

Процессы дефектообразования в кремнии, легированном марганцем и германием

© К.П. Абдурахманов, Ш.Б. Утамурадова, Х.С. Далиев, С.Г. Таджи-Аглаева, Р.М. Эргашев

Научно-исследовательский институт прикладной физики им. Мирзо Улугбека, 700095 Ташкент, Узбекистан

(Получена 9 октября 1997 г. Принята к печати 3 ноября 1997 г.)

С помощью нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней исследовано влияние атомов Ge на поведение Mn в Si. Показано, что атомы Ge, введенные в Si в процессе выращивания, не проявляют электрической активности, хотя их концентрация достаточно высокая: $10^{16} \div 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Установлено, что наличие атомов Ge в решетке Si приводит к увеличению эффективности образования глубоких уровней $E_c - 0.42 \text{ эВ}$ и $E_c - 0.54 \text{ эВ}$, связанных с Mn в решетке Si: концентрация этих глубоких уровней в образцах Si(Ge, Mn) в 3–4 раза выше, чем в Si(Mn). Обнаружено, что присутствие атомов Ge стабилизирует свойства уровней Mn в Si: их отжиг происходит в 5–6 раз медленнее, чем в Si(Mn). Предполагается, что обнаруженные эффекты связаны с особенностями дефектной структуры Si, легированного Ge и Mn.

Известно [1], что атомы переходящих элементов в Si благодаря большому коэффициенту диффузии обладают высокой подвижностью. Способность этих атомов к миграции в решетке Si приводит к их термической нестабильности. Кроме того, известно, что присутствие изовалентных примесей (ИВП) в объеме Si повышает его термостабильность и радиационную стойкость [2,3]. Поэтому нами было исследовано влияние атомов ИВП (Ge) на энергетический спектр глубоких уровней (ГУ), создаваемых Mn, и на поведение его атомов с помощью нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS).

Для экспериментов использовались образцы Si *n*- и *p*-типа проводимости, легированные Ge в процессе выращивания, с удельным сопротивлением $5 \div 100 \text{ Ом} \cdot \text{см}$, с ориентацией в направлении [111]. В качестве контрольных использовались образцы *n*- и *p*-Si, выращенные методом Чохральского, с концентрацией оптически активного кислорода $6 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, со значениями удельного сопротивления ρ , близкими к значениям ρ образцов Si(Ge).

Для изучения межпримесного взаимодействия атомов Mn и Ge образцы Si, легированные Ge при выращивании, дополнительно легировались Mn диффузионным методом. Технология диффузионного введения Mn в Si детально изложена нами в работах [4,5]. Для проведения емкостных измерений создавались диодные структуры путем напыления Au в вакууме для создания барьера Шоттки к Si *n*-типа и напыления Sb — в качестве омического контакта. К Si *p*-типа проводимости барьером Шоттки служила Sb, омическим контактом — Au.

Спектры DLTS измерялись в режиме постоянного напряжения в интервале $77 \div 300 \text{ К}$, с отношением окон скоростей эмиссии $t_2 = 3t_1$. Методика измерения и обработки спектров DLTS описана нами в ряде работ [5,6]. В образцах *n*- и *p*-Si, легированных Ge при выращивании, предварительно были измерены спектры DLTS (до введения атомов Mn). Анализ результатов этих измерений показал, что в образцах Si(Ge) не обнаружено каких-либо ГУ в заметной концентрации. Дополнительные эксперименты, проведенные с помощью

нейтронно-активационного анализа, свидетельствуют о наличии атомов Ge в решетке Si в довольно высоких концентрациях $10^{16} \div 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Эти данные показывают, что атомы Ge в решетке Si не проявляют электрической активности.

Измерения спектров DLTS образцов *p*-Si(Ge) и *n*-Si(Ge), диффузионно-легированных Mn, показали, что наличие атомов Ge в решетке Si оказывает существенное влияние на процессы дефектообразования. Анализ спектров DLTS (рис. 1) показывает, что в присутствии атомов Ge увеличивается эффективность образования глубоких уровней, связанных с атомами Mn в решетке Si. Ранее нами было показано, что диффузионное введение Mn в Si приводит к образованию ряда ГУ [4,5] с энергиями: $E_c - 0.20 \text{ эВ}$, $E_c - 0.42 \text{ эВ}$ и $E_c - 0.54 \text{ эВ}$ (рис. 1, кривая 1). Было установлено, что с Mn в кремнии связаны 2 последних уровня, а именно ГУ $E_c - 0.42 \text{ эВ}$, обусловленный изолированными атомами Mn в состоянии Mn^0 , и ГУ $E_c - 0.54 \text{ эВ}$, связанный с парамагнитными кластерами $(\text{Mn}^0)_4$. Уровень $E_c - 0.20 \text{ эВ}$, вероятно, связан с дефектом термообработки, поскольку ГУ с аналогичными параметрами наблюдается и в контрольных образцах (термообработанных в отсутствие Mn).

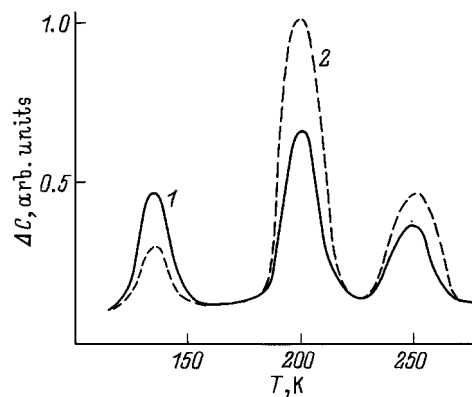


Рис. 1. Типичные спектры DLTS образцов: 1 — *n*-Si(Mn), 2 — *n*-Si(Ge, Mn).

Анализ и сопоставление результатов измерений спектров DLTS в образцах Si⟨Mn⟩ и Si⟨Ge, Mn⟩ показывают, что эффективность образования ГУ с энергиями $E_c - 0.42$ эВ и $E_c - 0.54$ эВ в присутствии атомов Ge значительно выше: концентрация этих уровней в образцах Si⟨Ge, Mn⟩ в 3–4 раза выше, чем в образцах Si⟨Mn⟩.

Отметим, что наличие Ge в решетке Si не оказывает существенного влияния на параметры уровней Mn в Si (энергию ионизации ГУ и сечения захвата носителей на уровни). При этом энергетический спектр глубоких уровней в образцах Si⟨Ge, Mn⟩ не отличается от образцов Si⟨Mn⟩ (рис. 1, 2).

Обнаруженное увеличение концентрации ГУ, связанных с Mn в Si, можно, вероятно, объяснить тем, что атомы Ge, введенные в Si в довольно высокой концентрации, занимают все стоки и другие несовершенства решетки Si. Известно [6], что существует разница в 1.5–2 порядка между величиной предельной растворимости Mn в Si и концентрацией электрически активных атомов Mn. Предполагается, что это различие связано с осаждением некоторой части введенных атомов Mn на каких-либо неактивных стоках или связыванием Mn в нейтральные комплексы. Наличие же атомов Ge, занявших эти строки, увеличивает долю электрически активных атомов Mn в Si. Отметим, что наличие атомов Ge в решетке Si препятствует образованию термических дефектов. Из сопоставления кривых 2 и 3 на рис. 1 следует, что эффективность образования уровня с энергией $E_c - 0.20$ эВ, обусловленного термообработкой, гораздо ниже в образцах *n*-Si⟨Ge⟩ по сравнению с контрольным *n*-Si. Этот факт подтверждает данные авторов [2,3].

Глубокие уровни, создаваемые Mn в Si, как было установлено нами ранее [7], нестабильны даже при комнатной температуре. Поэтому было интересно исследовать кинетику низкотемпературного отжига ГУ, связанных с атомами Mn, в присутствии в решетке Si примеси Ge в различной концентрации. С этой целью нами было изучено влияние изотермического отжига в интервале

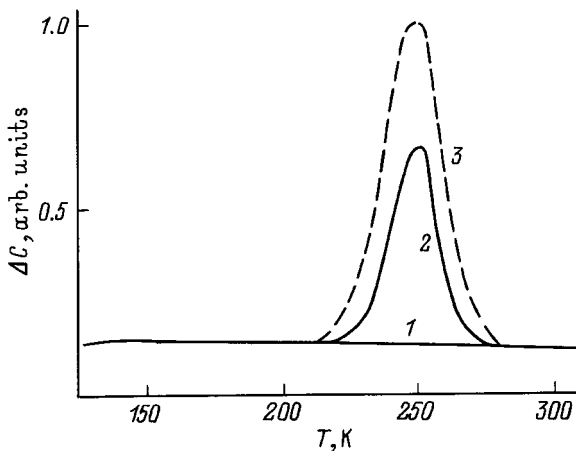


Рис. 2. Спектры DLTS образцов: 1 — *p*-Si⟨Ge⟩, 2 — *p*-Si⟨Mn⟩, 3 — *p*-Si⟨Ge, Mn⟩.

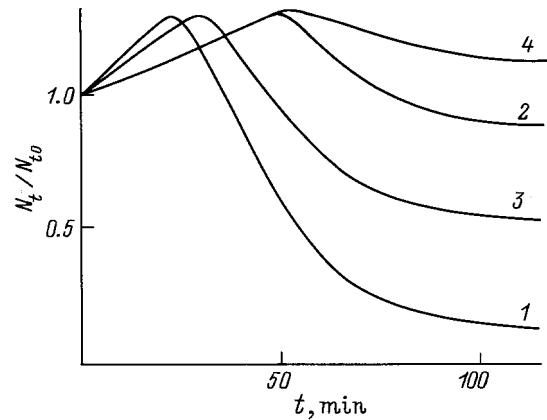


Рис. 3. Кинетика низкотемпературного отжига ($T = 130^\circ\text{C}$) глубоких уровней в образцах: 1, 2 — *n*-Si⟨Mn⟩, 3, 4 — *n*-Si⟨Ge, Mn⟩.

температур $100 \div 200^\circ\text{C}$ на поведение атомов Mn в образцах *n*-Si⟨Ge, Mn⟩.

Типичные спектры DLTS образцов *n*-Si⟨Mn⟩ и *n*-Si⟨Se, Mn⟩, подвергнутых изотермическому отжигу при 130°C , приведены на рис. 3 (кривые 1–4). Из этого рисунка следует, что отжиг ГУ с энергией $E_c - 0.42$ эВ, связанного с изолированными атомами Mn^0 (кривая 1), происходит довольно быстро, и в течение 1 ч глубокие уровни почти полностью отжигаются. Уровень $E_c - 0.54$ эВ (кривая 2), связанный с кластерами из четырех нейтральных атомов Mn, характеризуется большей стабильностью, отжиг его происходит значительно медленнее. Анализ кинетических кривых на рис. 3 показывает, что в присутствии атомов Ge в объеме Si низкотемпературный отжиг глубоких центров Mn (кривые 3 и 4) происходит медленнее по сравнению с образцами Si⟨Mn⟩ (кривые 1 и 2) в 5–6 раз.

Таким образом, атомы Ge, не проявляя электрической активности в Si, повышают эффективность образования глубоких центров, связанных с Mn в Si, и стабилизируют свойства этих центров.

Список литературы

- [1] Э.М. Омеляновский, В.И. Фистуль. *Примеси переходных металлов в полупроводниках* (М., Металлургия, 1983).
- [2] Ю.М. Бабицкий и др. ФТП, **18**, 1241 (1984).
- [3] М.Я. Дашевский и др. Неорг. матер., **24**, вып. 9 (1988).
- [4] К.П. Абдурахманов, Ш.Б. Утамурадова и др. ФТП, **19**, 213 (1985).
- [5] К.П. Абдурахманов, Р.Ф. Витман, Ш.Б. Утамурадова и др. ФТП, **23**, 2227 (1989).
- [6] К.П. Абдурахманов, А.А. Лебедев и др. ФТП, **19**, 1158 (1985).
- [7] А.А. Лебедев, К.П. Абдурахманов и др. В кн.: *Свойства легированных полупроводниковых материалов* (М., Наука, 1990).

Редактор Т.А. Полянская

Processes of defect formation in manganese- and germanium-doped silicon

K.P. Abdurakhmanov, Sh.B. Utamuradova,
Kh.S. Daliev, S.G. Tadjy-Aglaeva, R.M. Ergashev

Scientific-Research Institute for Applied Physics,
700095 Tashkent, Uzbekistan

Abstract The influence of Ge atoms on the behavior of Mn in Si has been investigated by a deep-level transient spectroscopy. It is shown that the Ge atoms doped in Si during crystal growth do not display the electrical activity, though their concentration is sufficiently high $10^{16} - 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. It is established that the availability of Ge atoms in Si lattice results in the increase of efficiency of formation of deep levels (DL) $E_c - 0.54 \text{ eV}$, connected with Mn in Si lattice: the concentration of DL in samples Si⟨Ge, Mn⟩ is 3–4 times more than in Si⟨Mn⟩. It is found out that the presence of atoms Ge stabilizes the properties of Mn levels in Si: their annealing happens 5–6 times slower than in Si⟨Mn⟩. It is assumed that the found out effects are connected with features of defect structure of Mn- and Ge-doped Si.