

07

Туннельные диоды GaAs:Si/GaAs:Be для многопереходных солнечных элементов, выращиваемые методом молекулярно-пучковой эпитаксии

© Г.В. Климко, Т.А. Комиссарова, С.В. Сорокин,
Е.В. Контрош, Н.М. Лебедева, А.А. Усикова,
Н.Д. Ильинская, В.С. Калиновский, С.В. Иванов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
E-mail: gklimko@mail.ru

Поступило в Редакцию 27 апреля 2014 г.

Представлены результаты оптимизации конструкции и технологии роста методом молекулярно-пучковой эпитаксии гетероструктур туннельных диодов (ТД) N-AlGaAs:Si/n⁺-GaAs:Si/p⁺-GaAs:Be/P-AlGaAs:Be. Достигнутый уровень пикового тока $J_p = 513 \text{ A/cm}^2$ позволяет использовать полученный ТД для соединения каскадов как в структурах многопереходных солнечных элементов, так и в структурах туннельно-связанных лазерных диодов. Наблюдающаяся нелинейность начального хода ВАХ объясняется остаточным потенциальным барьером в изотипном $p^+ - P - p^+$ -гетеропереходе, ограничивающим активную область ТД, вследствие неоптимального легирования твердого раствора $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$.

Туннельные диоды (ТД) Лео Эсаки (Leo Esaki) [1] являются неотъемлемой частью ряда полупроводниковых приборов, таких как генераторы сигналов и высокочастотные переключатели. Также они являются основным компонентом электрической схемы структур многопереходных солнечных элементов (СЭ) [2]. Цель данной работы состояла в разработке технологии получения методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) ТД с высоким уровнем пикового тока (более 30 A/cm^2), необходимого для соединения каскадов многопереходных СЭ, использующих концентраторы солнечного излучения. В соответствии с имеющимися литературными данными [3–6], основными факторами, определяющими значение пикового тока ($J_p, \text{ A/cm}^2$) ТД, которые получены различными методами, являются температура эпитаксиального роста, высокие

Параметры тестовых структур туннельных диодов

Образец	T_s , °C	n^+ (GaAs:Si), cm^{-3}	p^+ (GaAs:Be), cm^{-3}	d , nm	J_p , A/cm^2	V_p , V
A (1–638)	430	$7.2 \cdot 10^{18}$	$2.5 \cdot 10^{19}$	20	$9 \cdot 10^{-4}$	0.09
B (1–752)	400	$1.2 \cdot 10^{19}$	$5 \cdot 10^{19}$	20	3.05	0.42
C (1–755)	400	$> 1.2 \cdot 10^{19}$	$5 \cdot 10^{19}$	13	513	1.13

уровни легирования донорной и акцепторной примесями, а также толщина p - и n -областей. Достижение высоких уровней концентрации носителей ($n > 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) при легировании GaAs кремнием при МПЭ является достаточно сложной задачей, в отличие от MOCVD [5], где рост слоев происходит в условиях сильного пресыщения по V группе ($V/III \gg 1$). В представленной работе продемонстрированы различные технологические подходы, позволяющие увеличить уровни легирования p - и n -областей ТД n -GaAs:Si/ p -GaAs:Be при МПЭ, а также приводятся и обсуждаются вольт-амперные характеристики (ВАХ) гетероструктур выращенных ТД.

Структуры туннельных диодов AlGaAs/GaAs:Si/GaAs:Be были выращены на подложках n^+ -GaAs:Si (001) с использованием двухкамерной установки МПЭ (SemiTEq, Россия). Ростовая камера соединений АЗВ5 оснащена стандартными эффузионными источниками материалов Ga и Al, Si и Be (для n - и p -легирования соответственно), а также клапанным источником мышьяка с высокотемпературным разложителем (Veeco). Температура зоны разложения мышьяка составила 570°C , что соответствует преимущественному потоку четырехатомных молекул As_4 . Процесс роста контролировался *in situ* при помощи метода дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО). Нагрев подложки осуществлялся радиационным бесконтактным способом. Для сопоставлений показаний термомпары с фактической температурой подложки был использован набор реперных точек: $T \sim 510^\circ\text{C}$, соответствующая переходу реконструкции поверхности GaAs(001) из $(2 \times 4)\text{As}$ в $c(4 \times 4)\text{As}$ при известном падающем потоке As (см. статическую фазовую диаграмму GaAs(001) в [7]), и $T \sim 580^\circ$, соответствующая слету окисла с поверхности *epi-ready* подложки GaAs.

Конструкция тестовых структур ТД (рис. 1) была обусловлена задачей объединения нескольких каскадов СЭ. Тестовые структу-

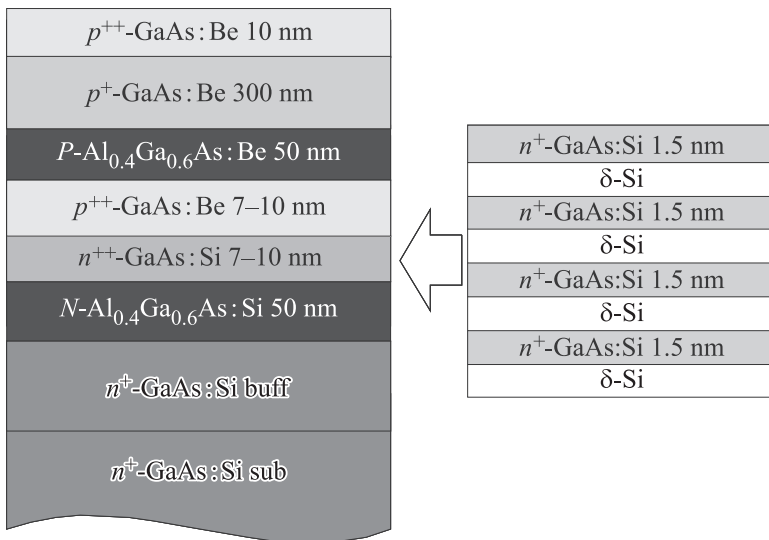


Рис. 1. Дизайн структур А, В и С.

ры ТД (см. таблицу) были выращены на подложках n -GaAs(100) ($n = 2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) и содержали буферный слой n -GaAs:Si с таким же уровнем легирования, нижний широкозонный ограничивающий слой (аналог широкозонного окна в структурах СЭ) n -Al_{0.4}Ga_{0.6}As:Si толщиной 50 nm ($n = 2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$), активную область ТД n^{+} -GaAs:Si/ p^{+} -GaAs:Be толщиной $d = 10 - 20 \text{ nm}$, верхний слой p -Al_{0.4}Ga_{0.6}As:Be ($p = 2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$), аналог тыльного барьера СЭ, приконтактный 300-nm слой p^{+} -GaAs:Be ($p = 3 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ для образцов В и С, и $p = 1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ для образца А соответственно) и контактный 10-nm слой p^{+} -GaAs:Be с уровнем легирования $p = 5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. Для проверки уровней легирования p - и n -слоев в структурах ТД были проведены холловские измерения на тестовых слоях (Al)GaAs:Be и (Al)GaAs:Si при 300 К, выращенных при тех же условиях МПЭ и температурах источников легирующей примеси.

Известно, что одним из основных параметров, влияющих на максимально достижимый уровень легирования GaAs при МПЭ, является температура эпитаксиального роста. В структурах тестовых

ТД рост буферного слоя GaAs:Si и первого широкозонного барьера $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}:\text{Si}$ осуществлялся при температуре $T_S = 580^\circ\text{C}$, после чего T_S снижалась до уровня $400\text{--}430^\circ\text{C}$ с целью увеличения встраивания легирующей примеси Si [8] и предотвращения сегрегации и аномальной диффузии Be [9]. Далее T_S оставалась неизменной до окончания роста структуры. Параметры структур тестовых ТД GaAs:Si/GaAs:Be приведены в таблице. В образце С для увеличения эффективного уровня легирования n -типа использовали модулированное δ -легирование кремнием [8,10] посредством формирования четырех δ -слоев Si (с поверхностной плотностью атомов $\text{Si } 6 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$) на расстоянии 1.5 nm друг от друга в n^+ -GaAs:Si, при этом температура источника Si (T_{Si}) соответствовала уровню легирования $n \sim 1.2 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ в объемном слое n^+ -GaAs:Si при используемых параметрах МПЭ.

Для проведения электрических измерений с помощью фотолитографии и химического травления были изготовлены меза-структуры различного диаметра с омическими контактами AuGe-Ni-Au и AgMn-Ni-Au к n - и p -GaAs соответственно. Температура вжигания контактов в атмосфере водорода находилась в диапазоне $500\text{--}520^\circ\text{C}$.

В [5] подробно объясняется необходимость сильного легирования как n -, так и p -области туннельных диодов до уровня $6 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, однако для объединения каскадов СЭ в единую структуру достаточно обеспечить туннельный ток не менее $J_p \sim 0.1 \text{ A/cm}^2$ без использования концентраторов солнечного излучения и до 20 A/cm^2 при использовании концентраторов [11]. Тем не менее при максимальном уровне легирования GaAs:Si $n = 7.2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, достижимом при использовании высокой $T_S = 580^\circ\text{C}$ при МПЭ GaAs, значение пикового тока оказывается существенно ниже требуемых значений и не превышает $J_p = 1 \cdot 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ (образец А) (рис. 2).

Увеличение уровня легирования кремнием из стандартного эффузионного источника требует снижения T_S до неоптимального для роста значения $T_S = 400^\circ\text{C}$. В то же время низкая T_S препятствует взаимной диффузии примесей в сильно легированных слоях n^+ -GaAs:Si и p^+ -GaAs:Be. Снижение температуры эпитаксиального роста до $T_S = 400^\circ\text{C}$ позволило расширить рабочий диапазон используемых T_{Si} [8] и более чем в 1.5 раза увеличить концентрацию носителей заряда в GaAs:Si (до $n = 1.2 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$), что, в свою очередь, привело к увеличению уровня пикового тока диода до $J_p = 3.05 \text{ A/cm}^2$ (структура В). Для дальнейшего увеличения пикового тока ТД было предложено

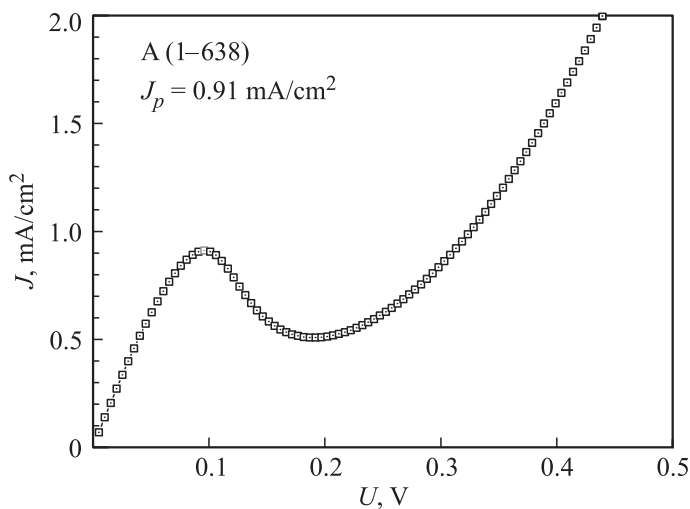


Рис. 2. ВАХ туннельного диода А. ВАХ измерена на мезоструктурах с площадью контакта 0.09 cm^2 .

уменьшить толщину n - и p -слоев ТД до $d = 7 \text{ nm}$ и использовать модулированное δ -легирование кремнием слоев n^+ -GaAs:Si. В результате пиковое значение тока в образце С составило $J_p = 513 \text{ A/cm}^2$ при отношении пик–долина ~ 25 . При этом нужно отметить, что достигнутое в образце В значение пикового тока ТД $J_p = 3.05 \text{ A/cm}^2$ (рис. 3, а) также превышает уровень, необходимый для использования ТД в структурах многопереходных СЭ при 200-кратном концентрировании солнечного излучения [11].

ВАХ туннельных диодов В и С приведены на рис. 3. Наблюдаемая нелинейность начального хода ВАХ в указанных структурах ТД может быть вызвана недостаточным уровнем легирования барьера p -AlGaAs толщиной 50 nm , имитирующим тыльный барьерный слой следующего каскада СЭ, который заключен в гетероструктуре ТД между вырожденными слоями активной области ТД (p^{++} -GaAs) и контактного слоя p^+ -GaAs. Данную нелинейность, по всей вероятности, можно исключить увеличением в несколько раз концентрации Ве акцептора в широкозонном барьерном слое $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}:\text{Ве}$ изотипного гетероперехода $p^+ - P - p^+$, что не представляет большой трудности.

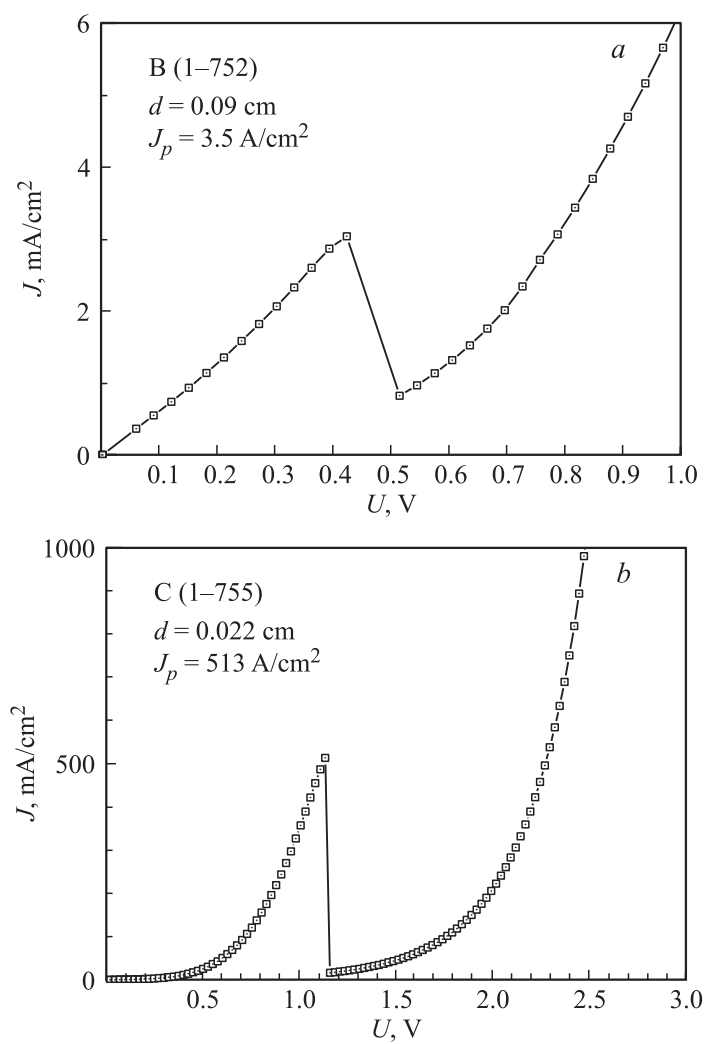


Рис. 3. ВАХ туннельных диодов В (а) и С (b). ВАХ измерены на мезаструктурах с различными диаметрами контакта d .

Таким образом, методом МПЭ выращены структуры туннельных диодов в системе AlGaAs, демонстрирующие значения пикового тока вплоть до 513 A/cm^2 , что более чем на порядок превышает уровень, необходимый для использования этих ТД в структурах эффективных многопереходных СЭ (Al)GaAs. Продемонстрированы технологические подходы, позволившие повысить максимальный уровень n -легирования GaAs:Si с $7 \cdot 10^{18}$ до $< 1.2 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ и соответственно увеличить более чем на 4 порядка значение пикового тока ТД.

Работа поддержана Министерством образования и науки РФ (проект № 14.604.21.0008 от 17.06.2014 г. с уникальным идентификатором ПНИ RFMEFI60414X0008).

Список литературы

- [1] *Esaki L.* // Phys. Rev. 1958 V. 109, N 2. P. 603.
- [2] *Guter W., Schone J., Philipps S.P., Steiner M., Siefert G., Wekkeli A. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2009. V. 94 P. 223 504 (1–3).
- [3] *Ohno T., Oyama Y.* // Sci. Technol. Adv. Mater. 2012 V. 13. P. 013 002.
- [4] *Ahmed S., Melloch M.R., Harmon E.S., McInturff D.T., Woodall J.M.* // Appl. Phys. Lett. 1997. V. 71. P. 3667.
- [5] *Винокуров Д.А., Ладугин М.А., Мармалюк А.А., Падалица А.А., Пухтин Н.А., Симаков В.А., Сухарев А.В., Фетисова Н.В., Шамахов В.В., Тарасов И.С.* // ФТП. 2009. Т. 43. В. 9. С. 1253–1256.
- [6] *Ran J.L., McManis J.E., Grober L., Woodall J.M.* // Sol. Stat. Electron. 2004. V. 48. P. 2067–2070.
- [7] *Преображенский В.В., Путьято М.А., Семягин Б.Р.* // ФТП. 2002. Т. 36. В. 8. С. 897–901.
- [8] *Kohler K., Ganser P., Maier M.* // J. Cryst. Growth. 1993. V. 127 P. 720–723.
- [9] *Ivanov S.V., Kor'ev P.S., Ledentsov N.N.* // J. Crystal Growth. 1991. V. 108. P. 661.
- [10] *Копьев П.С., Будза А.А., Иванов С.В., Мельцер Б.Я., Надточий М.Ю., Устинов В.М.* // Письма в ЖТФ. 1989. Т. 15. В. 8. С. 68–71.
- [11] *Лантратов В.М., Калужный Н.А., Минтаиров С.А., Тимошина Н.Х., Шварц М.З., Андреев В.М.* // ФТП. 2007. Т. 41 В. 6. С. 751–755.