

Выражение для коэффициента отражения материала с антиотражающим покрытием имеет вид [3]:

$$R_{\text{arc}} = \frac{r_f^2 + r_b^2 + 2r_f r_b \cos(2\beta)}{1 + r_f^2 r_b^2 + 2r_f r_b \cos(2\beta)}, \quad (3)$$

где $r_f = (n_{\text{arc}} - n_1)/(n_{\text{arc}} + n_1)$ и $r_b = (n_2 - n_{\text{arc}})/(n_2 + n_{\text{arc}})$ – амплитудные значения коэффициентов отражения от фронтальной и тыльной поверхностей антиотражающего слоя, а $\beta = (2\pi/\lambda)n_{\text{ars}}d_{\text{ars}}$.

Таким образом, при наличии просветляющего покрытия в выражении (2) коэффициент отражения R_{12} необходимо заменить коэффициентом R_{ars} (формула 3), тогда получим:

$$T(\lambda) = T_{\text{grid}}(1 - R_{\text{arc}})\exp(-\alpha_2 d_2)(1 - R_{23})\exp(-\alpha_3 d_3)(1 - R_{34}) \quad (4)$$

ВЫВОДЫ

Разработана математическая модель наногетеросистемы $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ с напряженными квантовыми точками InAs , которая позволила учесть оптические потери. В ходе математических расчетов было установлено, общие потери при отражении излучения от интерфейсов для типичных параметров солнечных элементов CIGS с КТ InAs без учета затенения от электродной металлической сетки на поверхности ZnO . Антиотражающее покрытие уменьшает потери на фронтальной поверхности солнечных элементов CIGS с КТ InAs .

ЛИТЕРАТУРА

1. Kosyachenko L.A. Optical and recombination losses in thin-film $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ solar cells / *Solar Energy Materials and Solar Cells* // L.A. Kosyachenko, X. Mathew, P.D. Paulson, V.Ya. Lytvynenko, O.L. Maslyanchuk. – 2014. – Vol. 120. – P. 291–302.
2. Neumann H. Relation between electrical properties and composition in CuInSe_2 single crystals / H. Neumann, R. D. Tomlinson // *Sol. Cells*. – 1990. – V. 28. – P. 301–313.
3. Born M. *Principles of Optics* / M. Born, E. Wolf, A.B. Bhatia. – [7th edition]. – UK: Cambridge University Press, 1999. – P. 65.

САМООРГАНИЗАЦИЯ НАНОПУСТОТ В УПРУГО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ СТРУКТУРАХ $\text{SiGe}(\text{Sn})$ ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

П. И. Гайдук

Белорусский государственный университет, gaiduk@bsu.by

Рассмотрены процессы самоорганизации нано-пустот в ионно-имплантированных слоях упруго-деформированных $\text{Si/SiGe}(\text{Sn})$ гетероструктур. Нанопустоты использованы для геттерирования и (или) сегрегации примесей с последующим формированием массивов захороненных нано-оболочек и нано-точек Ge , Sn или Au в Si слоях, расположенных вблизи p - n -перехода. Исследованы структурные превращения в слоях $\text{Si/SiGe}(\text{Sn})$ во время формирования нано-пустот, а также оптические характеристики и спектральные зависимости фототока в p - n -переходах и гетеро-слоях

Si/SiGe(Sn) со встроенными нано-структурами. Обсуждаются возможности плазмонных структур для повышения эффективности фотоприемных устройств.

Формирование структур с повышенной эффективностью поглощения света на основе полупроводниковых материалов IV группы имеет большое значение для развития высокоэффективных фотоприемных устройств. Один из возможных подходов для решения этой задачи связан с возбуждением локализованных поверхностных плазмонов после взаимодействия фотонов с нано-полостями, металлическими наноболочками и нано-частицами. Предполагается, что энергия плазмонных возбуждений может затем трансформироваться в окружающий полупроводниковый материал, в результате чего происходит генерация электронно-дырочных пар [1].

Концепция данного исследования основана на принципе самоорганизации нанопустот в упруго-деформированных Si/SiGe(Sn) гетероструктурах. Для формирования 2D массивов плазмонных наночастиц, использован оригинальный подход, включающий последовательную самоорганизацию нанопустот в напряженных SiGe или SiSn слоях [2–4] с последующим геттерированием атомов примеси (металла или полупроводника) в нанопустоты [5]. Эпитаксиальные слои SiGe с толщиной менее критического значения являются упруго деформированными (сжатыми). Упруго сжатые слои собирают вакансии и примесные атомы малого размера (H, He) из объема, поскольку при этом происходит частичная релаксация упругих напряжений. При последующем накоплении, вакансии могут трансформироваться в пустоты, как это показано в работах [2–4]. Было установлено, что в таких слоях пустоты имеют нанометровые размеры и собраны исключительно в напряженных слоях SiGe, захороненных в матрице Si. В свою очередь нанопустоты являются весьма эффективными локальными местами геттерирования примесных атомов металлов и точечных дефектов. При подходящих температурно-временных условиях геттерирования возможно полное или частичное заполнение пор металлом и, как результат, формирование наноболочек или наночастиц металла, встроенных в полупроводниковую матрицу. Цель данного исследования заключается в демонстрации того, что слои нанопустот могут быть эффективно использованы в качестве геттеров примесных атомов с их эволюцией в наночастицы, квантовые точки и наноболочки, встроенные в слои Si и пригодные для оптоэлектронных применений.

Образцы выращивали методом МЛЭ на пластинах (001)-Si на установке VG *Semicon V80*. Последовательно выращивали 100 нм буферный слой Si при 850°C, 10 нм слой Si_{0.7}Ge_{0.3} при 450°C и 500 нм слой Si при температуре 500°C. После выращивания, пластину разделяли на образцы. Часть образцов покрывали слоем золота толщиной 2,5 нм. Затем, для формирования нано-пустот, образцы имплантировали ионами He⁺ с энергией 60 кэВ до дозы 6×10¹⁴ - 6×10¹⁵ см⁻² при комнатной (RT) или высокой (HT = 250 °C) температурах. Все образцы отжигали 30 мин в сухом азоте при 700 - 850°C. Структура исследовалась с помощью методов ПЭМ. Профили распределения атомов Au по глубине измеряли методом POP/ПОРКИ. Измеряли оптические спектры на отражение и на просвет (*Perkin Elmer Lambda 1050*), а также спектральные зависимости фотопроводимости.

Методами ПЭМ установлено (рис. 1 б, в), что в слоях, имплантированных ионами He⁺, термообработка приводит к формированию массива ограниченных пустот сферической формы на глубине 500 нм. В соответствии с результатами более ранних наших исследований [2–4], пустоты локализованы исключительно внутри упруго-деформированного SiGe слоя. Термический отжиг имплантированных

Si/SiGe/Si структур с нанесенной пленкой Au приводит к геттерированию и накоплению атомов Au в нанопустотах, локализованных в слое SiGe. В зависимости от температуры отжига, атомы золота покрывают стенки пустот (рис. 1 б, г, д) или создают сплошные частицы Au в пустотах (рис. 1 в). Высокотемпературный (850 °С) отжиг приводит к образованию объемных частиц эвтектической Au-Si фазы. Аналогичные результаты получены для сегрегации других примесей (Sn, Ge).

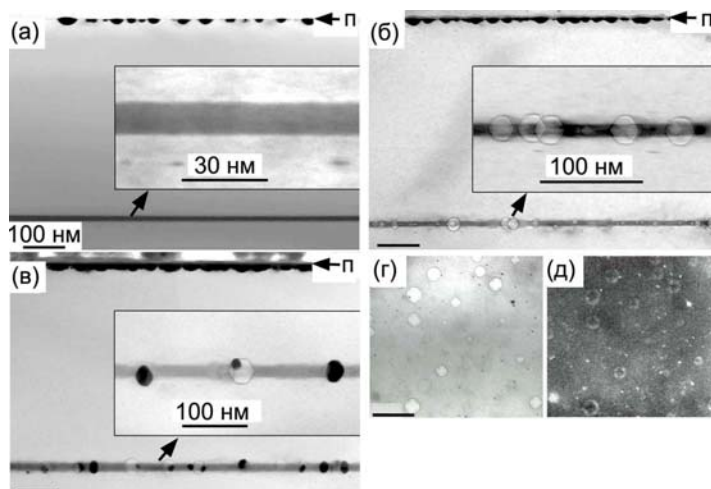


Рисунок 1. – X-ПЭМ (а-в) и PV-ПЭМ (г,в)-микрофотографии структур Si/SiGe/Si после выращивания МЛЭ, осаждения 2,5 нм Au, имплантации He⁺ (60 кэВ, 6×10¹⁵ см⁻², 250°С) и отжига при 700 °С (б, г, е), или 850°С (а, в). Образец (а) не был имплантирован до отжига

Оптические измерения образцов Si/SiGe/Si/Au показывают последовательное увеличение коэффициента отражения в инфракрасной области спектрального диапазона 700–1400 нм (0,88–1,77 эВ) после осаждения Au, имплантации ионов He⁺ и высокотемпературного отжига (рис 2).

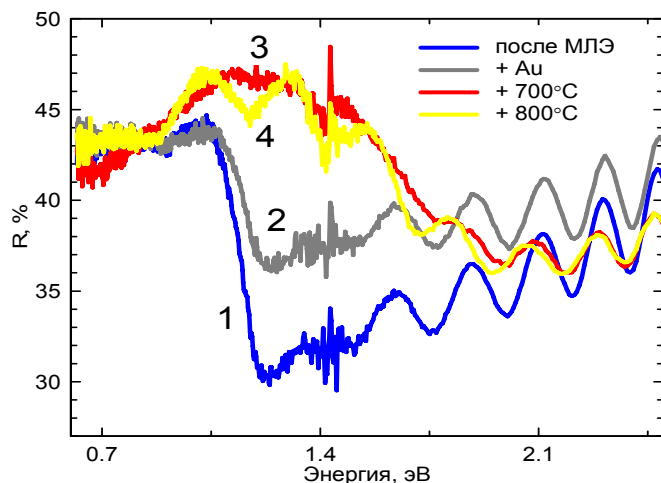


Рисунок 2. – Спектры оптического отражения от структур Si/SiGe/Si после выращивания МЛЭ (1), осаждения 2,5 нм Au (2), имплантации He⁺ и отжига при 700 °С (3), или 850 °С (4)

Сравнение с данными ПЭМ свидетельствует о том, что основные изменения отражающей способности происходят вследствие рассеяния света в приповерхностной области и связаны с возникновением плазмонов в наночастицах Au. Сравнительный анализ спектров рассеяния и ПЭМ-изображений показывает, что увеличение отражательной способности слоистой структуры Si/SiGe/Si/Au связано с рассеянием света не только на поверхностном слое, но также и на захороненном слое SiGe, который содержит нано-пустоты с внутренними оболочками или частицами Au, что свидетельствует о важной роли плазмонных возбуждений.

В отличие от сплошных нано-частиц, оптический (плазмонный) резонанс нано-оболочек очень чувствителен к геометрическим параметрам. Оптические свойства металлических нано-оболочек можно варьировать в широком диапазоне оптического спектра при изменении соотношения диаметр – толщина оболочки путем варьирования температурно-временных условий геттерирования. Кроме того, металлические нано-оболочки имеют более высокое удельное сопротивление по сравнению со сплошными нано-частицами, что позволяет подавлять омический канал диссипации плазмонных возбуждений. И, наконец, особое внимание привлекают возможности использования плазмонных структур со встроенными металлическими нанооболочками для повышения эффективности фотоприемных устройств на Si-основе.

Исследования проводились при финансовой поддержке фонда БРФФИ (проект Т16Р-167), а также фонда Марии Кюри 7-й РП ЕС - FP7-PEOPLE-2011-IF (проект №911932).

Автор признателен А. Н. Ларсену и Дж. Л. Хансену за выращивание исходных Si/SiGe структур и полезные дискуссии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Kirkengen, M., Bergli, J., Galperin, Y.M. Direct generation of charge carriers in c-Si solar cells due to embedded nano-particles // J. Appl. Phys.- 2007. – Vol. 102. – P. 093713.
2. Gaiduk, P.I., Hansen, J.L., Larsen, A.N., Steinman, E.A. Nanovoids in MBE grown SiGe alloys in-situ implanted with Ge⁺ ions // Phys. Rev. B.– 2003.– Vol. 67.– P. 235310.
3. Gaiduk, P.I., Hansen, J.L., Larsen, A.N., Wendler, E., Wesch, W. Self assembling of nanovoids in Ge implanted Si/SiGe multi-layered structure // Phys. Rev. B.– 2003.– Vol. 67.– P. 235311.
4. Gaiduk, P.I., Larsen, A.N., Wesch, W. Strain-driven defect evolution in Sn⁺ implanted Si/SiGe multi-layer structure. // Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Res. – 2009. – Vol. B 267. – P. 1239.
5. Gaiduk P.I., Larsen A.N.. Self-assembled Au dots in SiGe/Si layers for plasmonic application // Phys.Stat.Sol.(a) – 2014. – Vol. 211. – P. 2455.