

Импульсные силовые p - i - n диоды на основе AlGaAs, работающие при повышенных температурах

Ф.Ю. Солдатенков, М.М. Соколов, В.Г. Данильченко

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

Аннотация: в работе рассмотрены особенности технологии изготовления методом жидкофазной эпитаксии высоковольтных гетероструктур на основе AlGaAs. Получены диоды, блокирующие до 400 В, сохраняющие выпрямляющие свойства до 320 °С, и выше. Обнаружено существенное, до 6 раз, увеличение эффективного времени жизни неосновных носителей заряда в базовых слоях диодов в диапазоне температур 300 – 600 К. Предположительно, термический захват дырок на уровень $D\bar{X}^-$ определяет время релаксации неравновесных носителей в $Al_xGa_{1-x}As$ базовых слоях, а также его температурную зависимость.

Ключевые слова: высоковольтный p - i - n диод, AlGaAs, жидкофазная эпитаксия, приборы импульсной силовой электроники, $D\bar{X}$ центр.

1. Введение

Одной из основных тенденций современной импульсной силовой электроники является применение более широкозонных, по сравнению с кремнием, полупроводниковых материалов для изготовления приборов с повышенными рабочими частотами повторения импульсов и рабочих температур. Применение таких широкозонных материалов как GaAs и его твердых растворов AlGaAs позволяет изготавливать приборы, способные работать при температурах до 200 °С, и выше [1 – 4]. В настоящее время для изготовления высоковольтных (сотни вольт) p - i - n -структур на основе GaAs и его твердых растворов в основном используется метод жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ) с контролируемым распределением остаточных примесей и собственных дефектов с глубокими уровнями (ГУ) [3 – 9].

2. Изготовление образцов и экспериментальные результаты

Образцы GaAs/ $Al_xGa_{1-x}As$ $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ -гетероструктур, используемые в наших исследованиях, выращивались в едином технологическом процессе с помощью модифицированного метода ЖФЭ [3 – 8] в графитовом контейнере поршневого типа из двух растворов-расплавов в атмосфере водорода. Эпитаксиальное выращивание высоковольтных слаболегированных плавных p^0-i-n^0 -переходов $Al_xGa_{1-x}As$ проводилось на подложках p^+-GaAs с ориентацией (100), легированных цинком до $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, из ограниченного раствора-расплава Al–Ga–As от (800 – 900) °С до (650 – 750) °С, с последующим выращиванием сильно легированного теллуrom n^+-GaAs эмиттерного слоя. Максимальный состав пленок x в слоях $Al_xGa_{1-x}As$ не превышал значений 0.45. Толщины слоев находились в диапазоне от 25 до 80 мкм.

Методика получения плавных $Al_xGa_{1-x}As$ p^0-i-n^0 -переходов из одного раствора-расплава за счет автолегирования фоновыми примесями, в основном, подобна методике изготовления GaAs (InGaAs, GaAsSb) p^0-i-n^0 -переходов, изложенной ранее в [3 – 7], Однако получение плавных $Al_xGa_{1-x}As$ p^0-i-n^0 переходов имеет свои специфические особенности, связанные с тем, что Al является химическим элементом, характеризующимся высоким сродством к кислороду, поэтому присутствие Al в расплаве приводит к снижению концентрации доноров, связанных с кислородом и,

соответственно, к изменению соотношения концентрации доноров и акцепторов в слоях. Тем не менее, существуют общие закономерности получения плавных высоковольтных GaAs, $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}$ и $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ p^o-i-n^o переходов без какого бы то ни было непосредственного легирования, а только лишь за счет изменения условий проведения технологического процесса. При этом можно менять концентрацию свободных носителей заряда и тип проводимости эпитаксиального слоя, и получать слои с $p-n$ переходом из одного раствора-расплава [3 – 7]. При таком способе выращивания p^o-i-n^o -структур возможно получение слабелегированных компенсированных i -областей с концентрациями свободных носителей порядка 10^{13} – 10^{14} см^{-3} , что позволяет достигать блокирующих структурами напряжений в сотни вольт [3, 4]. Типичное распределение концентрации свободных носителей заряда по толщине $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ плавного p^o-i-n^o -перехода представлено в работах [8, 9].

Измерения характеристик приборов проводились в непрерывном и импульсном режимах при температурах от 20 °С до 325 °С. Температура испытаний (до 325 °С) изготовленных диодов ограничивалась не предельными характеристиками приборных структур, а предельными возможностями самодельных измерительных стендов, имеющихся в наличии.

На рисунке 1 показана температурная зависимость прямой ветви ВАХ в статическом режиме $p-i-n$ диодов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ с максимальным содержанием AlAs в слое $x \sim 0.45$. Прямые падения напряжения (U_f) на диоде уменьшаются с ростом температуры, что мы связываем с увеличением эффективного времени жизни неравновесных носителей заряда (см. ниже).

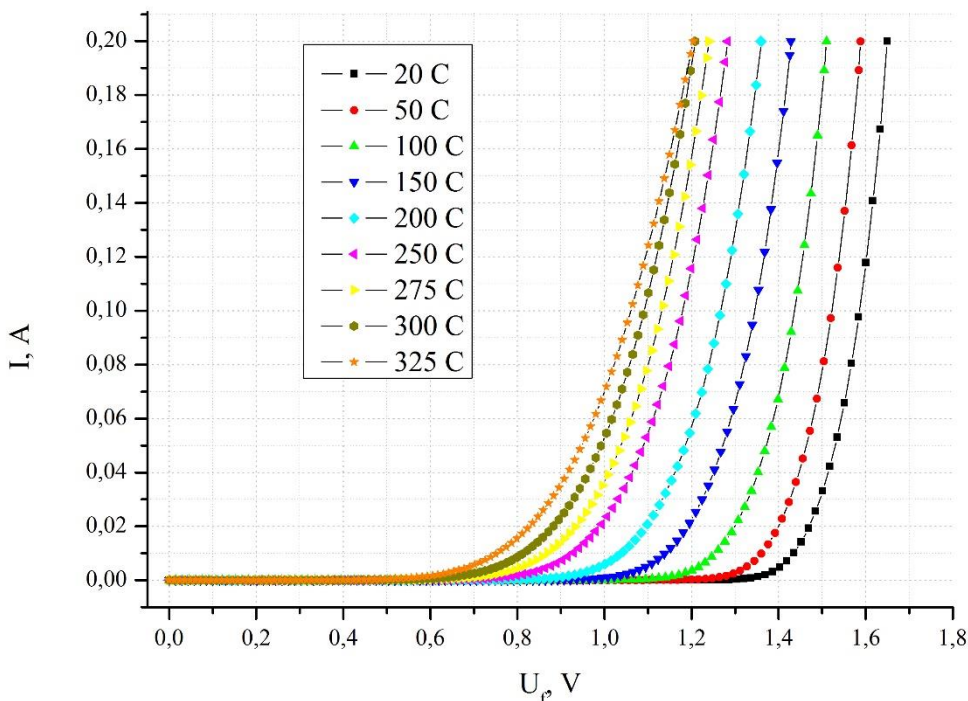


Рисунок 1. Температурная зависимость прямого тока I от напряжения U_f в статическом режиме $p-i-n$ диодов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ с максимальным содержанием AlAs в слое $x \sim 0.45$ при температурах от 20 до 325 °С. Площадь образцов $S \sim 0.5$ мм^2 .

Исследования температурных зависимостей эффективного времени жизни неосновных носителей заряда (τ_{eff}) проводились по времени обратного восстановления

GaAs/Al_xGa_{1-x}As $p^+ - p^o - i - n^o - n^+$ -диодов [3, 10]. Данный метод, основанный на последовательной подаче на диод прямоугольных импульсов прямого (J_F) и обратного тока (J_R), с определенным соотношением амплитуд сигналов и их длительностей, позволяет довольно точно оценить $\tau_{эфф}$ в базовых слоях диодов. Время переключения диода из пропускного направления в блокирующее (время обратного восстановления) складывается из длительностей фаз высокой обратной проводимости t_1 (при этом наблюдается постоянство величины J_R), и спада обратного тока t_2 . Полное время восстановления $t_r = t_1 + t_2$ находится в зависимости от эффективного времени жизни неосновных носителей, и, следовательно, от плотности дефектов и примесей с ГУ и их сечений захвата. Для снятия температурных зависимостей $\tau_{эфф}$ при переключении диода в запирающее направление образцы с помощью прижимного контакта помещались в 50-омный согласованный полосковый держатель. При этом общее время перепада с прямого тока на обратный не превышало 7-8 ns, амплитуда J_F не превышала 10 A/cm², а отношение амплитуд импульсов прямого J_F и обратного J_R токов поддерживалось $J_F/J_R \sim (5-6)$, при котором длительность фазы $t_1 \approx \tau_{эфф}$ [10]. Проведенные измерения показали существенное (до 6 раз) увеличение длительности фазы t_1 (и, соответственно, $\tau_{эфф}$) в диапазоне температур 300-580 К (рисунок 2).

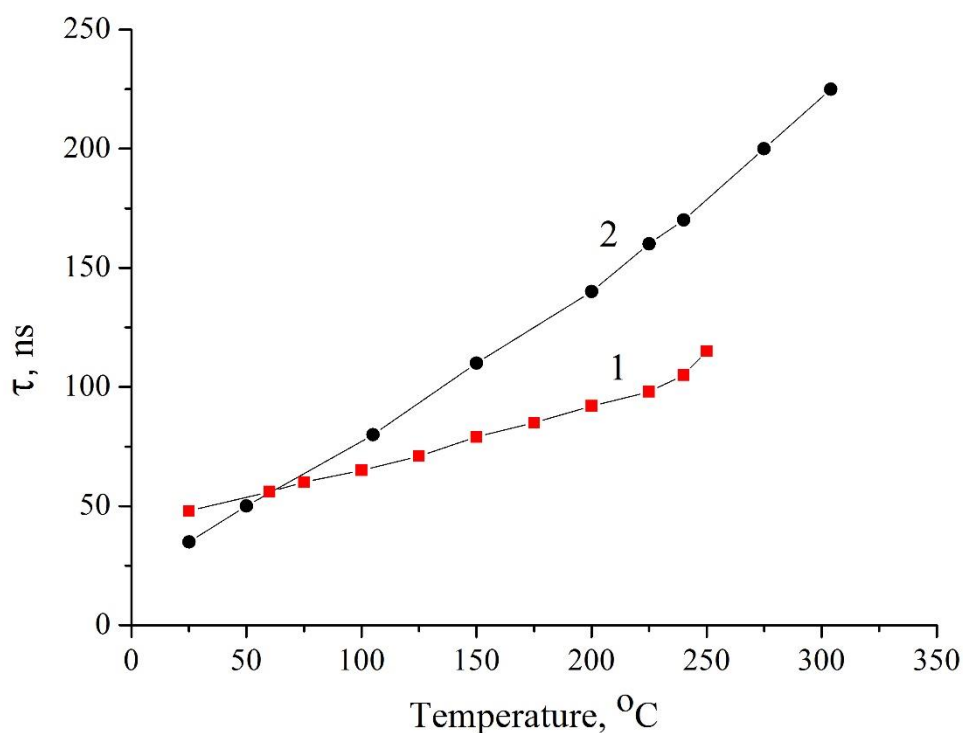


Рисунок 2. Температурная зависимость эффективного времени жизни неравновесных носителей заряда в $p-i-n$ диодах Al_xGa_{1-x}As с максимальным содержанием AlAs в слое $x \sim 0.20$ (1) и $x \sim 0.45$ (2).

Ранее в работах [8, 9] с помощью методов $C-V$ и DLTS спектроскопии в Al_xGa_{1-x}As p^o- , $i-$, n^o -слоях с фоновыми примесями Se/Te нами был выявлен DX центр с отрицательной энергией корреляции U , который существенным образом влияет на рекомбинационные процессы в этих слоях. В DLTS спектрах n^o -слоя, измеренных при двух различных импульсах заполнения с $V_f = -0.50$ и 0.50 В и при напряжениях смещения $V_r = 2.40$ В, было обнаружено два пика. Один из них, E1, связывался с эмиссией электронов с уровня DX⁻ состояния и обычно наблюдается в DLTS спектрах

в $n\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ слоях. Другой пик, H1, принадлежащий ловушкам неосновных носителей и связанный с эмиссией дырок, не идентифицировался ни с одним из известных дефектов/примесей с ГУ, характерным для GaAs и AlGaAs. С учетом результатов, полученных в [11], было высказано предположение, что пик H1 связан с эмиссией дырок с уровня DX^- состояния, предварительно заполненного дырками импульсами заполнения с $V_f = 0.5$ В. Параметры этих ловушек: энергии термической активации (E_t), сечения захвата (σ_n) и концентрации (N_t), определенные из зависимостей Аррениуса, были соответственно: $E_t = 280$ мэВ, $\sigma_n = 3.17 \cdot 10^{-14}$ см², $N_t = 5.4 \cdot 10^{14}$ см⁻³; и $E_t = 353$ мэВ, $\sigma_h = 8.53 \cdot 10^{-13}$ см², $N_t = 8.4 \cdot 10^{14}$ см⁻³. Мы предполагаем, что именно термический захват дырок на уровень DX^- определяет время релаксации неравновесных носителей в $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ базовых слоях, а также его температурную зависимость.

3. Заключение

Изготовлены $p\text{-}i\text{-}n$ диоды на основе GaAs/ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ -гетероструктур, выращенных в едином технологическом процессе с помощью модифицированного метода ЖФЭ с контролируемым распределением остаточных примесей и собственных дефектов с глубокими уровнями, которые сохраняют выпрямляющие свойства, как минимум, до 300 °С. Эта технология позволяет выращивать p^0-i-n^0 -переход из одного раствора-расплава только за счет автолегирования фоновыми примесями. Технологические условия процесса выращивания были подобраны такими, чтобы базовые слои представляли собой плавный p^0-i-n^0 -переход. Выбор этой технологии и материалов был обусловлен возможностью изготовления высоковольтных $p\text{-}n$ переходов, способных сохранять работоспособность при температурах до 300 °С, и выше. Обнаружено существенное, до 6 раз, увеличение эффективного времени жизни неосновных носителей заряда в базовых слоях диодов в диапазоне температур 300-600 К. Мы предполагаем, что термический захват дырок на уровень DX^- определяет время релаксации неравновесных носителей в $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ базовых слоях, а также его температурную зависимость. Проведенные исследования показывают перспективность применения $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ p^0-i-n^0 -переходов для их использования при создании высоковольтных и высокотемпературных $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ диодов.

Список литературы

1. Алферов Ж. И. и др. Высоковольтные $p\text{-}n$ -переходы в кристаллах $\text{Ga}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ // Физика и техника полупроводников. – 1967. – Т. 1. – № 10. – С. 1579-1581.
2. Алферов Ж. И. и др. Мощные быстродействующие диоды на основе арсенида галлия. – Письма в ЖТФ. – 1976. – Т. 2. – № 2. – С. 201-204.
3. Солдатенков Ф. Ю. и др. Управление временем жизни носителей заряда в высоковольтных $p\text{-}i\text{-}n$ диодах на основе гетероструктур InGaAs/GaAs // Физика и техника полупроводников. – 2007. – Т. 41. – № 2. – С. 217-220.
4. Kozlov V. A. et al. Defect engineering for carrier lifetime control in high voltage GaAs power diodes // Proc. of 25th Advanced Semiconductor Manufacturing Conference (ASMC-2014). – Saratoga Springs, USA, 19-21 May 2014. – P. 139-144.
5. Соболев М. М. и др. Исследования глубоких уровней GaAs $p\text{-}i\text{-}n$ -структур // Физика и техника полупроводников. – 2016. – Т. 50. – № 7. – С. 941-945.
6. Соболев М. М., Солдатенков Ф. Ю. Влияние глубоких уровней дислокаций в гетероэпитаксиальных InGaAs/GaAs и GaAsSb/GaAs $p\text{-}i\text{-}n$ -структурах на время релаксации неравновесных носителей. Физика и техника полупроводников. – 2018. – Т. 52. – № 2. – С. 177-183.
7. Sobolev M. M. et al. Misfit dislocation-related deep levels in InGaAs/GaAs and GaAsSb/GaAs $p\text{-}i\text{-}n$ heterostructures and the effect of these on the relaxation time of nonequilibrium carriers // J. Appl. Phys. – 2018. – V. 123. – P. 161588.

8. Соболев М. М., Солдатенков Ф. Ю. Емкостная спектроскопия гетероэпитаксиальных AlGaAs/GaAs p-i-n-структур // Физика и техника полупроводников. – 2020. – Т. 54. – № 10. – С. 1072-1077.
9. Sobolev M. M. et al. Deep-level defects in high-voltage AlGaAs p-i-n diodes and the effect of these defects on the temperature dependence of the minority carrier lifetime // J. Appl. Phys. – 2020. – V. 128. – P. 095705.
10. Носов Ю. Р. Физические основы работы диодов в импульсном режиме. – М.: Наука, 1968.
11. Watanabe M. O. et al. Nonradiative recombination process at deep levels AlGaAs grown by MBE // Inst. Phys. Conf. Ser. – 1987. – V. 83. – P. 105-110.