

# Исследование параметров глубоких центров в эпитаксиальных слоях *n*-6H SiC, полученных газофазной эпитаксией

© А.А. Лебедев, Д.В. Давыдов

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

(Получена 28 ноября 1996 г. Принята к печати 13 февраля 1997 г.)

Методами емкостной спектроскопии проведено исследование эпитаксиальных слоев 6H-SiC, полученных газофазной эпитаксией. Показано, что в исследованных образцах имеются те же глубокие центры, которые ранее были обнаружены в эпитаксиальных слоях SiC, полученных сублимационной эпитаксией. Однако суммарная концентрация глубоких акцепторов в структурах, изготовленных газофазной эпитаксией, на  $2 \div 3$  порядка меньше, чем в эпитаксиальных пленках, полученных сублимационной эпитаксией при том же значении  $N_d - N_a$ . Высказываются предположения о возможном влиянии условий роста эпитаксиальных слоев на концентрацию и тип образующихся в них дефектов.

## Введение

В последние годы методом газофазной эпитаксии (ГФЭ) были получены достаточно чистые эпитаксиальные пленки ( $N_d \div N_a \approx 10^{13} \div 10^{14} \text{ см}^{-3}$ ), что позволило создать на их основе диодные структуры с напряжением пробоя ( $U_{br}$ ) до нескольких киловольт [1,2]. В то же время рекордные значения  $U_{br}$  были достигнуты на структурах с малыми рабочими площадями ( $\sim 10^{-4} \text{ см}^2$ ), и пробой в них наблюдался при существенно меньших напряжениях, чем это можно было ожидать для критической напряженности электрического поля в слоях с таким значением  $N_d - N_a$ . Ранее было показано, что слои, изготовленные методом ГФЭ, как правило, имеют высокую плотность дислокаций ( $\sim 10^3 \div 10^4 \text{ см}^{-2}$ ), т.е. на 1–2 порядка большую, чем эпитаксиальные слои, полученные сублимационной эпитаксией (СЭ) [3]. Известно также, что центры с глубокими уровнями (ГЦ) могут оказывать существенное влияние на величину напряжения пробоя *p-n*-структур на основе SiC и его температурную зависимость [4]. Таким образом, исследование параметров, компенсирующих ГЦ в слабо легированных слоях карбида кремния на основе ГФЭ, является в настоящее время актуальной задачей.

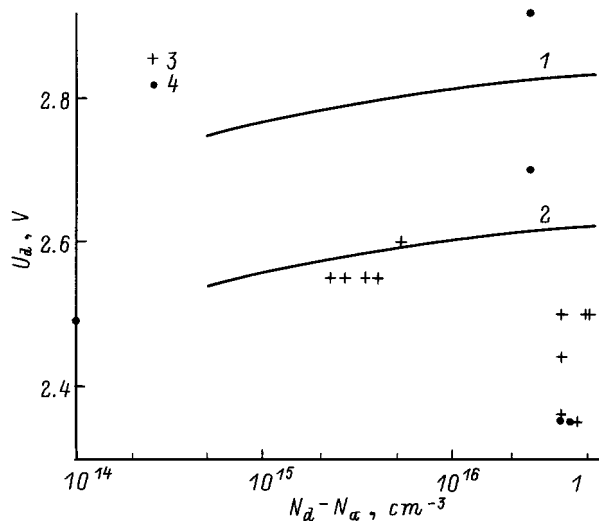
## Методика эксперимента

**Образцы.** Исследовавшиеся в настоящей работе *p-n*-переходы были сформированы на грани (0001) монокристаллических подложек карбида кремния политипа 6H. Были исследованы *p-n*-переходы, изготовленные методом ГФЭ фирмой CREE (США) (ГФЭ *p-n*-структуры), а также структуры, полученные сублимационным выращиванием  $p^+$ -эмиттера на слоях фирмы CREE *n*-типа проводимости [5] (ГФЭ-СЭ *p-n*-структуры).

В обоих случаях легирующей примесью служили Al (*p*-тип) и N (*n*-тип проводимости). Толщина эпитаксиальных слоев *p*-типа составляла  $1 \div 2 \text{ мкм}$ , а толщина слоев *n*-типа —  $5 \div 10 \text{ мкм}$ . Омические контакты формирова-

лись напылением металлических пленок Ni — к слоям *n*-типа и пленок системы [Al + Mo + Au] — к слоям *p*-типа с последующим вжиганием при температурах 1000 и 1900°C соответственно.

**Вольт-фарадные характеристики.** Концентрация нескомпенсированной донорной примеси, а также величина контактной разности потенциалов  $U_d$  определялись методом вольт-фарадных характеристик. Для случая резкого асимметричного *p-n*-перехода величина напряжения емкостной отсечки  $U_c$  определяется экстраполяцией линейной зависимости  $C^{-2} - U$  к  $C^{-2} = 0$ , где  $C$  — дифференциальная емкость *p-n*-перехода, а  $U$  — напряжение на структуре. Величина  $U_c$  связана с контактной разностью потенциалов  $U_d$  соотношением [6]  $U_c = U_d - 2kT/e$ , где  $k$  — постоянная Больцмана,  $T$  — температура. Было обнаружено что, экспериментальная



**Рис. 1.** Зависимости контактной разности потенциалов для 6H-SiC *p-n*-структур от концентрации  $N_d - N_a$  в базе при  $T = 300 \text{ К}$ ; расчетные зависимости при значениях  $E_g$ , эВ: 1 — 3.07, 2 — 2.86. Экспериментальные значения для *p-n*-структур, полученных методами: 3 — газофазной эпитаксии, 4 — ГФЭ совместно с сублимационной эпитаксией.

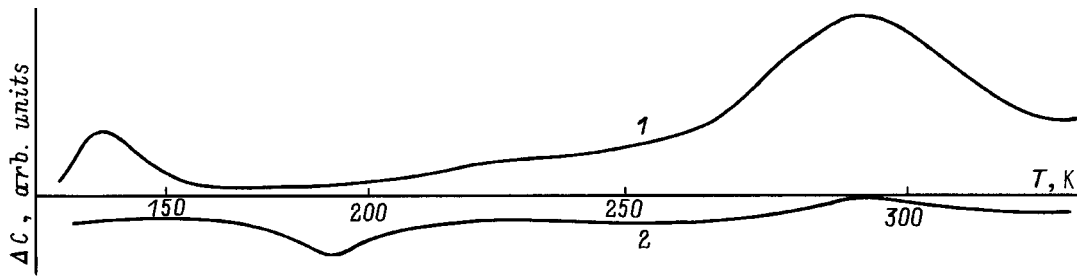


Рис. 2. Типичный DLTS-спектр  $p$ - $n$ -структуры, изготовленной газовой фазной эпитаксией (для параметров спектра  $t_1 = 10$  мс,  $n = 3$ ). Спектр измерялся: 1 — после инжекции дырок через металлургическую границу  $p$ - $n$ -перехода, 2 — без инжекции.

величина концентрации нескомпенсированной донорной примеси ( $N_d - N_a$ ) была равна величине  $N_d - N_a$ , полученной из измерений емкости барьеров Шоттки, которые формировались на поверхности  $n$ -слоя перед ростом  $p^+$ -эмиттера, или величине  $N_d - N_a$ , взятой из спецификации.  $C-U$ -характеристики, построенные в координатах  $C^{-2}-U$  были линейны в исследованном интервале напряжений.

Полученные значения  $U_d$  представлены на рис. 1. На рисунке также построены расчетные зависимости  $U_d = F(N_d - N_a)$  для двух значений ширины запрещенной зоны: 2.86 и 3.07 эВ. Ранее было показано [7], что расчетное значение величины  $U_d$  для  $6H$ -SiC  $p$ - $n$ -структур, полученных различными технологическими методами, находится в лучшем соответствии с экспериментом, если ширина запрещенной зоны  $6H$ -SiC принималась равной  $E_g = 2.86$  эВ. Как видно из рис. 1, подобное соответствие сохранилось также и для ГФЭ и ГФЭ-СЭ  $p$ - $n$ -структур.

## Полученные результаты и их обсуждение

**Глубокие уровни.** Параметры глубоких центров в исследованных  $p$ - $n$ -структурах определялись методами релаксационной спектроскопии глубоких уровней (DLTS) и  $i$ -DLTS [8,9] (рис. 2). В ГФЭ  $p$ - $n$ -структурах были обнаружены в основном те же глубокие уровни, которые ранее обнаруживались в образцах пленок, полученных ГФЭ. Суммарная концентрация обнаруженных глубоких акцепторных центров с энергией  $E_{na}$  была примерно на порядок выше, чем концентрация глубоких доноров.

Ранее было показано, что концентрация ГЦ с энергией активации  $E_{na}$  в СЭ  $p$ - $n$ -структурах, в которых  $N_d - N_a = 10^{17}$  см $^{-3}$ , составляла 10 ÷ 30% от  $N_d - N_a$  [10]. С изменением величины  $N_d - N_a$  в эпитаксиальном слое концентрация ГЦ с энергией  $E_{na}$  также незначительно изменялась: так, при  $N_d - N_a = 10^{18}$  см $^{-3}$  компенсация, вызванная ими, составляла менее 3%, а при  $N_d - N_a = 10^{16}$  см $^{-3}$  наблюдалась перекомпенсация эпитаксиальных слоев. Это обстоятельство затрудняло получение эпитаксиальных слоев с  $N_d - N_a \leq 10^{16}$  см $^{-3}$ . В ГФЭ  $p$ - $n$ -структурах мы наблюдали подобную зависи-

мость центров с энергией  $E_{na}$  от  $N_d - N_a$  (рис. 3). Однако концентрация обнаруженных глубоких акцепторных центров в ГФЭ  $p$ - $n$ -структурах оказалась на 2 ÷ 3 порядка меньше, чем в СЭ структурах с таким же значением  $N_d - N_a$ . Так, перекомпенсация ГФЭ слоев не наступала вплоть до  $N_d - N_a \approx 10^{14}$  см $^{-3}$ .

**Обсуждение результатов.** Максимальную концентрацию в исследованных ГФЭ структурах имели  $i$ -центры и близкие к ним по параметрам и свойствам  $D$ -центры. Ранее наличие  $i$ -центров было обнаружено в кристаллах  $6H$ -SiC, облученных ионами Al и в специально не легированных СЭ слоях SiC [11]. Введение скандия также приводило к образованию в  $6H$ -SiC данного центра и к появлению "дефектной" люминесценции (ДЭЛ) ( $h\nu_{max} \sim 2.35$  эВ) [12]. Было показано, что все характеристики ДЭЛ можно описать на основе донорно-акцепторной рекомбинационной модели: (примесь азота)- $i$ -центр [13]. Известно также, что к появлению ДЭЛ приводит облучение SiC электронами, нейтронами и некоторыми видами ионов [14]. Таким образом, образование  $i$ -центра не связано с каким-либо

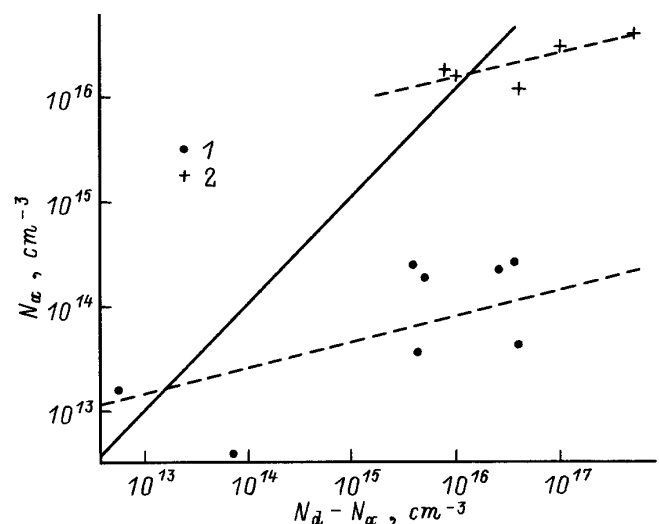


Рис. 3. Зависимость суммарной концентрации глубоких акцепторов от величины  $N_d - N_a$  в эпитаксиальных слоях  $p$ - $n$ -структур, полученных методами: 1 — газовой фазной эпитаксии, 2 — сублимационной эпитаксии. Сплошная линия соответствует концентрации акцепторов, когда  $N_a = 0.5N_d$ .

одним типом примеси, а может быть вызвано разными причинами, в том числе облучением. Это указывает на чисто дефектную природу центра.

В [15] при рентгеновских исследованиях  $p$ - $n$ -структур на основе SiC, полученных по различным технологиям на основе СЭ слоев, было обнаружено, что минимальные полуширины рентгеновских пиков в основном приходятся на образцы с максимальной интенсивностью ДЭЛ (высокой концентрацией  $i$ -центров). Там же было высказано предположение, что образование центров — активаторов ДЭЛ — происходит при релаксации напряжений в эпитаксиальном слое, например в процессе его роста или облучения с последующим отжигом.

Рост ГФЭ слоев SiC происходит при существенно более низких температурах ( $\sim 1500^\circ\text{C}$ ) чем в случае СЭ слоев ( $2000^\circ\text{C}$ ). Таким образом, можно предположить, что при газофазной эпитаксии еще не существует условий для релаксации напряжений через образование  $i$ -центров и других аналогичных дефектов акцепторной природы. Такая релаксация в данном случае может происходить, например, за счет образования большого числа дислокаций. Такое предположение объясняет наблюдавшуюся меньшую концентрацию глубоких акцепторных уровней и большую плотность дислокаций в ГФЭ слоях SiC по сравнению со слоями, полученными сублиминационной эпитаксией.

## Заключение

На основании проведенной работы можно сделать следующие выводы.

1. Расчетное значение контактной разности потенциалов для ГФЭ  $p$ - $n$ -структур, полученное с использованием величины запрещенной зоны  $6H$ -SiC равной 2.86 эВ, лучше соответствует экспериментальным значениям, так же как и для других типов ранее исследованных  $p$ - $n$ -структур на основе SiC.

2. В ГФЭ  $p$ - $n$ -структурах обнаружены глубокие акцепторные уровни, которые были ранее обнаружены в СЭ структурах, однако суммарная концентрация глубоких акцепторов в ГФЭ структурах на  $2 \div 3$  порядка меньше, чем в СЭ структурах с аналогичным значением  $N_d - N_a$ .

Часть работы была выполнена при поддержке Аризонского университета (США) и гранта INTAS 93-543.

## Список литературы

- [1] J.W. Palmor, J.A. Edmond, H.S. Kong, C.H. Carter, Jr. *Physica B*, **185**, 461 (1993).
- [2] O. Kordina, J.P. Bergman, A. Henry, E. Jansen, S. Savage, J. Andre, L.P. Ramberg, U. Lindefelt, W. Hermansson, K. Bergman. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 1561 (1995).
- [3] A.A. Lebedev, A.S. Tregubova, A.A. Glagovskii, M.P. Scheglov, V.E. Chelnokov. *Abstracts E-MRS Conf. June 4-7, Strasbourg, France* (1996) p. A-15.

- [4] A.A. Lebedev, A.M. Strel'chuk, S. Ortolland, C. Raynaud, M.L. Locatelli, D. Planson, J.P. Chante. *Inst. Phys. Conf. (IOP, Bristol, 1996) № 142, Chapter 4*, p. 701.
- [5] N.S. Savkina, A.A. Lebedev, M.G. Rastegaeva, A.M. Strel'chuk, A.A. Mal'tsev, V.E. Chelnokov, N.K. Poletaev. *Inst. Phys. Conf. (IOP, Bristol, 1996) N 142, Chapter 3*, p. 501.
- [6] G.G.B. Garret, W.H. Brattain. *Phys. Rev. B*, **19**, 376 (1970).
- [7] А.А. Лебедев, Д.В. Давыдов, К.И. Игнатьев. *ФТП*, **30**, 1865 (1996).
- [8] D.V. Lang. *J. Appl. Phys.*, **45**, 3023 (1974).
- [9] Н.И. Кузнецов. *ПТЭ*, N 6, 163 (1990).
- [10] А.А. Лебедев, V.E. Chelnokov. *Diamond films and Related Mater.*, **3**, 1393 (1994).
- [11] М.М. Аникин, А.А. Лебедев, А.Л. Сыркин, А.В. Суворов. *ФТП*, **19**, 114 (1985).
- [12] В.С. Баландович. *ФТП*, **25**, 287 (1992).
- [13] А.Н. Андреев, М.М. Аникин, А.А. Лебедев, Н.К. Полетаев, А.М. Стрельчук, А.Л. Сыркин, В.Е. Челноков. *ФТП*, **28**, 729 (1994).
- [14] В.В. Макаров, Н.Н. Петров. *ФТТ*, **8**, 1272 (1966).
- [15] А.А. Лебедев, М.П. Щеглов, Т.В. Соколова. *Письма ЖТФ*, **16**, 49 (1995).

Редактор Т.А. Полянская

## Investigation of the deep centers parameters in SiC epilayers grown by chemical vapor deposition.

A.A. Lebedev, D.V. Davydov.

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

**Abstract**  $6H$ -SiC epilayers, grown by chemical vapor deposition (CVD) have been investigated by the capacitance spectroscopy method. It was shown that in these epilayers are the same deep levels as those found in epilayers grown by sublimation epitaxy. But the total concentration of deep acceptors in CVD epilayers are by 2–3 orders less than in epilayers grown by sublimation epitaxy. The influence of growth conditions on the type and concentration of defects in epilayers is discussed.