

# Дефекты кристаллической структуры и холловская подвижность электронов в слоях Si:Er/Si, выращенных методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии

© В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова, В.Н. Шабанов, А.П. Касаткин,  
С.В. Седова, Г.А. Максимов, З.Ф. Красильник\*, Е.В. Демидов\*

Научно-исследовательский физико-технический институт  
Нижегородского Государственного университета им. Н.И. Лобачевского,  
603950 Нижний Новгород, Россия

\* Институт физики микроструктур Российской академии наук,  
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: lab10@phys.unn.runet.ru

Определена холловская подвижность электронов и металлографическим методом исследована плотность дефектов кристаллической структуры в слоях Si:Er, выращенных при температурах 520–580°C с помощью сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии. Введение эрбия в слой Si до концентрации  $\sim 5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  не сопровождалось увеличением плотности дефектов, но приводило к значительному уменьшению подвижности электронов.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 01-02-16439, 02-02-16773) и Минпромнауки РФ (госконтракты № 40.020.I.II.161, 40.020.I.II.159).

## 1. Введение

В связи с обнаружением фото- и электролюминесценции (ФЛ и ЭЛ) в структурах Si:Er/Si в диапазоне 1.5–1.6  $\mu\text{m}$  возникла потребность в более детальном изучении их свойств и исследовании возможностей разных методов получения структур.

Ионная имплантация Er [1–4] — наиболее распространенный способ получения люминесцирующих структур Si. Хорошо известно использование методов молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [5,6] и сублимационной МЛЭ (СМЛЭ) [7,8].

Важным параметром, характеризующим качество кристалла, является плотность дефектов кристаллической структуры. Можно ожидать, что слои, имплантированные ионами эрбия с большими энергиями, содержат значительную плотность дефектов, в частности  $10^8$ – $10^{10} \text{ cm}^{-2}$  дислокаций [3]. Исследование дефектов в СМЛЭ-слоях — одна из целей настоящей работы.

Ранее было показано [3,4], что возбуждение иона Er в обратном смещенном  $p$ – $n$ -переходе происходит посредством столкновения с горячими электронами. В данной работе процессы столкновения электронов с комплексами эрбия в СМЛЭ-слоях Si:Er исследуются путем анализа холловской подвижности  $\mu_H$ . Исследования  $\mu_H$  в структурах Si:Er, полученных методом МЛЭ, нам неизвестны. Зависимость  $\mu_H$  от концентрации доноров для слоев Si, имплантированных эрбием, приведена в [9], однако уровень легирования эрбием был невелик ( $2.5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ) по сравнению с оптимальным для ЭЛ:  $N_{Er} \approx 1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ . Вероятно, поэтому изменения подвижности  $\mu_H$  при легировании эрбием в [9] не обнаружено. Анализ холловской подвижности в СМЛЭ-слоях Si:Er — вторая цель настоящей работы.

## 2. Методы получения и исследования слоев

Эпитаксиальные слои (ЭС) Si:Er толщиной до 3  $\mu\text{m}$  выращивались методом СМЛЭ при температурах 520–580°C со скоростью 1–1.5  $\mu\text{m}/\text{h}$  в вакууме  $(2–8) \cdot 10^{-7} \text{ mbar}$  на подложках Si(100), легированных бором ( $10 \Omega \cdot \text{cm}$ ). Более подробно о методе получения и его возможностях сообщается в [7,8].

Концентрация и холловская подвижность электронов в ЭС измерены методом ван-дер-Пау, распределение носителей по толщине — электрохимическим вольт-фарадным методом, распределение примесей, в частности Er и O, — методом масс-спектрометрии вторичных ионов (ВИМС). Важное преимущество метода СМЛЭ — возможность получать достаточно толстые слои. Это позволило применить простой и надежный метод выявления дефектов — метод селективного травления с наблюдением в оптическом микроскопе МИИ-4 ( $300\times$ ).

Распределение эрбия по толщине ЭС было однородным. Концентрация эрбия в слоях  $N_{Er}$  составляла  $(2–5) \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ . Слои Si:Er имели  $n$ -тип проводимости. Во всех СМЛЭ-структурах наблюдалась ФЛ при температуре  $T = 77 \text{ K}$ ; обратном смещенные диоды, изготовленные из этих структур, обнаруживали ЭЛ при 300 K [10].

## 3. Дефекты кристаллической структуры

Дефекты исследовались в  $p$ – $n$ -структурах, где  $p$  — подложка,  $n$  — слой Si:Er. Типичное значение концентрации электронов в слое Si:Er  $n = (1.5–2) \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ . Основными дефектами, которые наблюдались в опти-

ческом микроскопе после травления, были дислокации. Их плотность  $10^2-10^4 \text{ см}^{-2}$  обычно совпадала с плотностью дислокаций в подложке. Это давало основание предполагать, что дислокации в слой прорастают из подложки.

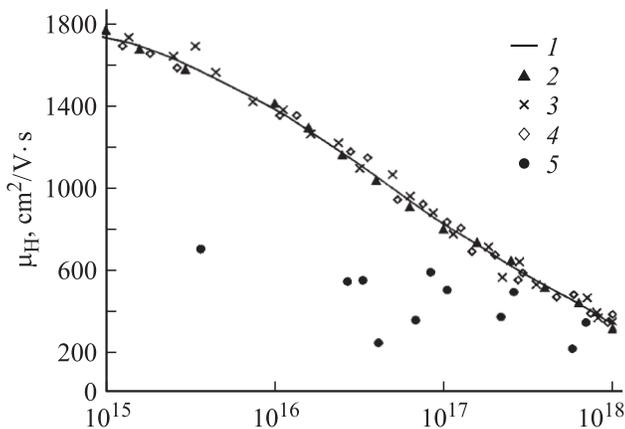
Граница слой-подложка выявлялась в оптическом микроскопе при слабом избирательном травлении на грани скола (111) в виде тонкой линии. При более длительном травлении на сколе выявляются и дислокационные ямки. Их плотность в наших слоях также не превышала  $10^4 \text{ см}^{-2}$ , но обычно они отсутствовали.

Концентрация электронов в диодных структурах, полученных имплантацией Er при оптимальном значении  $N_{\text{Er}} \sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ , довольно велика:  $n \sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$ . Предполагается, что донорами в них являются комплексы Er. В СМЛЭ-слоях Si:Er концентрация электронов  $10^{18} \text{ см}^{-3}$  получалась путем дополнительного легирования P или Sb в процессе роста [8]. В СМЛЭ-слоях с такой концентрацией после травления дислокационные ямки не обнаруживались. Исчезновение ямок травления при концентрации электронов  $\geq 10^{18} \text{ см}^{-3}$  наблюдалось и в сильно легированных СМЛЭ-слоях без Er [11], а также в сильнолегированном массивном кремнии [12].

#### 4. Холловская подвижность электронов

Холловская подвижность электронов исследовалась в слоях  $n\text{-Si:Er}$ , изолированных от подложки  $p\text{-}n$ -переходом. При выращивании таких слоев источниками атомов Er служили пластины, вырезанные из разных слитков Si:Er. Концентрация электронов в слоях составляла от  $3 \cdot 10^{15}$  до  $6 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Зависимость  $\mu_{\text{H}}(n)$  в СМЛЭ-слоях Si:Er показана на рисунке.

Для сравнения приведены значения  $\mu_{\text{H}}$  в СМЛЭ-слоях Si:P, Si:Sb, Si:As, не легированных Er, и в массивном  $n\text{-Si}$ . Поясним, как была выбрана  $\mu_{\text{H}}(n)$  для массивного  $n\text{-Si}$ . По данным [13], значение  $\mu_{\text{H}}$  в массивном  $n\text{-Si}$



Зависимость холловской подвижности от концентрации электронов при 300 К для массивного Si (1) и слоев Si:P (2), Si:Sb (3), Si:As (4), Si:Er (5).

зависит от концентрации кислорода  $N_{\text{O}}$  и достигает при  $N_{\text{O}} \sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$  максимального значения  $1850 \text{ см}^2/\text{V} \cdot \text{s}$  (для концентрации доноров  $< 10^{13} \text{ см}^{-3}$ ). Во всех наших СМЛЭ-слоях  $N_{\text{O}}$  составляет  $10^{19}-10^{20} \text{ см}^{-3}$ . Поэтому  $\mu_{\text{H}}(n)$  для массивного Si на рисунке построена по данным [14], согласно которым максимальная подвижность такая же, как в [13]. Такие же значения  $\mu_{\text{H}}$  получались и нами при исследованиях кристаллов  $n\text{-Si}$  с высоким содержанием кислорода, выращенных методом Чохральского.

Из рисунка видно, что: 1) во всем интервале концентраций холловская подвижность электронов в ЭС  $n\text{-Si}$  без Er совпадает с  $\mu_{\text{H}}$  в монокристаллах  $n\text{-Si}$ ; 2) при одинаковых концентрациях электронов значения подвижности в слоях Si:Er в 1.5–3 раза ниже, чем в слоях Si, не легированных Er, и в массивном Si. Уменьшение  $\mu_{\text{H}}$  в слоях Si:Er нельзя объяснить рассеянием на ионизированной примеси. Для этого нужно предположить, что в этих слоях концентрации доноров и акцепторов в десятки раз превышают измеренную концентрацию электронов. Это не согласуется с результатами анализа  $n(T)$ . Уменьшение  $\mu_{\text{H}}$  в слоях Si:Er не может быть обусловлено и дефектами кристаллической структуры, так как их плотность, как показано выше, невелика.

Уменьшение  $\mu_{\text{H}}$  логично объяснить рассеянием на комплексах Er. Под термином “комплекс эрбия” мы будем понимать пространственное образование, включающее атом эрбия и атомы окружающих его примесей. Значение  $\mu_{\text{Er}}$  при 300 К, обусловленное рассеянием электронов только на комплексах эрбия, было определено из выражения

$$\frac{1}{\mu_{\text{Er}}} = \frac{1}{\mu_{\text{exp}}} - \frac{1}{\mu_{\text{b}}}, \quad (1)$$

где  $\mu_{\text{exp}}$  — измеренное значение подвижности в слоях Si:Er,  $\mu_{\text{b}}$  — подвижность в массивном Si с той же концентрацией электронов. Значение  $\mu_{\text{Er}}$  при  $N_{\text{Er}} = 4 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  в среднем составляет около  $500 \text{ см}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ .

При анализе механизма рассеяния электронов на комплексах Er были использованы две модели. В первой из них предполагалось, что примесный комплекс Er — это шар радиусом  $r_0$ , рассеяние электронов упругое. В этом приближении [15]

$$\mu_{\text{Er}} = \frac{4eL}{3\sqrt{2\pi m_c^* kT}}, \quad (2)$$

$$L = \frac{1}{\pi r_0^2 N_{\text{Er}}}, \quad (3)$$

где  $L$  — длина свободного пробега электронов при рассеянии на комплексах Er,  $e$  — заряд электрона,  $m_c^*$  — эффективная масса проводимости, равная  $0.26m_0$  ( $m_0$  — масса электрона) [16]. Если принять  $N_{\text{Er}} = 4 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  и  $\mu_{\text{Er}} = 500 \text{ см}^2/\text{V} \cdot \text{s}$  из первой модели следует, что  $L = 18 \text{ nm}$  и  $r_0 = 2.1 \text{ nm}$ . Последняя величина много больше минимального расстояния, на

котором могли бы находиться примесные атомы кислорода, окружающие атом эрбия. Такое значение  $r_0$  может быть связано либо с деформацией кристаллической решетки вокруг комплекса Er, либо с тем, что атомы примесей удалены от атома Er на расстояния, существенно большие, чем межатомные.

Во второй модели использовалась формула Эргинсоа для времени релаксации при рассеянии на нейтральной примеси [17], с учетом которой

$$\mu_{Er} = \frac{e^3 m_0}{20\epsilon (h/2\pi)^3 N_{Er}} \left(\frac{m^*}{m_0}\right)^2 \frac{m_0}{m_c^*}, \quad (4)$$

где  $m^* = 3(m_{\parallel} m_{\perp}^2)^{1/3} / (m_{\parallel}^{-1} + 2m_{\perp}^{-1}) m_0$  ( $m_{\parallel}$  — продольная эффективная масса электрона,  $m_{\perp}$  — поперечная эффективная масса электрона) [15],  $h$  — постоянная Планка,  $\epsilon$  — диэлектрическая проницаемость. Предполагается, что центр рассеяния — водородоподобный нейтральный атом, погруженный в среду с диэлектрической проницаемостью  $\epsilon$ . При  $N_{Er} = 4 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  с помощью формулы (4) получаем  $\mu_{Er} = 810 \text{ см}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ , что удовлетворительно согласуется с величиной  $\mu_{Er} = 500 \text{ см}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ , найденной на основании (1). Согласно (4),

$$L = 3.4 \cdot 10^{-9} \sqrt{\frac{T}{300 \text{ K}}} \mu_{Er}, \quad (5)$$

где  $\mu_{Er}$  измеряется в единицах  $\text{см}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ ,  $L$  — в см. При  $\mu_{Er} = 500 \text{ см}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ ,  $T = 300 \text{ K}$  значение  $L = 17 \text{ nm}$ . Оно близко к полученному в первой модели. В данный момент трудно отдать предпочтение одному из рассмотренных механизмов рассеяния электронов, необходимы дальнейшие исследования.

## 5. Заключение

Исследованы плотность дефектов и холловская подвижность электронов в ЭС Si:Er, выращенных методом СМЛЭ. Концентрация Er в слоях составляет до  $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ .

Найдено, что введение эрбия в слои кремния не сопровождается увеличением плотности дефектов кристаллической структуры. Наблюдаемая плотность дефектов (дислокаций) была невелика ( $10^2$ – $10^4 \text{ см}^{-2}$ ) и совпадала с их плотностью в подложках Si.

Обнаружено, что холловская подвижность в слоях Si:Er значительно меньше, чем в слоях Si без эрбия при той же концентрации электронов.

ВИМС-измерения проведены в Физико-техническом институте им. А.Ф. Иоффе РАН (Санкт-Петербург) и в Институте физики микроструктур РАН (Нижний Новгород).

## Список литературы

- [1] H. Ennen, J. Schneider, G. Pomrenke, A. Axman. Appl. Phys. Lett. **43**, 10, 943 (1983).
- [2] Н.А. Соболев. ФТП **29**, 7, 1153 (1995).

- [3] G. Franzo, S. Coffa, F. Priolo, C. Spinella. J. Appl. Phys. **81**, 6, 2784 (1997).
- [4] S. Coffa, J. Franzo, F. Priolo, A. Pacelli, A. Lacaita. Appl. Phys. Lett. **73**, 1, 93 (1998).
- [5] Y. Stimmer, A. Reittinger, J.F. Nützel, G. Abstreiter, H. Holzbrecher, Ch. Buchal. Appl. Phys. Lett. **68**, 23, 3290 (1996).
- [6] K. Serna, Jung H. Shin, M. Lohmeier, E. Vlieg, A. Polman, P.F. Alkemade. J. Appl. Phys. **79**, 5, 2653 (1996).
- [7] В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова. ФТП **34**, 5, 519 (2000).
- [8] Е.Н. Морозова, В.Б. Шмагин, З.Ф. Красильник, А.В. Антонов, В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова. Изв. РАН. Сер. физ. **67**, 2, 283 (2003).
- [9] О.В. Александров, А.О. Захарьин, Н.А. Соболев, Ю.А. Николаев. ФТП **36**, 3, 379 (2002).
- [10] М. Stepikhova, B. Andreev, V. Shmagin, Z. Krasil'nik, N. Alyabina, V. Chalkov, V. Kuznetsov, V. Shabanov, V. Shengurov, S. Svetlov, E. Uskova, N. Sobolev, A. Emel'yanov, O. Gusev, P. Pak. Матер. совещ. „Нанопотоника“. Н. Новгород (2001). С. 265.
- [11] В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова, Т.Н. Сергиевская, В.В. Постников. Кристаллография **16**, 2, 432 (1971).
- [12] М.Г. Мильвидский, О.Г. Столяров, А.В. Беркова. ФТТ **6**, 12, 3259 (1964).
- [13] T.S. Glowinke, J.B. Wagner. J. Phys. Chem. Sol. **38**, 9, 963 (1977).
- [14] P.P. Debye, T. Kohane. Phys. Rev. **94**, 3, 724 (1954).
- [15] А.М. Ансельм. Введение в теорию полупроводников. Гос. изд-во физ.-мат. лит., М.–Л. (1962). С. 305.
- [16] П.М. Баранский, В.П. Ключков, И.В. Потыкевич. Полупроводниковая электроника. Справочник. Наук. думка, Киев (1975). С. 157, 243.
- [17] C. Erginsoy. Phys. Rev. **79**, 6, 1013 (1950).