

РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПРИМЕСНЫХ КЛАСТЕРОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ GaAs:Te

В. И. Дубовик, А.А. Невзгодов*.

Омский филиал ИФП СО РАН , 644077, г. Омск, пр. Мира, 55 – А, dubovik@omsu.ru

*Омский государственный университет, кафедра микроэлектроники и медицинской физики , 644077, г. Омск, пр. Мира, 55 – А.

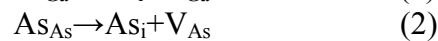
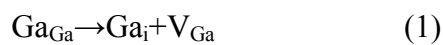
Актуальность исследований влияния ионизирующей радиации на полупроводниковые материалы обусловлена возможностью целенаправленного изменения оптических, электрических, гальваномагнитных и прочностных характеристик кристаллов, используемых в микроэлектронике, а так же проблемами радиационной стойкости элементной базы современных технических устройств.

В настоящей работе исследовалось влияние γ -излучения и высокотемпературной термообработки на удельную электропроводность (σ) и постоянную Холла (R_x) в монокристаллах GaAs:Te, выращенных методом Чохральского (Гиредмет, г. Москва) с начальной концентрацией свободных носителей заряда $n_0 = (0.12-4.5) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Подготовка образцов осуществлялась по стандартной методике: механическая шлифовка, полировка и химическая обработка для снятия механических напряжений в полирующем травителе $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ (3:1:1). Измерения σ проводилось методом Ван-дер-Пау, а R_x - методом ЭДС Холла в диапазоне температур 77-325 К. Омические контакты формировались на торцах образца вплавлением индия при $T=500 \text{ К}$ в кратер, предварительно подготовленный электрическим пробоем. Холловская концентрация (n) свободных носителей заряда рассчитывалась по стандартной методике при значении Холл-фактора равного единице, так как исследуемые образцы в данном диапазоне концентраций и температур являются вырожденными. Значения n также определялись оптическими методами по ИК – поглощению и рамановскому рассеянию при $T=300 \text{ К}$. Для исследования структуры кристалла использовался рентгеновский дифрактометр ДРОН-3М с регистрацией CuK_α излучения длиной волны $1,5405 \text{ \AA}$. Бреговский угол дифракции изменялся в диапазоне $25 - 115^\circ$ в режиме $(\Theta-2\Theta)$ - сканирования. Облучение образцов γ - квантами ^{60}Co с энергиями 1,17 и 1,33 Мэв проводилось на установке “Исследователь” при температуре $T_\gamma = 300 \text{ К}$. Интенсивность γ - излучения (I_γ) составляла $0,2 \text{ Мрад}\cdot\text{час}^{-1}$. Отжиг образцов проводился в запаянных кварцевых ампулах при давлении остаточных газов $10^{-3} \text{ мм.рт.ст.}$ и температуре $T=1100 \text{ С}$ с последующим медленным охлаждением или закалкой до комнатной температуры. При указанных значениях температуры и давлении остаточных газов наблюдаются внутренняя диффузия атомов As, Te и их испарение с поверхности [1], в результате чего возникает приповерхностный слой, обедненный данными элементами, а на поверхности образца наблюдаются выделения Ga. С помощью механической шлифовки, полировки и химического травления этот слой удалялся перед измерениями.

В выращенных сильно легированных кристаллах наряду с дефектами донорного типа образуются примесные кластеры различной сложности. При высокотемпературном отжиге в обеих подрешетках монокристаллов GaAs:Te образуются подвижные френкелевские дефекты, которые взаимодействуют с примесными кластерами, изменяя концентрацию донорных состояний. При термообработке происходит растворение примесных кластеров с размерами меньше критического и увеличение более крупных. Исследования дифрактограмм позволили выделить характерные дифракционные пики от плоскости (400) GaAs:Te. По картотеке ASTM (Американское общество испытания материалов) с помощью программы PCPDFWIN идентифицирован характерный дифракционный пик - (1,1,15) для комплексов

β -As₂Te₃ и/или (211) - для комплексов Te₂, имеющих ромбоэдрическую решетку. Авторы [2] объясняют диффузное рассеяние рентгеновских лучей в сильно легированных монокристаллах GaAs:Te наличием комплексов Te₂. Отжиг при T=1100 C в течении 6 часов и медленное охлаждение до комнатной температуры в течении 14 часов увеличивают интегральную площадь дифракционного пика. После повторного отжига в течении 4 часов и последующей закалки до комнатной температуры наблюдается смещение дифракционного пика в область малых углов и уменьшение интегральной площади дифракционного пика, что может соответствовать изменению концентрации комплексов β -As₂Te₃ и/или Te₂.

Облучение монокристаллов GaAs:Te гамма-квантами приводит к образованию подвижных френкелевских дефектов, так же как и в случае термической обработки кристаллов [3, 4]. Регистрируемые значения σ , R_x и рассчитываемые n изменяются немонотонным образом с ростом поглощенной дозы γ – излучения. При термическом и/или радиационном воздействиях в обеих подрешетках GaAs:Te происходит образование френкелевских дефектов:



где Ga_i, As_i – междоузельные атомы, а V_{Ga}, V_{As} – вакансии галлия и мышьяка.

Подвижные компоненты реакции (1–2), взаимодействуя с собственными дефектами и примесными кластерами, образовавшимися при выращивании монокристаллов, перераспределяют атомы легирующей примеси между донорными (Te_{As}) и электрически нейтральными кластерными состояниями. В результате этого происходит изменение концентрации носителей заряда, и как следствие характерные изменения σ , R_x. Основными примесными дефектами ростового происхождения являются Te_{As}, V_{Ga}Te_{As}, (V_{Ga}Te_{As})V_{As} [5], пары Te-Te, образующие примесные кластеры [2], расщепленные дефекты внедрения Ga_iV_{Ga}Te_i, Te_iV_{Ga}Te_i [6] и более сложные примесные дефекты. При исследовании структуры и электрических свойств сверхрешеток, выращенных при низкой температуре в системах на основе n-GaAs [7-10], экспериментально были обнаружены кластеры As, обладающие акцепторными свойствами. Аналогичные кластеры, по-видимому, могут образовываться и в монокристаллах GaAs:Te, выращенных под слоев флюса, при наличии избыточного давления As. Концентрация свободных носителей заряда может изменяться и вследствие протекания реакций по механизму Уоткинса [11].

Вероятности протекания реакций, изменяющих концентрацию донорных состояний теллура, зависят от условий легирования при выращивании монокристаллов, режимов термообработки и γ – облучения (T _{γ} , I _{γ} , D _{γ}).

1. Технология тонких пленок Т.1. Справочник под редакцией Л.Майссела, Р. Глэнга. Советское радио, М. (1977). 575 с.
2. T.Slupinski, E. Zielinska-Rohozinska. Thin Solid Films, 367, 227 (2000).
3. Емцов В.В., Машовец Т.В. Примеси и точечные дефекты в полупроводниках. Радио и связь, М. (1981). 248с.
4. Точечные дефекты в твердых телах. Сб. статей; Пер. с англ. Мир, М. (1979). 277 с.
5. Глинчук К.Д. и др. Оптика и полупроводники. Киев, 2, 46 (1991).
6. Fewster P.E..Phys.Chem.Solids. 42, 10, 883 (1981).
7. Н.А. Берт, В.В. Чалдышев и др. ФТП 39, 12, 2232 (1995).
8. В.В. Чалдышев, Н.А. Берт и др. ФТП 32, 10, 1161 (1998).
9. П.Н. Брунков, В.В. Чалдышев и др. ФТП 32, 10, 1170 (1998).
10. П.Н. Брунков, В.В. Чалдышев, Н.А. Берт и др. ФТП 34, 9, 1109 (2000).
11. G.D. Watkins. Lattice Defects in Semicond. Conf., 23, 1. Inst. of Phys., London-Bristol (1975).