обусловленная главным образом легированием бором во время эпитаксиального роста используемых кремниевых пластин, оценивалась из измерений вольт-фарадных характеристик и составила $9 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ (тип 1), $2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ (тип 2) и $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ (тип 3). Диоды были изготовлены при одинаковых технологических процессах и поэтому содержали одинаковое количество кислорода $[\text{O}] \approx 1,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, которое определялось по скорости отжига междоузельного углерода с применением представленной в работе [10] калибровки. Концентрация углерода оценивалась по соотношению сечения захвата собственных междоузельных атомов к сечению захвата бора и углерода [3] и составила $\leq 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ в образцах всех типов.

Облучение осуществлялось α -частицами с помощью источника с изотопами ^{239}Pu при температурах примерно 280–290 К. Энергия α -частиц имела значения 5,144 и 5,157 МэВ, время облучения составляло 40–150 мин. Поверхностная активность источника была около $2 \cdot 10^8 \text{ Бк/см}^2$. Описание распределения повреждения для такого радиационного источника приводится в [10].

Исследование электрически активных радиационно-индуцированных дефектов осуществлялось методом нестационарной спектроскопии глубоких уровней (DLTS) в диапазоне температур 79–270 К. Далее будут использоваться два обозначения для экспериментальных спектров: DLTS, когда заполнение ловушек осуществлялось основными носителями заряда (0 В или заполняющие импульсы обратного смещения диода), и MC-DLTS, когда ловушки заполнялись также и неосновными носителями заряда (заполняющие импульсы прямого смещения).

Отжиг диодов при температурах выше 100 °С в течение ~30 мин проводился на воздухе в трубчатой печи. Ниже 100 °С образцы отжигались непосредственно в криостате DLTS-спектрометра.

Стимулированный прямым током отжиг собственных междоузельных атомов кремния. Обнаружение образующихся в результате облучения подвижных собственных атомов кремния (Si_i) происходит, как правило, по появлению междоузельных атомов примесей бора (B_i), алюминия (Al_i) и углерода (C_i). Эти междоузельные атомы примесей надежно идентифицированы как методами ЭПР и ИК-поглощения, так и DLTS [3]. В кремнии методом DLTS удобно регистрировать

углеродные центры: C_i (уровень $E(0/+) = E_v + 0,28$ эВ) и C_iO_i (уровень $E(0/+) = E_v + 0,36$ эВ). А методом MC-DLTS регистрируется также борсодержащий комплекс B_iO_i (уровень $E(0/+) = E_c - 0,23$ эВ) [3, 7].

В исследованных нами диодах сразу после облучения α -частицами в спектрах DLTS не наблюдается каких-либо дефектов междоузельного типа, связанных с междоузельным углеродом (рис. 1, кривая 1). Регистрируется только пик H1, связанный с дивакансией [11], и пик H3', имеющий значительно меньшую амплитуду. Природа пика H3' еще не ясна. При измерении спектров MC-DLTS до проведения СПТ отжига, чтобы избежать неконтролируемых инжекционно-стимулированных реакций, приходится ограничивать амплитуду и длительность импульса возбуждения. При использовании коротких ($t_p = 10^{-5}$ с) импульсов возбуждения с малой величиной прямого напряжения ($U_p = +0,66$ В) в спектре MC-DLTS (см. рис. 1, кривая 2) можно наблюдать дополнительный пик E039, который ранее был идентифицирован как связанный с собственным междоузельным атомом кремния (Si_i) [5]. Невозможность использования больших значений прямого напряжения затрудняет определение максимальной амплитуды пика E039 и его анализ для исследования кинетики междоузельных реакций с применением данных MC-DLTS.

Пик E039 исчезает после кратковременного пропускания через диод прямого тока с весьма малой плотностью ($J_f = 0,016$ А/см²) даже при температуре жидкого азота. Одновременно с его исчезновением появляется пик H2, связанный с C_i (см. рис. 1, кривая 3). Стационарная концентрация C_i достигается после проведения такого СПТ отжига в течение 30 с. Скорость образования пика H2 при $J_f = 0,016$ А/см² составляет $0,18$ с⁻¹, которая значительно превышает аналогичную величину для других междоузельных дефектов в p -Si, которые в условиях эксперимента можно считать неподвижными.

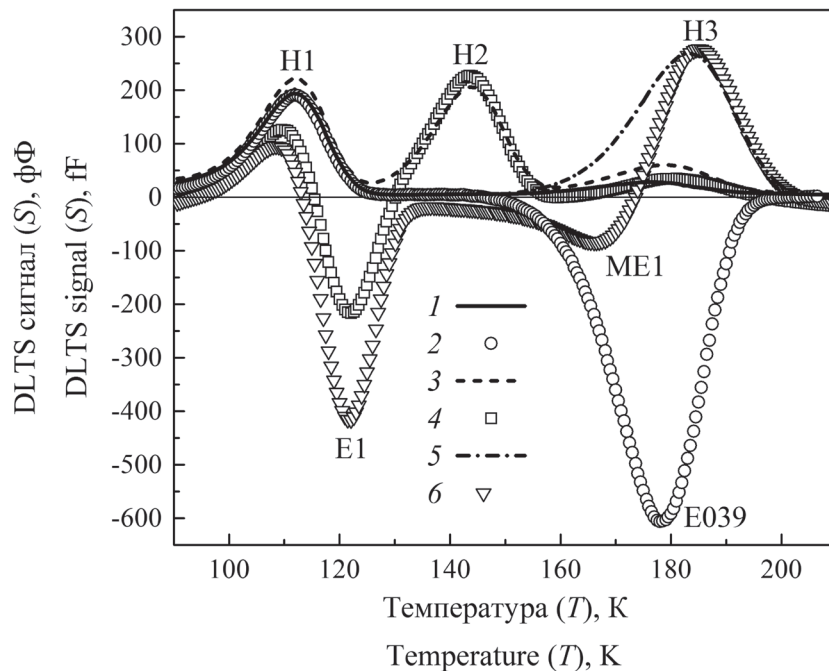


Рис. 1. Стандартные спектры DLTS (линии) и MC-DLTS (точки), полученные сразу после облучения (кривые 1, 2), после отжига прямым током плотностью $J_f = 0,016$ А/см² при 80 К в течение 2 мин (кривые 3, 4) и после последующего термического отжига при 100 °С в течение 30 мин (кривые 5, 6). Условия измерения: окно скоростей эмиссии $e_w = 19$ с⁻¹ для всех спектров; изменение смещения $-3 \rightarrow 0$ В и длительность заполняющего импульса $t_p = 10$ мс для спектров 1, 3, 5; изменение смещения $-3 \rightarrow +0,66$ В и длительность заполняющего импульса $t_p = 10$ мкс для спектра 2; изменение смещения $-3 \rightarrow +1$ В и длительность заполняющего импульса $t_p = 10$ мс для спектров 4, 6.

Fig. 1. Conventional DLTS (lines) and MC-DLTS (points) spectra registered immediately after irradiation (curves 1, 2), after FCE annealing at 80 K with forward current density $J = 0.016$ А/см² during 2 minutes (curves 3, 4) and after subsequent thermal annealing at 100 °C during 30 minutes (curves 5, 6). Measurements settings were: emission rate window $e_w = 19$ s⁻¹ for all spectra; bias change $-3 \rightarrow 0$ V, and filling pulse duration $t_p = 10$ ms for spectra 1, 3, 5; bias change $-3 \rightarrow +0.66$ V, and filling pulse duration $t_p = 10$ μ s for spectrum 2; bias change $-3 \rightarrow +1$ V, and filling pulse duration $t_p = 10$ ms for spectra 4, 6

Тем не менее после такой низкотемпературной инжекции в спектрах MC-DLTS проявляется еще один дефект междоузельного типа, а именно B_iO_i (отрицательный пик E1 на рис. 1) [3]. Естественнo ожидать, что в результате захвата подвижных Si_i одновременно с C_i в исследуемых структурах образуется и B_i , который не может быть зарегистрирован в кремнии p -типа методом DLTS [7]. О наличии подвижных атомов междоузельного бора мы можем судить именно по появлению пика E1.

Последующие изменения спектров DLTS и MC-DLTS происходят при нагреве до температур ≥ 300 К. Пик H2 исчезает, а пик H3, связанный с ионизацией комплекса C_iO_i (см. рис. 1, кривые 5, 6) растет. После термического отжига при 120 °С в течение 30 мин образование радиационно-индуцированных дефектов междоузельного типа, стабильных при комнатной температуре, полностью завершается. При этом практически все подвижные атомы C_i захватываются атомами O_i . Также происходит дообразование комплекса B_iO_i (см. рис. 1, кривые 4, 6). Кроме вышеназванных пиков H1, H3 и E1, в спектрах MC-DLTS после отжига при 120 °С проявляется еще одна ловушка для дырок ME1, которая связана с метастабильным дефектом междоузельного типа [12].

Стимулированный прямым током отжиг междоузельного бора. Пик E1 появляется сразу после пропускания очень малого прямого тока ($J_f = 0,016$ А/см²) в течение 5 с при 80 К. Последующий СПТ отжиг с той же плотностью тока не приводит к дальнейшему увеличению амплитуды пика E1. В то же время наблюдается постепенный рост амплитуды пика H2, что свидетельствует о протекании процесса взаимодействия собственных междоузельных атомов с примесями. Очевидно, что при этом должно происходить взаимодействие не только с атомами примеси углерода, но и бора.

Однако такой плотности тока оказалось недостаточно для ускорения миграции появившихся атомов бора даже при температуре 140 К. Только увеличение плотности прямого тока до $J_f = 0,080$ А/см² при 140 К вызывает увеличение амплитуды пика E1. Результаты последующего изохронного СПТ отжига ($J_f = 0,080$ А/см²) показаны на рис. 2 (кривая 1). Полученные экспериментальные данные были обработаны с учетом, что скорость реакций между дефектами (τ^{-1}) описывается законом Аррениуса:

$$\tau^{-1} = \nu_0 \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right), \quad (1)$$

где ν_0 – частотный фактор, а E_a – энергия активации отжига, что позволило определить значение E_a как 0,077 эВ, а частотный фактор как 1,75 с⁻¹. Определенное нами значение энергии активации СПТ отжига находится в хорошем согласии с данными работы [7].

Несколько меньшее значение E_a , полученное в [7], связано с тем, что в этой работе использовались более высокие плотности инжекционного тока. Так, было найдено, что скорость отжига возрастает с увеличением плотности прямого тока по степенному закону. При малых плотностях прямого тока показатель степени находится в интервале 1,5–2,0. Если рассчитать кривую изохронного отжига в соответствии с данными указанной работы, то мы увидим, что скорости СПТ отжига междоузельного бора, определенные в ней, значительно ниже полученных нами значений (см. рис. 2, кривая 2'). Очевидно, это связано с использованием нами значительно меньших доз облучения.

В то же время следует отметить, что чисто термический отжиг междоузельного бора в наших образцах протекает в соответствии с данными, опубликованными в [7]. Отжиг B_i происходит в результате его взаимодействия с междоузельным кислородом по реакции



Образующийся в результате комплекс B_iO_i стабилен до температур 180–200 °С [13]. Скорость отжига B_i увеличивается с ростом содержания кислорода. В кристаллах кремния, выращенных методом зонной плавки, содержание кислорода обычно составляет $2\text{--}5 \cdot 10^{16}$ см⁻³, поэтому кривая изохронного отжига в них (кривая 4' на рис. 2) будет смещена в область высоких температур по сравнению с кривой отжига B_i в диффузионных n^+p -структурах (кривые 2' и 3' на рис. 2).

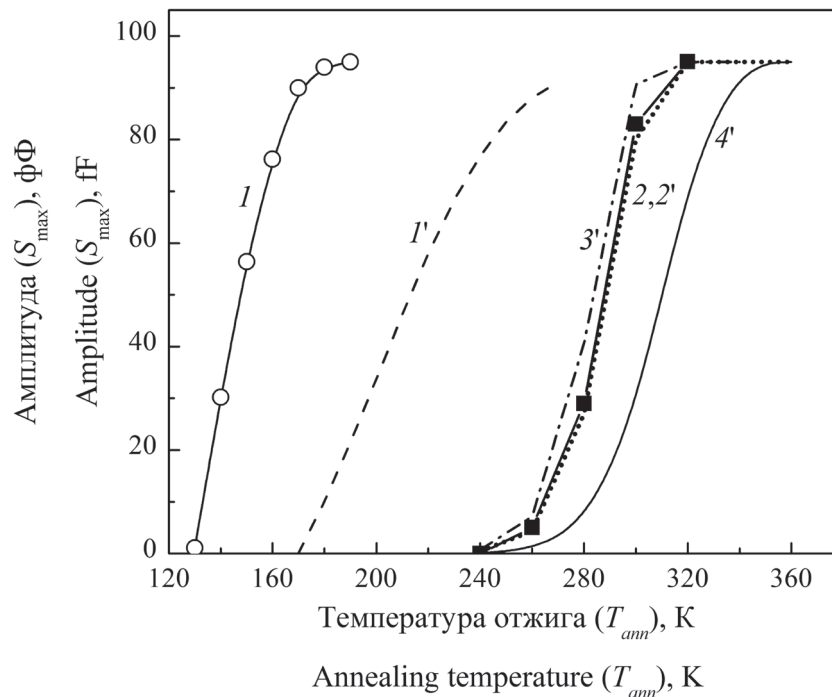


Рис. 2. Рост пика E1 (B) при СПТ отжиге (кривая 1) и термическом отжиге (кривая 2); точки являются экспериментальными данными. Кривая 1' рассчитана согласно уравнению (1); кривая 2' представляет собой результаты подгонки полученных нами экспериментальных данных с использованием энергии активации отжига 0,60 эВ; кривые 3' и 4' получены на основе экспериментальных данных из работы [7] по термическому отжигу, выполненному с использованием кристаллов кремния с разным содержанием кислорода

Fig. 2. Growth of E1 (B) peak under FCE (curve 1) and thermal (curve 2) annealing; the points are experimental data. Curve 1' has been calculated according to equation (1); curve 2' is the result of fitting our experimental data with the use of an activation energy of 0.60 eV; curves 3' and 4' have been obtained on the basis of experimental data from [7] on thermal annealing of Si crystals with a different oxygen content

Однако все эти кривые (2, 2'–4') характеризуются одной и той же энергией активации отжига, равной 0,60 эВ.

Влияние прямого тока на отжиг C_i . Как указывалось выше, термический отжиг C_i происходит путем его миграции до захвата междоузельным кислородом с образованием комплекса C_iO_i . При изучении взаимодействия C_i с O_i мы можем следить как за начальным, так и конечным продуктами реакции. Более того, методом DLTS удастся зарегистрировать и ее промежуточный продукт – метастабильную конфигурацию кислород-углеродного комплекса $C_iO_i^*$ [14].

Поскольку сразу после α -облучения в интервале температур наблюдается пик H3', то для более корректного анализа данных по СПТ отжигу C_i предпочтительнее использовать не сами спектры DLTS, полученные на различных этапах отжига, а их разности. В качестве опорного мы выбрали спектр $S_{270K}(T)$, который получен после отжига при $T_{ann} = 270$ К. Тогда в разностном спектре $\Delta S(T) = S_{T_{ann}}(T) - S_{270K}(T)$ уменьшение амплитуды отрицательного сигнала в области 145 К соответствует уменьшению концентрации C_i , а рост амплитуды положительного сигнала в области 185 К – увеличению концентрации C_iO_i (рис. 3). Как видим, в процессе СПТ отжига выполняется соотношение 1:1 для изменений сигналов пиков H2 и H3. То есть как при СПТ, так и при чисто термическом отжиге все имеющиеся атомы C_i уходят на образование комплекса C_iO_i (см. рис. 3). При этом не наблюдается образования метастабильного состояния $C_iO_i^*$. Иными словами, инжекция электронов, по-видимому, ускоряет реакцию $C_iO_i^* \rightarrow C_iO_i$.

Результаты изменения концентрации C_i при изохронном отжиге приведены на рис. 4. Совпадение кривых изменения концентрации C_i от температуры термического отжига друг с другом (рис. 4, кривые 1, 2 и 3), полученных при чисто термическом воздействии, свидетельствует об одинаковом исходном содержании кислорода во всех типах диодов. Этот результат ожидаем, поскольку проникновение кислорода происходило в результате его диффузии из окисла при изготовлении

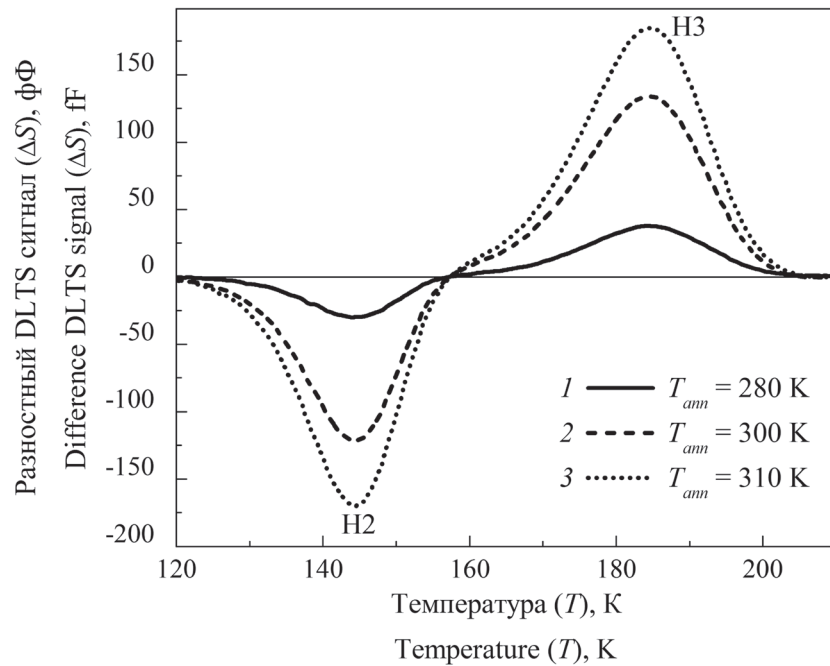


Рис. 3. Разность спектров DLTS ($\Delta S(T) = S_{T_{ann}}(T) - S_{270K}(T)$), записанных до и в ходе изохронного СПТ отжига C_i ; уровень легирования базы $p = 2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ($50 \text{ Ом} \cdot \text{см}$); температура отжига: 280 К (кривая 1), 300 К (кривая 2) и 310 К (кривая 3); время отжига 15 мин

Fig. 3. Difference DLTS ($\Delta S(T) = S_{T_{ann}}(T) - S_{270K}(T)$) spectra registered before and in the course of isochronal FCE annealing of C_i ; the doping level of the diode base is $p = 2 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ($50 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$); annealing temperatures were 280 K (curve 1), 300 K (curve 2) and 310 K (curve 3); the annealing time was 15 min

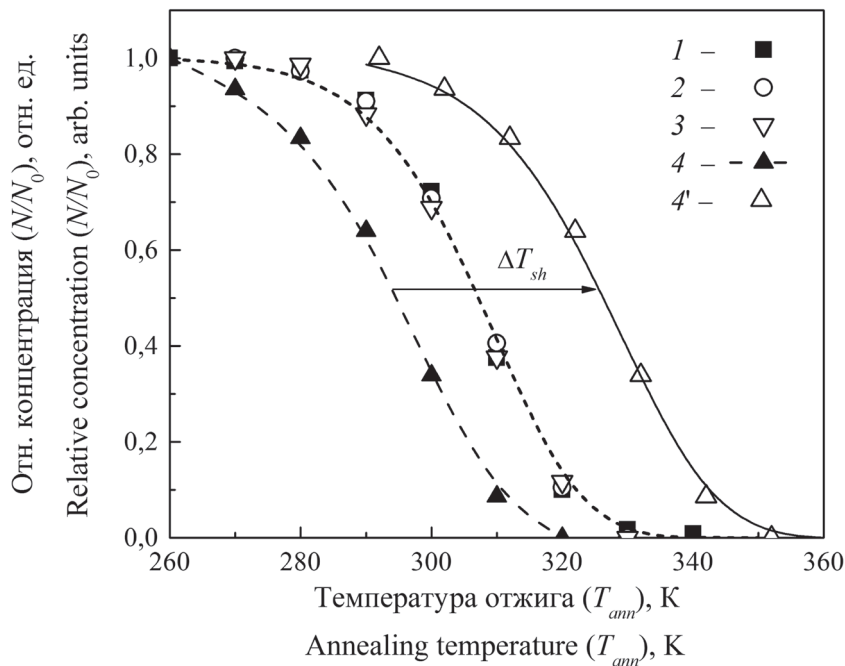


Рис. 4. Поведение DLTS-пики H2 (C_i) при термическом (кривые 1–3) и СПТ (кривые 4, 4') отжигах: кривая 4 построена с учетом того, что температура образца совпадает с температурой измерительной ячейки; кривая 4' – это перестроенная кривая 4 с учетом температурного сдвига, связанного с саморазогревом диодов при пропускании прямого тока; кривая 1 относится к диодам с удельным сопротивлением базы $10 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ (тип 1); кривая 2 – к диодам с удельным сопротивлением базы $50 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ (тип 2); кривая 3 соответствует диодам с удельным сопротивлением базы $250 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ (тип 3)

Fig. 4. Thermal (curves 1–3) and FCE (curves 4 and 4') annealing behavior of H2 DLTS-peak (C_i): curve 4 has been plotted with the use of a measuring cell temperature; curve 4' is the same curve 4 re-plotted taking into account the temperature shift related to the diode self-heating during forward current injection; curve 1 is related to the $10 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$ diode base (set 1); and curve 2 and 3 are related to the $50 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$ (set 2) and $250 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$ (set 3) base, respectively

диодов, а все типы используемых диодов были изготовлены в ходе одного и того же технологического процесса.

При построении кривых изохронного СПТ отжига необходимо использовать коррекцию температуры отжига вследствие эффекта саморазогрева (см. рис. 4, кривые 4 и 4'). Как видно, такая коррекция приводит к качественному изменению результатов действия прямого тока на отжиг C_i . Если на основании данных, полученных без использования коррекции, мы можем говорить о незначительном увеличении скорости отжига в результате действия инжектируемых носителей, то, на самом деле, следует сделать вывод, что в прямо смещенном диоде скорость отжига C_i замедляется, что обусловлено изменением предэкспоненциального фактора в выражении для скорости отжига при неизменном значении энергии активации отжига ($E_a \cong 0,77$ эВ).

В целом влияние прямого тока на скорость отжига C_i следует признать незначительным. Так, по сравнению с отжигом B_iO_i , когда температура отжига понижалась более чем на 150 К, для C_i изменение температуры отжига составляло всего лишь ~ 15 К при тех же плотностях прямого тока.

Обсуждение. Как следует из полученных нами данных, наибольшей чувствительностью к инжекции неосновных носителей заряда обладают ловушки, идентифицированные ранее как Si_i , которым может быть приписан уровень $E_C - 0,39$ эВ [5]. Скорость их отжига при температуре 79 К составляет $\tau^{-1} = 0,18$ с $^{-1}$ при плотности прямого тока через диод $J_f = 0,016$ А/см 2 . Эта скорость выглядит аномально высокой не только по сравнению с комплексом B_iO_i , но и с другими изолированными междоузельными атомами (B_i и Al_i). Так, согласно данным работы [7], скорость отжига B_i при тех же условиях должна быть на несколько порядков ниже ($< 10^{-5}$ с $^{-1}$). То есть атомы B_i в результате СПТ отжига Si_i должны были бы оставаться неподвижными. Тем не менее в спектрах MC-DLTS наблюдается ловушка E1 (см. рис.1, кривая 4), которая связана с B_iO_i . Этот факт ставит под сомнение предположение о том, что в процессе α -облучения все междоузельные атомы кремния остаются неподвижными. Поэтому в дальнейшем будем предполагать наличие как подвижных, так и связанных форм атомов Si_i . Последние мы будем обозначать Si_i^* . Это могут быть либо какие-то комплексы Si_i , либо междоузельные атомы кремния в конфигурации с высоким потенциальным барьером для миграции.

Обращает на себя внимание очень большое изменение энергии активации отжига Si_i^* . Так, если термический отжиг характеризуется энергией активации отжига 1,2–1,3 эВ [6], то энергия активации СПТ отжига практически близка к нулю. Весьма малая энергия активации СПТ отжига наблюдается также и для B_i [7]. Однако для B_i понижение барьера миграции не столь высоко, поскольку энергия активации термического отжига составляет всего лишь 0,6 эВ [7]. Для B_iO_i понижение энергии активации отжига также весьма велико $\Delta E_a = 0,9$ –1,0 эВ. Такое же большое понижение барьера для миграции в процессе СПТ отжига было обнаружено для междоузельного алюминия (Al_i) [8].

Междоузельные атомы углерода выглядят явным исключением среди других дефектов такого типа. По нашему мнению, качественное отличие C_i от других междоузельных дефектов проявляется и в его энергетической структуре. Рассмотрим эти отличия более подробно. Уровни энергии междоузельного углерода хорошо известны: $E(0/-) = E_C - 0,12$ эВ и $E(0/+) = E_V + 0,28$ эВ, так же, как и уровни B_i [15]. Отличие между C_i и B_i заключается в том, что первый дефект является positive-U, а второй – negative-U центром. Как показано нами экспериментально, комплекс B_iO_i также имеет инверсный порядок следования уровней заполнения. Этот вывод не противоречит результатам теоретических расчетов [16]. Так, во-первых, наличие акцепторного уровня у комплекса у B_iO_i следует из теоретических расчетов, проведенных в работе [16]. При этом, согласно [16], уровень $E(-/0)$ комплекса B_iO_i расположен в том же интервале энергий, в котором находится и донорный уровень $E(0/+)$ этого комплекса. И во-вторых, было также обнаружено наличие у комплекса двух конфигураций, одна из которых, являющаяся более стабильной при комнатной температуре, имеет инверсный порядок следования уровней заполнения.

Теоретические расчеты также предсказывают инверсный порядок следования уровней заполнения и у собственных междоузельных атомов кремния [17]. Менее определенными являются экспериментальные и теоретические данные об энергетической структуре Al_i . Известно, что

этот центр имеет уровень $E(+/\++) = E_v + 0,17$ эВ [8]. Положение второго уровня $E(0/+)$ неизвестно. Тем не менее существуют косвенные признаки возможного инверсного порядка следования уровней заполнения и у Al_i . Один из таких признаков – существование довольно высокого потенциального барьера захвата дырок Al_i^{++} . Согласно данным работы [8], этот барьер равен $\sim 0,08$ эВ. Наличие барьера для захвата носителей заряда характерно для других negative-U центров кремния. Так, для захвата электронов междоузельным бором также требуется преодоление барьера $\sim 0,08$ эВ [15]. Еще более высоким барьером характеризуются бистабильные термодоноры [18]. Кроме этого, следует упомянуть [19], где миграция Al_i рассматривалась теоретически. В этой работе была выдвинута гипотеза, что весьма большое понижение энергии барьера при рекомбинационно-стимулированной миграции связано с двухэлектронным захватом неравновесных носителей заряда, сопровождающимся значительной перестройкой энергетического спектра Al_i . То есть и для Al_i имеет место сильная решеточная релаксация, приводящая, возможно, к изменению порядка следования уровней заполнения.

Таким образом, можно сделать вывод, что C_i , в отличие от ряда других междоузельных дефектов в кремнии, обладает жесткой атомной структурой. Меньшая жесткость Si_i , B_i , Al_i и B_iO_i проявляется как в структуре их энергетических уровней, так и во влиянии возбуждения электронной подсистемы на дефектные реакции с их участием.

Практический интерес представляют данные о влиянии пост-радиационной обработки на радиационное повреждение *p*-Si в результате α -облучения. По-видимому, использование СПТ отжига может повысить радиационную стойкость легированного бором кремния при низкоинтенсивном облучении тяжелыми заряженными частицами.

Заключение. Использование α -облучения позволило получить новые данные о реакциях дефектов междоузельного типа в кристаллах кремния, легированных бором. Установлено, что инжекция электронов в область *p*-типа не приводит к ускорению отжига междоузельного углерода. Обнаружена корреляция между энергетической структурой междоузельных дефектов и влиянием инжекции электронов на реакции с их участием.

Список использованных источников

1. Емцев, В. В. Примеси и точечные дефекты в полупроводниках / В. В. Емцев, Т. В. Машовец; под ред. С. М. Рывкина. – М.: Радио и связь. – 1981. – 248 с.
2. Watkins, G. D. Intrinsic defects in silicon / G. D. Watkins // *Materials science in semiconductor processing*. – 2000. – Vol. 3, № 4. – P. 227–235.
3. Interstitial defect reactions in silicon / L. C. Kimerling [et al.] // *Mater. Sci. Forum*. – 1989. – Vol. 38/41. – P. 141–150.
4. Asghar, M. Study of alpha-radiation-induced deep levels in p-type silicon / M. Asghar, M. Z. Iqbal, N. Zafar // *J. Appl. Phys.* – 1993. – Vol. 73, № 9. – P. 4240–4247.
5. Mukashev, B. N. Self-interstitials in silicon irradiated with light ions / B. N. Mukashev, K. A. Abdullin, Y. V. Gorelinskii // *Phys. Status Solidi A*. – 1998. – Vol. 168, № 1. – P. 73–85.
6. Kinetics of self-interstitials reactions in p-type silicon irradiated with alpha particles / L. F. Makarenko [et al.] // *Phys. B: Condens. Matter*. – 2012. – Vol. 407, № 15. – P. 3016–3019.
7. Troxell, J. R. Interstitial boron in silicon: A negative-U system. / J. R. Troxell, G. D. Watkins // *Phys. Rev. B*. – 1980. – Vol. 22, № 2. – P. 921–931.
8. Recombination-enhanced migration of interstitial aluminum in silicon / J. R. Troxell [et al.] // *Phys. Rev. B*. – 1979. – Vol. 19, № 10. – P. 5336–5348.
9. Forward current enhanced elimination of the radiation induced boron-oxygen complex in silicon *n*+–*p* diodes / L. F. Makarenko [et al.] // *Phys. Status Solidi A*. – 2014. – Vol. 211, № 11. – P. 2558–2562.
10. Reactions of interstitial carbon with impurities in silicon particle detectors / L. F. Makarenko [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2007. – Vol. 101, № 11. – P. 113537 (6 pp.).
11. Kimerling, L. C. Defect states in proton-bombarded silicon at $T < 300$ K / L. C. Kimerling, W. M. Gibson, P. Blood // *Defects and radiation effects in semiconductors, 1978* / ed. J. H. Albany. – London; Bristol: Institute of Physics, 1979. – Ser. № 46. – P. 273–280.
12. Formation and annealing of boron-oxygen defects in irradiated silicon and silicon-germanium *n*+–*p* structures / L. F. Makarenko [et al.] // *AIP Conf. Proc.* – 2014. – Vol. 1583, № 1. – P. 123–126.
13. Feklisova, O. V. Annealing kinetics of boron-containing centers in electron-irradiated silicon / O. V. Feklisova, N. A. Yarykin, J. Weber // *Semiconductors*. – 2013. – Vol. 47, № 2. – P. 228–231.
14. Formation and annealing of metastable (interstitial oxygen)-(interstitial carbon) complexes in *n*- and *p*-type silicon / L. F. Makarenko [et al.] // *Semiconductors*. – 2014. – Vol. 48, № 11. – P. 1456–1462.

15. Harris, R. D. Negative-U defect: Interstitial boron in silicon / R. D. Harris, J. L. Newton, G. D. Watkins // *Phys. Rev. B*. – 1987. – Vol. 36, № 2. – P. 1094–1104.
16. First-principles investigation of a bistable boron-oxygen interstitial pair in Si / A. Carvalho [et al.] // *Phys. Rev. B*. – 2006. – Vol. 73, № 24. – P. 245210 (7 pp.).
17. The self-interstitial in silicon and germanium / R. Jones [et al.] // *Mat. Sci. Eng., B*. – 2009. – Vol. 159/160. – P. 112–116.
18. Makarenko, L. F. On the cross section of electron capture into the deep state of thermal U– donors in Si / L. F. Makarenko // *Phys. Status Solidi A*. – 1988. – Vol. 106, № 2. – P. K153–K155.
19. Baraff, G. A. Theory of enhanced migration of interstitial aluminum in silicon / G. A. Baraff, M. Schluter, G. Allan // *Phys. Rev. Lett.* – 1983. – Vol. 50, № 10. – P. 739–742.

References

1. Emtsev V. V., Mashovets T. V., Ryvkin S. M. (ed.). *Impurities and point defects in semiconductors*. Moscow, Radio i svyaz' Publ., 1981. 248 p. (in Russian).
2. Watkins G. D. Intrinsic defects in silicon. *Materials Science In Semiconductor Processing*, 2000, vol. 3, no. 4, pp. 227–235. Doi: 10.1016/S1369-8001(00)00037-8.
3. Kimerling L. C., Asom M. T., Benton J. L., Drevinsky P. J., Caefer, C. E. Interstitial defect reactions in silicon. *Materials Science Forum*, 1989, vol. 38–41, pp. 141–150. Doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.38-41.141
4. Asghar M., Iqbal M. Z., Zafar N. Study of alpha-radiation-induced deep levels in p-type silicon. *Journal of Applied Physics*, 1993, vol. 73, no. 9, pp. 4240–4247. Doi: 10.1063/1.352803
5. Mukashev B. N., Abdullin K. A., Gorelkinskii Y. V. Self-interstitials in silicon irradiated with light ions. *Physica Status Solidi A*, 1998, vol. 6, no. 1, pp. 73–85. Doi: 10.1002/(sici)1521-396x(199807)168:1<73::aid-pssa73>3.0.co;2-5
6. Makarenko L. F., Moll M., Evans-Freeman J. H., Lastovskii S. B., Murin L. I., Korshunov F. P. Kinetics of self-interstitials reactions in p-type silicon irradiated with alpha particles. *Physica B: Condensed Matter*, 2012, vol. 407, no. 15, pp. 3016–3019. Doi: 10.1016/j.physb.2011.08.101
7. Troxell J. R., Watkins, G. D. Interstitial boron in silicon: A negative-U system. *Physical Review B*, 1980, vol. 22, no. 2, pp. 921–931. Doi: 10.1103/PhysRevB.22.921
8. Troxell J. R., Chatterjee A. P., Watkins G. D., Kimerling L. C. Recombination-enhanced migration of interstitial aluminum in silicon. *Physical Review B*, 1979, vol. 19 no. 10, pp. 5336–5348. Doi: 10.1103/PhysRevB.19.5336
9. Makarenko L. F., Lastovskii S. B., Yakushevich H. S., Moll M., Pintilie I. Forward current enhanced elimination of the radiation induced boron-oxygen complex in silicon n+–p diodes. *Physica Status Solidi A*, 2014, vol. 211, no. 11, pp. 2558–2562. Doi: 10.1002/pssa.201431315
10. Makarenko L. F., Moll M., Korshunov F. P., Lastovski S. B. Reactions of interstitial carbon with impurities in silicon particle detectors. *Journal of Applied Physics*, 2007. vol. 101, no. 11, pp. 113537 (1–6). Doi: 10.1063/1.2745328
11. Kimerling L. C., Gibson W. M., Blood P. Defect states in proton-bombarded silicon at $T < 300$ K. Albany J. H. (ed.). *Defects and radiation effects in semiconductors*. London; Bristol, Institute of Physics, 1979, Ser. № 46, pp. 273–280.
12. Makarenko L. F., Lastovskii S. B., Korshunov F. P., Moll M., Pintilie I., Abrosimov N. V. Formation and annealing of boron-oxygen defects in irradiated silicon and silicon-germanium n+–p structures. *AIP Conference Proceedings*, 2014, vol. 1583, no. 1, pp. 123–126. Doi: 10.1063/1.4865618
13. Feklisova O. V., Yarykin N. A., Weber, J. Annealing kinetics of boron-containing centers in electron-irradiated silicon. *Semiconductors*, 2013, vol. 47, no. 2, pp. 228–231. Doi: 10.1134/S1063782613020085
14. Makarenko L. F., Korshunov F. P., Lastovskii S. B., Murin L. I., Moll M., Pintilie I. Formation and annealing of metastable (interstitial oxygen)-(interstitial carbon) complexes in n- and p-type silicon. *Semiconductors*, 2014, vol. 48, no. 11, pp. 1456–1462. Doi: 10.1134/S1063782614110141
15. Harris R. D., Newton J. L., Watkins G. D. Negative-U defect: Interstitial boron in silicon. *Physical Review B*, 1987, vol. 36, no. 2, pp. 1094–1104. Doi: 10.1103/PhysRevB.36.1094
16. Carvalho A., Jones R., Sanati M., Estreicher S. K., Coutinho J., Briddon, P. R. First-principles investigation of a bistable boron-oxygen interstitial pair in Si. *Physical Review B*, 2006, vol. 73, no. 24, pp. 245210 (1–7). Doi: 10.1103/PhysRevB.73.245210
17. Jones R., Carvalho A., Goss J. P., Briddon P. R. The self-interstitial in silicon and germanium. *Materials Science and Engineering: B*, 2009, vol. 159–160, pp. 112–116. Doi: 10.1016/j.mseb.2008.09.013
18. Makarenko L. F. On the cross section of electron capture into the deep state of thermal U– donors in Si. *Physica Status Solidi A*, 1988, vol. 106, no. 2, pp. K153–K155. Doi: 10.1002/pssa.2211060248
19. Baraff G. A., Schluter M., Allan G. Theory of enhanced migration of interstitial aluminum in silicon. *Physical Review Letters*, 1983, vol. 50, no. 10, pp. 739–742. Doi: 10.1103/PhysRevLett.50.739

Информация об авторах

Макаренко Леонид Федорович – кандидат физико-математических наук, доцент, Белорусский государственный университет (пр. Независимости, 4, 220030, г. Минск, Республика Беларусь). E-mail: makarenko@bsu.by

Information about the authors

Leonid F. Makarenko – Ph. D. (Physics and Mathematics), Assistant Professor, Belarusian State University (4, Nezavisimosti Ave., 220030, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: makarenko@bsu.by

Ластовский Станислав Брониславович – кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией, ГНПО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению» (ул. П. Бровки, 19, 220072, г. Минск, Республика Беларусь). E-mail: lastov@ifftp.bas-net.by

Якушевич Анна Сергеевна – младший научный сотрудник, ГНПО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению» (ул. П. Бровки, 19, 220072, г. Минск, Республика Беларусь). E-mail: yakushevich@ifftp.bas-net.by

Молл Майкл – доктор философии (физика), руководитель проекта, EP Department (CERN EP-DT, CH-1211 Geneva 23, Switzerland). E-mail: michael.moll@cern.ch

Пинтилие Иоана – доктор философии (физика), старший научный сотрудник, Национальный институт физики материалов (Atomistilor Str., No. 405A PO Box MG 7, 077125, Magurele, Romania). E-mail: ioana_bcf@yahoo.com

Stanislav B. Lastovskii – Ph. D. (Physics and Mathematics), Head of the Laboratory, SSPA “Scientific-Practical Materials Research Centre of NAS of Belarus” (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: lastov@ifftp.bas-net.by

Hanna S. Yakushevich – Junior Researcher, SSPA “Scientific-Practical Materials Research Centre of NAS of Belarus” (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: yakushevich@ifftp.bas-net.by

Michael Moll – Ph. D. (Physics), Project Leader, EP Department (CERN EP-DT, CH-1211 Geneva 23, Switzerland). E-mail: michael.moll@cern.ch

Ioana Pintilie – Ph. D. (Physics), Senior Researcher, National Institute of Materials Physics (Atomistilor Str., No. 405A PO Box MG 7, 077125, Magurele, Romania) E-mail: ioana_bcf@yahoo.com