

## Влияние степени структурного совершенства на спектр глубоких центров в 6H-SiC

© А.А. Лебедев, Д.В. Давыдов, А.С. Трегубова, Е.В. Богданова, М.П. Щеглов, М.В. Павленко

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

(Получена 7 мая 2001 г. Принята к печати 11 мая 2001 г.)

Проведено исследование спектров глубоких центров в слабо легированной подложке 6H-SiC, имеющей области с различным структурным совершенством. Обнаружено, что концентрации большинства глубоких центров не зависят от плотности дислокаций в данной области образца. На основании полученных результатов и литературных данных делается предположение о независимости концентрации кремниевых вакансий от степени структурного совершенства 6H-SiC.

Одной из основных причин, сдерживающих широкий промышленный выпуск приборов на основе подложек SiC, выращенных модифицированным методом Лэли, является недостаточное качество данного материала. Благодаря достигнутым в последние годы успехам удалось значительно уменьшить плотность наиболее нежелательных, с точки зрения приборных применений, структурных дефектов — микропапов [1,2]. По-видимому, в самом ближайшем будущем концентрацию микропапов удастся снизить настолько, что их влияние на характеристики приборов на основе SiC можно будет не учитывать. Теперь на первый план выходят исследования, направленные на уменьшение плотности дислокаций. В работе [3] было показано, что при плотности дислокаций  $\gtrsim 10^3$  на рабочей площади прибора происходит уменьшение пробивного напряжения и рост обратных токов. В то же время вопрос влияния дислокаций на тип и концентрацию глубоких центров (ГЦ) в SiC еще не изучен, хотя ГЦ могут существенно влиять на время жизни неосновных носителей заряда и их диффузионную длину, коэффициент усиления транзисторов и т.д.

Задачей настоящей работы было исследование спектра глубоких центров в зависимости от степени структурного совершенства подложек 6H-SiC.

Для измерений были отобраны слабо легированные подложки, выращенные модифицированным методом Лэли. Структурное совершенство подложек оценивалось методами рентгеновской топографии и дифрактометрии. По топограммам, полученным методом обратного отражения, в подложках были выделены области, сильно различающиеся по структурному совершенству [4]. На рис. 1 представлена топограмма такого образца (отражение  $(10\bar{1}.15)$ ,  $\text{CuK}_\alpha$ -излучение). Она показывает неоднородное распределение структурных дефектов по площади, и можно выделить области как с равномерным распределением базисных дислокаций с плотностью  $< 10^5 \text{ см}^{-2}$ , так и сильно нарушенные, характеризующиеся значительными разориентациями, выстраиванием дислокаций в плотные стенки и наличием большого количества пор.

На поверхности пластин методом магнетронного распыления Ni были сформированы диоды Шоттки (ДШ)  $\varnothing \approx 600 \text{ мкм}$  (рис. 2). В точках ДШ регистрировались дифракционные кривые, характеризующие локальное разупорядочение структуры образца в данной точке. При этом измерения проводились в ДШ, сформированных в областях, явно отличающихся по структурному совершенству. Полуширины кривых отражения ( $\omega$ ) измерялись в двухкристальной схеме на рефлексе  $(00012)$  в  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении. Разброс значений полуширин составил от  $11''$  до  $70''$ , и результаты хорошо соотносятся с топографическими данными (рис. 1).

Измерения по методу *deep level temperature spectroscopy* (DLTS) проводились методом так называемого "токового DLTS" (*i*-DLTS), так как при температурах ниже комнатной последовательное сопротивление образца было слишком велико. На DLTS-спектре были обнаружены 5 типов глубоких центров, три из которых хорошо

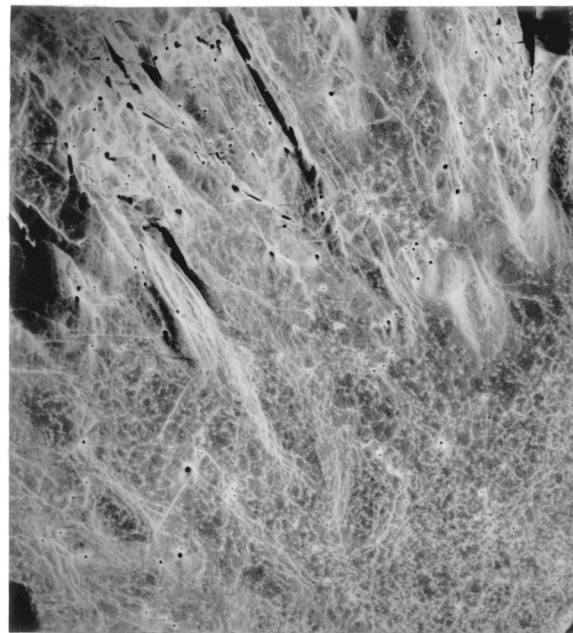


Рис. 1. Рентгеновская топограмма образца 6H-SiC. Отражение  $(10\bar{1}.15)$ ,  $\text{CuK}_\alpha$ -излучение.

Таблица 1. Параметры обнаруженных глубоких уровней

Тип центра	Источник	Энергетическое положение $E_c - E$ , эВ	Сечение захвата электронов $\sigma$ , см <sup>2</sup>	Концентрация, $10^{15}$ см <sup>-3</sup>
$E_1^{0/+}$ ,	[8]	0.28	$> 2.4 \cdot 10^{-15}$	0.1–2
$E_2^{0/+}$	[8]	0.2	$> 5.5 \cdot 10^{-15}$	
$X_1$	[*]	0.305	$10^{-12}$	
$X_2$	[*]	0.206	$4 \cdot 10^{-14}$	
$E_1$	[5]	0.403	$2 \cdot 10^{-13}$	
$E_2$	[5]	0.455	$2 \cdot 10^{-13}$	
$Z_1/Z_2$	[5]	0.65	$4 \cdot 10^{-15}$	
$R$	[7]	1.2	$2 \cdot 10^{-15}$	3

Примечание. \* Настоящая работа.

Таблица 2. Зависимости концентрации центров  $X_1$ ,  $X_2$ ,  $E_1/E_2$  и величины  $N_d - N_a$  от значения  $\omega$ 

Номера диодов Шоттки (см. рис. 2)	$\omega$	$N_d - N_a$ , $10^{15}$ см <sup>-3</sup>	Концентрация глубоких центров, $10^{15}$ см <sup>-3</sup>			
			$N_{X_1}$	$N_{X_2}$	$N_{E_1}$	$N_{E_2}$
7	11''	7.45	–	2	2.1	1.7
2	17''	6.6	$\approx 0.2$	1.3	1.8	1.3
8	17''	8.23	$\approx 0.5$	1.85	2.6	1.9
4	20''	11.6	1.2	$\approx 0.1$	2.1	2.2
6	22''	8.83	1.6	0.8	2.7	2
9	28''	6.6	–	1.4	1.7	1.3
3	53''	8.3	$\approx 0.1$	1.5	3	2.5

известны из литературы:  $E_1/E_2$  [5] (или  $S$ -центр [6,7]),  $Z_1/Z_2$  ( $E_c - 0.65$  эВ) [5] и  $R$  ( $E_c - (1.1 - 1.2)$  эВ) [6,7], и два новых центра  $X_1$  и  $X_2$ . Отметим, что параметры этих двух центров были близки к параметрам уровней  $E_1^{0/+}$  и  $E_2^{0/+}$ , обнаруженных в работе [8]. Согласно предложенной в [8] модели, эти уровни соответствуют донорным состояниям двух негативных "U"-центров, акцепторными состояниями которых являются известные центры  $E_1/E_2$ . Авторы работы [8] также отмечали, что появление сигнала от центров  $E_2^{0/+}$  и  $E_1^{0/+}$  имело место только при использовании времени импульса заполнения  $t \lesssim 300$  нс, а также при освещении образца светом с длиной волны 470 нм, предшествующем импульсу заполнения. Без импульсов подсветки и при  $t \gtrsim 100$  мкс DLTS-сигнал от центров  $E_2^{0/+}$  и  $E_1^{0/+}$  исчезал, а вместо них появлялся пик от центра  $E_0$  ( $E_c - 0.2$  эВ,  $\sigma \approx 1.2 \cdot 10^{-18}$  см<sup>2</sup>). В наших экспериментах освещение отсутствовало, а время импульса заполнения составляло  $t \approx 1$  мс. Таким образом, нельзя говорить об идентичности обнаруженных нами центров  $X_1$  и  $X_2$  и описанных в работе [8] уровней  $E_1^{0/+}$  и  $E_2^{0/+}$ .

Параметры всех обнаруженных центров и разброс значений их концентраций по площади образца представлены в табл. 1.

Значения концентрации центров  $E_1/E_2$ ,  $X_1$  и  $X_2$ , а также концентраций  $N_d - N_a$  в ДШ с различной степенью разупорядоченности кристаллической решетки ( $\omega$ ) пред-

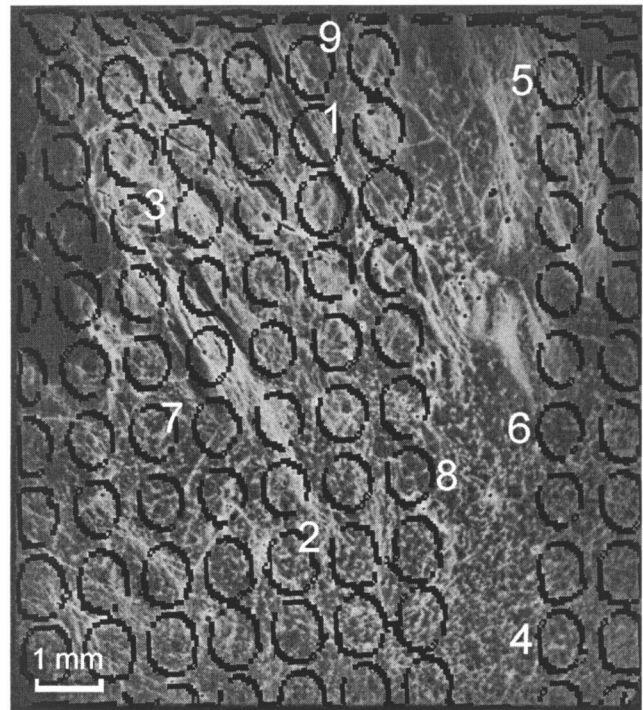


Рис. 2. Карта расположения диодов Шоттки, спроецированная на рентгенофотографическое изображение. Окружности обозначают места нахождения диодов Шоттки на пластине. Номера диодов Шоттки на карте соответствуют номерам в табл. 2.

ставлены в табл. 2. Как следует из полученных данных, зависимость концентрации центров  $E_1/E_2$ ,  $R$ ,  $Z_1/Z_2$  и величины  $N_d - N_a$  от степени структурного совершенства практически не наблюдается, в то время как для концентрации центров  $X_1$  и  $X_2$  мы имеем немонотонную зависимость от величины  $\omega$ , причем их изменение очень существенное (см. табл. 2). Следует отметить, что эти изменения в виде резких скачков шли в противофазе, т.е. при  $\omega \approx 20'' - 22''$  наблюдался максимум концентрации центра  $X_1$  и минимум концентрации центра  $X_2$ , тогда как при  $17''$  и  $53''$  — наоборот, минимум  $X_1$  и максимум  $X_2$ .

Очевидно, что различная степень совершенства структуры кристалла может оказывать влияние на концентрации вакансий кремния и углерода,  $V_{Si}$  и  $V_C$ . Из данных ЭПР известно, что структура центров  $Z_1/Z_2$  и  $R$  представляет дивакансию  $V_{Si} + V_C$  [9–11], а центра  $E_1/E_2$  — комплекс кремниевых вакансий [12]. Поскольку в  $6H$ -SiC концентрация углеродных вакансий в несколько раз выше, чем кремниевых [13], определяющим фактором при образовании всех трех центров будет концентрация  $V_{Si}$ . Так как концентрация данных центров была практически постоянной в разных точках образца, можно говорить о слабой зависимости концентрации  $V_{Si}$  от структурных дефектов.

Объяснение наблюдаемых изменений концентрации центров  $X_1$  и  $X_2$  с ростом полуширины  $\omega$  пока затруднено, так как отсутствуют какие-либо данные о возможной структуре данных центров.

Таким образом, в  $6H$ -SiC обнаружено два новых типа центров  $X_1$  ( $E_c - 0.3$  эВ) и  $X_2$  ( $E_c - 0.2$  эВ), концентрация которых сильно зависит от структурного совершенства кристалла. Для других, более типичных для  $6H$ -SiC глубоких центров —  $R$ ,  $Z_1/Z_2$ ,  $E_1/E_2$  — такая зависимость практически отсутствует. В учете литературных данных о структуре данных центров можно предположить, что изменение плотности дислокаций в  $6H$ -SiC не оказывает влияния на концентрацию кремниевых вакансий в этом материале.

Отсутствие зависимости концентрации наиболее типичных для  $6H$ -SiC глубоких центров от степени структурного совершенства материала имеет практическое значение, так как позволяет более обоснованно сравнивать результаты исследований глубоких центров в различных образцах (или в областях с различным структурным совершенством в пределах одного образца).

## Список литературы

- [1] C.H. Carter, V.F. Tsvetkov, R.C. Glass, D. Henshall, M. Brady, St.G. Muller, O. Kordina, K. Irvine, J.A. Edmond, H.-S. Kong, R. Singh, S.T. Allen, J.W. Palmor. *Mater. Sci. and Eng. B*, **61–62**, 1 (1999).
- [2] C.H. Carter, Jr., R. Glass, M.Brady, D. Malta, D. Henshall, S. Muller, V. Tsvetkov, D. Hodgood, A. Powell. *Abstr. Mater. Sci. Forum V*, **353–356**, 3 (2001).
- [3] Q. Wahab, A. Ellison, A. Henry, E. Janzen, C. Hallin, J.Di. Perzo, R. Martinez. *Appl. Phys. Lett.*, **76**, 2725 (2000).
- [4] Yu.M. Tairov, V.F. Tsvetkov. *J. Cryst. Growth*, **43**, 209 (1978).
- [5] H. Zhang, G. Pensl, A. Dörner, S. Leibenzeder. *Ext. Abstr. Electrochem. Soc. Mtg.* (1989) p. 714.
- [6] M.M. Anikin, A.A. Lebedev, A.L. Syrkin, A.V. Suvorov, A.M. Strel'chuk. *Ext. Abstr. Electrochem. Soc. Mtg.* (1989) p. 699.
- [7] М.М. Аникин, А.Н. Андреев, А.А. Лебедев, С.Н. Пятко, М.Г. Растегаева, Н.С. Савкина, А.М. Стрельчук, А.Л. Сыркин, В.Е. Челноков. *ФТП*, **25**, 328 (1991).
- [8] C.G. Hemmingsson, N.T. Son, E. Janzén. *Appl. Phys. Lett.*, **74**, 839 (1999).
- [9] T. Dalibor, G. Pensl, H. Matsunami et al. *Phys. St. Sol. A*, **162**, 199 (1997).
- [10] А.И. Вейнгер, В.А. Ильин, Ю.М. Таиров, В.Ф. Цветков. *ФТП*, **15**, 1557 (1981).
- [11] А.А. Лебедев, А.И. Вейнгер, Д.В. Давыдов, В.В. Козловский, Н.С. Савкина, А.М. Стрельчук. *ФТП*, **34**, 897 (2000).
- [12] A. Kawasuso, F. Redmann, R. Krause-Rehberg, P. Sperr, Th. Frank, M. Weidner, G. Pensl, H. Itoh. *Abstr. Mater. Sci. Forum V*, **353–356**, 537 (2001).
- [13] Н.Д. Сорокин, Ю.М. Таиров, В.Ф. Цветков, М.А. Чернов. *Кристаллография*, **28**, 910 (1983).

Редактор Т.А. Полянская

## Influence of structural imperfections on the deep center spectrum in low doped 6H-SiC substrates

A.A. Lebedev, D.V. Davydov, A.S. Tregubova, E.V. Bogdanova, M. Pavlenko, M.P. Scheglov

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

**Abstract** A study has been made of deep centers in a low doped  $6H$ -SiC substrate containing volumes of different lattice perfection. It was shown that concentrations of the majority of deep centers has been independent of dislocation density in specific substrate regions. The results obtained and literature data available make it possible to assume that crystal lattice imperfections did not determine silicon vacancy concentration.