

Дефекты с глубокими уровнями в высоковольтных плавных $p-i-n$ -гетеропереходах $\text{AlGaAsSb}/\text{GaAs}$

© М.М. Соболев, Ф.Ю. Солдатенков

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия
E-mail: f.soldatenkov@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 12 мая 2023 г.
В окончательной редакции 17 июля 2023 г.
Принята к публикации 30 октября 2023 г.

Методами вольт-фарядных характеристик и нестационарной спектроскопии глубоких уровней исследованы высоковольтные плавные p^0-i-n^0 -переходы $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ с $x \sim 0.24$ и $y \sim 0.05$ в i -области. Установлено, что эффективной рекомбинационной ловушкой в них является $D\text{X}$ -центр донорной примеси Si, с энергией термической активации $E_t = 414$ мэВ, сечением захвата $\sigma_n = 1.04 \cdot 10^{-14}$ см² и концентрацией $N_d = 2.4 \cdot 10^{15}$ см⁻³. В исследованных гетероструктурах отсутствовали глубокие уровни, связанные с дислокациями.

Ключевые слова: AlGaAsSb , p^0-i-n^0 -переход, DLTS, $D\text{X}$ -центр, жидкофазная эпитаксия.

DOI: 10.61011/FTP.2023.08.56961.5131C

Одной из основных тенденций современной импульсной силовой электроники является применение широкозонных полупроводниковых материалов для изготовления приборов с повышенными рабочими частотами повторения импульсов и рабочими температурами. В работе [1] методом жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ) были получены высоковольтные слабо легированные плавные p^0-i-n^0 -переходы $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, сохраняющие выпрямляющие свойства до 320°C. Повысить быстродействие таких приборов возможно за счет контролируемого образования дополнительных собственных структурных дефектов при выращивании гетероструктур с заданным рассогласованием по параметру решетки, например, с помощью введения In или Sb [2] в слабо легированные слои AlGaAs .

Эпитаксиальное выращивание высоковольтных слабо легированных плавных p^0-i-n^0 -переходов AlGaAsSb проводилось с помощью модифицированного метода ЖФЭ [1,2] в графитовом контейнере поршневого типа на подложках $p^+-\text{GaAs}$ с ориентацией (100), легированных цинком до $5 \cdot 10^{18}$ см⁻³, из ограниченного раствора-расплава Al-Ga-As-Sb от 850 до 775°C, с последующим выращиванием легированного теллуром до $2 \cdot 10^{18}$ см⁻³ $n^+-\text{GaAs}$ эмиттерного слоя. Состав жидкой фазы для получения $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ слоя твердого раствора нужного состава определялся из расчетов в модели квазирегулярного раствора. Методика изготовления плавных $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ p^0-i-n^0 -переходов из одного раствора-расплава за счет автолегирования фоновыми примесями принципиально не отличается от методики изготовления $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ p^0-i-n^0 -переходов, изложенной ранее в работе [1]. На рис. 1 показано изменение (по расчетам в модели регулярного раствора) состава x (кривая 1) и y (кривая 2) по толщине изучаемой эпитаксиальной структуры $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$.

Расположение границы $p-n$ -перехода (рис. 1) было определено с помощью оптического микроскопа по сколу образца, окисленного методом электролитического анодирования.

Из рис. 1 следует, что область пространственного заряда (ОПЗ) обратно-смещенного $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ p^0-i-n^0 -перехода располагается по толщине слоя в диапазоне составов x , при которых в спектрах DLTS могут проявиться глубокие уровни (ГУ) конфигурационно-бистабильного $D\text{X}$ -центра [1], модель которого впервые предложили авторы работы [3].

Проведенные в работе [1] исследования p^0-i-n^0 -переходов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, изготовленных методом ЖФЭ, позволили выявить в них $D\text{X}$ -центры с отрица-

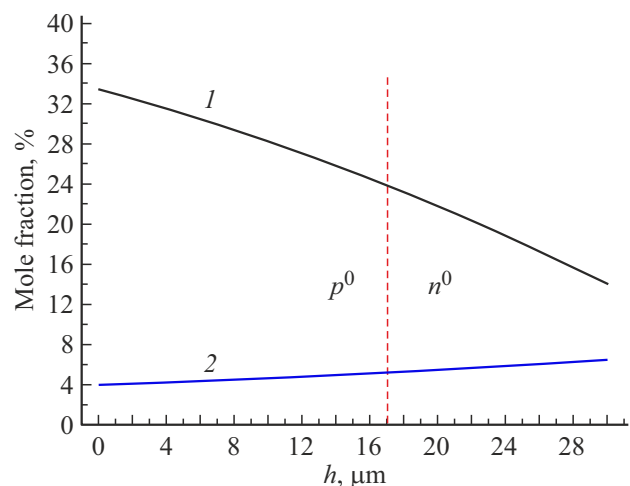


Рис. 1. Распределение молярных долей x (кривая 1) и y (кривая 2) по толщине h эпитаксиального p^0-i-n^0 -перехода $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$; вертикальной линией отмечена граница $p-n$ -перехода.

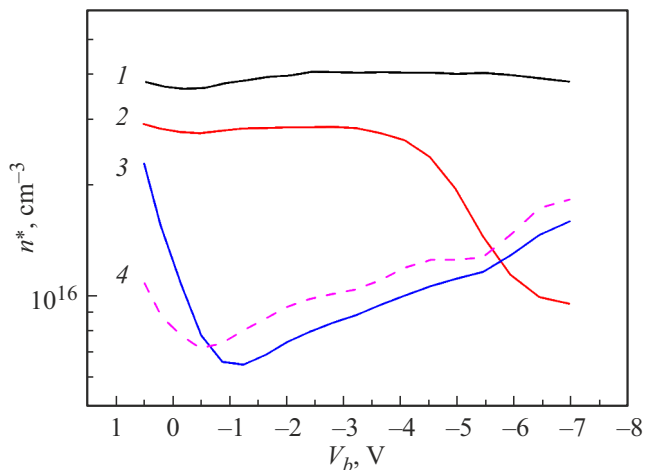


Рис. 2. Профили распределения эффективной концентрации свободных носителей заряда n^* в зависимости от величины приложенного к $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y/\text{GaAs}$ $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ -гетероструктуре напряжения смещения V_b , измеренных при различных температурах T , К: 1 — 300, 2, 3, 4 — 87; в темноте (1, 2, 3) и при оптической подсветке (4); после предварительного охлаждения образца при условии $V_r < 0$ (2), $V_r = 0$ (3, 4).

тельной корреляционной энергией U [4–6], связанные с примесью Te и Se. Следует предположить, что изучаемые в данной работе эпитаксиальные слои $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ в области p – n -перехода также могут содержать $DХ$ -центры. Для выявления $DХ$ -центров в p^0-i-n^0 -гетероструктурах были проведены исследования C – V -характеристик при 300 и 87 К с различными условиями измерения (рис. 2). В случае измерений при 87 К образец охлаждался либо при включенном напряжении обратного смещения $V_r < 0$, либо при $V_r = 0$ (рис. 2). Методика таких измерений для выявления бистабильных дефектов ранее нами уже применялась в работе [1].

Для эпитаксиальных p^0 - и n^0 -слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ из C – V -характеристик, с использованием метода дифференциальной емкости [7], были рассчитаны профили распределения эффективной концентрации свободных носителей заряда (n^*) по толщине слоя области пространственного заряда ОПЗ (рисунок не приводится) и в зависимости от величины приложенного к p – n -переходу напряжения смещения V_b (рис. 2). Были выявлены следующие особенности C – V -характеристик исследуемых структур: 1) при понижении температуры измерения образца от 300 до 87 К происходит рост толщины слоя ОПЗ от ~ 0.5 до 0.9 мкм; 2) в случае измерения C – V -характеристик образца при 87 К и предварительном его охлаждении при $V_r = 0$ (рис. 2, кривая 3) происходит уменьшение величины n^* от $\sim 4 \cdot 10^{16}$ до $\sim 6 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ (рис. 2, кривые 1 и 3 соответственно, при $V_b = -1$ В); 3) кроме того, C – V -характеристика, полученная при подсветке (рис. 2, кривая 4), оставалась неизменной в

течение длительного времени при низкой температуре после выключения освещения, что объясняется так называемым эффектом остаточной фотопроводимости [3,4]. Все вышеперечисленные особенности результатов C – V -измерений характерны для образцов, в которых присутствуют конфигурационно-бистабильные донорные примеси (Si, Se, Te), обладающие двумя типами состояний донора: мелкого и глубокого $DХ$ -уровня, являющегося ловушкой самозахвата. Однако при охлаждении образца до 87 К с $V_r < 0$, при последующем измерении C – V -характеристики по достижении $V_b \approx -4.0$ В, эффективная концентрация n^* довольно быстро падает (рис. 2, кривая 2). В то же время для эффективной концентрации n^* , определенной из C – V -характеристики и измеренной при охлаждении образца до 87 К с $V_r = 0$, начиная со значения $V_b \approx -1.0$ В наблюдается рост n^* (рис. 2, кривая 3). Объяснение этого эффекта будет дано далее.

Далее, для диодной структуры $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y/\text{GaAs}$ $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ были измерены спектры DLTS при различных значениях импульсов заполнения, $V_f = -0.01, -1.00, -4.50$ и $+0.50$ В, при напряжениях смещения $V_r = -2.10, -3.0$ и -6.0 В (рис. 3). Эти спектры продемонстрировали наличие трех DLTS-пиков, все — с положительным знаком, но разной амплитудой сигнала. Следует отметить, что положительный знак пика DLTS $E1$ (рис. 3) является необычным для спектра DLTS, измеренного для заполняющего импульса с $V_f = -0.01$ В. Для дефекта, являющегося ловушкой основных носителей, пик DLTS при таком значении V_f должен иметь отрицательный знак. Все происходит иначе в p – n -структурах с $DХ$ -центрами с отрицательной корреляционной энергией U , для которых характерно наличие трех зарядовых состояний: мелкого донора $DХ^+$

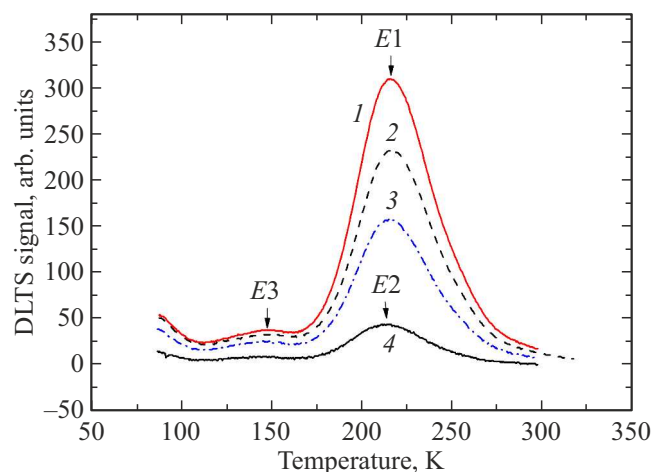


Рис. 3. DLTS-спектры $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y/\text{GaAs}$ $p^+-p^0-i-n^0-n^+$ диода, с темпом окон 200 с^{-1} , при напряжениях смещения $V_r = -2.1$ В и напряжении импульса заполнения $V_f = +0.50$ В (1), $V_r = -2.1$ В и $V_f = -0.01$ В (2), $V_r = -3.00$ В и $V_f = -1.0$ В (3); $V_r = -6.00$ В и $V_f = -4.5$ В (4).

и двух уровней с электронами в нейтральном (DX^0) и отрицательно заряженном (DX^-) состояниях (акцептороподобный уровень) [1,4–6]. В работе [6] представлена наиболее адекватная конфигурационно-координатная диаграмма для разных зарядовых состояний DX -центра в $Al_xGa_{1-x}As$. При измерении DLTS-спектров для таких дефектов при $V_r = -2.1$ В в n^0 -слое образуется ОПЗ, в которой электроны, эмитирующие с акцептороподобных уровней DX^- , выносятся сильным электрическим полем ОПЗ. Уровень донора, обозначенный как D^+ , при этом становится положительно заряженным с большим сечением захвата электрона. В то же время глубокий DX^0 уровень оказывается нейтральным и с меньшим сечением захвата, чем у донорного уровня D^+ . Емкость p – n -перехода уменьшается. После подачи импульса заполнения с $V_f = -0.01$ В при длительности импульса заполнения, достаточном для захвата двух электронов на уровни D^+ и DX^0 , первый электрон захватывается на донорный уровень D^+ , и дефект переходит в состояние DX^0 в соответствии с реакцией $D^+ + e^- \rightarrow DX^0$. После этого дефект почти сразу захватывает второй электрон, и становится DX^- ($DX^0 + e^- \rightarrow DX^-$). При этом емкость p – n -перехода увеличивается. Затем, после включения заполняющего импульса и обратного смещения с $V_r = -2.1$ В, испускаются два электрона, близко следующие друг за другом. Так как испускание первого электрона занимает значительно больше времени, чем испускание второго электрона, наблюдаемая скорость испускания фактически будет такой же, как и у первого электрона [1].

Это означает, во-первых, что глубокие состояния DX^- , являющиеся ловушками для основных носителей, дают положительный сигнал DLTS; во-вторых, DLTS-сигнатура уровня $E1$, найденная из зависимости Аррениуса, может принадлежать DX -состоянию. Для $E1$ уровня энергия термической активации E_t , сечение захвата σ_n и концентрация N_d были соответственно $E_t = 414$ мэВ, $\sigma_n = 1.04 \cdot 10^{-14}$ см², $N_d = 2.4 \cdot 10^{15}$ см⁻³. Параметры E_t и σ_n были идентичны для DLTS-пиков спектров 1, 2 и 3 (рис. 3), и были близки по параметрам с DX -центром донорной примеси Si. Для спектра 4 амплитуда DLTS-пиков уменьшилась приблизительно в 7 раз, DLTS-сигнатура уровня $E2$ также изменилась: $E_t = 345$ мэВ, $\sigma_n = 2.43 \cdot 10^{-15}$ см². Как было показано выше (см. рис. 2), при охлаждении образца до 87 К с $V_r < 0$ и последующем измерении C – V -характеристики при достижении $V_b \approx -4.0$ В эффективная концентрация n^* довольно быстро падает. Эти метаморфозы могут быть обусловлены градиентным изменением состава твердого раствора $Al_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y$ по толщине эпитаксиального n^0 -слоя (см. рис. 1), при котором глубокий DX -уровень оказывается выше или в резонансе с Γ -минимумом зоны проводимости. При этом глубокое DX^- состояние становится метастабильным, а DX^+ состояние эффективной массы, связанное с Γ -долиной, — стабильным. В таком случае, учитывая, что в эпитаксиальных слоях содержатся дислокации, в результате

наличия механического давления на решетку возникает способность DX -центра захватывать электроны, даже когда он находится выше дна зоны проводимости. При этом в спектрах DLTS может наблюдаться пик, связанный с DX -центром, но с существенно меньшей амплитудой [4,5].

Кроме уровней глубокого DX^- состояния, в DLTS-спектрах обнаруживается пик $E3$, с параметрами: $E_t = 220$ мэВ, $\sigma_n = 1.61 \cdot 10^{-16}$ см², $N_d = 2.4 \cdot 10^{14}$ см⁻³. Появление этого пика может быть обусловлено наличием в слое донорных примесей Se и Te [1].

Необходимо отметить, что, хотя ранее (см. работу [2]) в DLTS-спектрах слоев $GaAs_ySb_{1-y}$ с y от 1.5 до 3% были выявлены глубокие уровни, связанные с дислокациями, в исследованных $Al_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y/GaAs$ -гетероструктурах с y до 6.5% они отсутствовали. Возможно, это связано с изменением дислокационной структуры гетерослоев при увеличении содержания Sb в них и, соответственно, рассогласования по параметру решетки слоя и подложки.

Финансирование работы

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 23-29-00245, <https://rscf.ru/project/23-29-00245/>

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] M.M. Sobolev, F.Y. Soldatenkov, V.G. Danil'chenko. J. Appl. Phys., **128** (9), 095705 (2020). <https://doi.org/10.1063/5.0018317>
- [2] M.M. Sobolev, F.Yu. Soldatenkov, I.L. Shul'pina. J. Appl. Phys., **123**, 161588 (2018). DOI: 10.1063/1.5011297
- [3] D.V. Lang, R.A. Logan, M. Jaros. Phys. Rev. B, **19**, 1015 (1979). <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.19.1015>
- [4] P.M. Mooney. J. Appl. Phys., **67**, R1 (1990). <https://doi.org/10.1063/1.345628>
- [5] T.N. Theis, P.M. Mooney, B.D. Parker. J. Electron. Mater., **20**, 35 (1991). <https://doi.org/10.1007/BF02651963>
- [6] L. Dobaczewski, P. Kaczor. Phys. Rev. B, **44**, 8621 (1991). <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.44.8621>
- [7] C.O. Thomas, D. Kahng, R.C. Manz. J. Electrochem. Soc., **109**, 1055 (1962). DOI: 10.1149/1.2425235

Редактор А.Н. Смирнов

Defects with deep levels in high-voltage gradual $p-i-n$ heterojunctions AlGaAsSb/GaAs

M.M. Sobolev, F.Yu. Soldatenkov

loffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract High-voltage gradual p^0-i-n^0 junctions of $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ with $x \sim 0.24$ and $y \sim 0.05$ in the i -region were studied using capacitance-voltage characteristics method and transient spectroscopy of deep levels. It has been established that the effective recombination trap in them is the DX center of the Si donor impurity, with a thermal activation energy $E_t = 414$ meV, a capture cross section $\sigma_n = 1.04 \cdot 10^{-14}$ cm², and a concentration $N_d = 2.4 \cdot 10^{15}$ cm⁻³. In the heterostructures studied, there were no deep levels associated with dislocations.

Публикация материалов Конференции завершена