

АСМ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНООСТРОВКОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СТРУКТУР

Литвин П.М., Прокопенко И.В., Кладько В.П., Федоренко Л.Л.

Институт физики полупроводников НАН Украины,
41, пр. Науки, 03028 Киев, Украина
тел./факс +380(44)265-59-40, e-mail: plyt@isp.kiev.ua

Введение

Получение наноразмерных структур для нужд полупроводниковой промышленности является весьма актуальной задачей, продиктованной постоянным увеличением степени интеграции и миниатюризации приборов электронной техники и ростом емкости носителей информации. Для их производства используются различные методы: начиная от методов литографии с использованием электронных [1], рентгеновских [2], ионных [3] и атомарных пучков [4], а также использующих возможности сканирующей зондовой микроскопии [5,6], и заканчивая методами, основанными на спонтанном самоупорядочении наноструктур [7,8]. Полученные структуры, в большинстве случаев, подвергаются разного типа внешним воздействиям (механические деформации, сильные электромагнитные поля, значительные градиенты температур, и др.), провоцирующим протекание процессов деградации и появление нанонеоднородностей, плотность и размеры которых соизмеримы с рабочими элементами полупроводниковых структур. Изучение таких процессов, с одной стороны, позволяет найти пути повышения деградационной стойкости приборов, а с другой – может быть использовано для развития новых методов получения самоорганизованных систем.

В данной работе методами атомно силовой микроскопии (АСМ) на примере эпитаксиальных структур AlAs/GaAs и объемных монокристаллов GaAs и SiC продемонстрировано возможное влияние полей механических деформаций, облучения СВЧ полем и лазерной обработки на формирование наноструктур на их поверхности. АСМ исследования проведены в комплексе с методами рентгеноструктурного анализа, масспектрометрии и фотолюминесценции.

Образцы и методы исследований

Объектами исследований были: 1) сверхрешетки AlAs/GaAs, образованные стократным повторением слоев AlAs (3,0 нм) и GaAs (3,0 нм) (образец №1), и структуры, образованные пятидесятикратным повторением слоев AlAs (4,53 нм) и GaAs (1,42 нм) (образец №2), выращенные методом МВЕ; 2) подложечные монокристаллы GaAs (100), легированные оловом ($3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$), толщиной 300 мкм, полученные методом Чохральского; 3) монокристаллы 6H-SiC, полученные методом Лейли, легированные азотом ($\sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$).

В качестве внешних воздействий применено облучение сверхвысокочастотным электромагнитным полем (стоячая волна в камере магнетрона, частота 2,38 Гц, плотность облучения 100 Вт/см^2) и обработка N₂ импульсным лазером (длина волны 337 нм, длительность импульса 10 нсек., энергия импульса $1,6 \cdot 10^{-3} \text{ Дж}$).

Исследование морфологии поверхности структур AlAs/GaAs проведены с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) NanoScope IIIa фирмы Digital Instruments в режиме периодического контакта (TappingModeTM). Для измерений

применены кремниевые зонды с номинальным радиусом острия 10 нм. Рентгеноструктурные исследования проведены методами высокоразрешающей диффрактометрии в двухкристальной схеме с использованием $\text{Cu } K_{\alpha 1}$ излучения. Количественный анализ профилей распределения компонент в монокристаллах GaAs осуществлен с помощью масспектрометра (SNMS) INA3 Instrument. Фотолуминесценция образцов SiC изучалась в спектральном интервале 1,5-3,5 эВ.

Результаты измерений и обсуждение

В ходе исследований показано, что морфология поверхности эпитаксиальных слоев AlAs/GaAs существенным образом зависит от топологии структур и режимов получения. При одинаковом качестве подготовки рабочей поверхности подложки поверхность эпитаксиального слоя, образца №1, менее развита (среднеарифметическая шероховатость R_a составляет 0,10 нм) по сравнению с поверхностью образца №2, для которого $R_a=0,42$ нм. Поверхность образца №1 образована двумерным ростом эпитаксиальной пленки, о чем свидетельствует наличие на скане отдельных моноатомных ростовых ступеней высотой около 5 Å. Несмотря на схожесть режимов выращивания, поверхность образца №2 покрыта равномерно распределенными углублениями диаметром от 50 до 120 нм и глубиной 0,5-2,0 нм. Такой характер поверхности обусловлен наследованием неровностей подложки при росте пленки (для подложки $R_a=1,9$ нм).

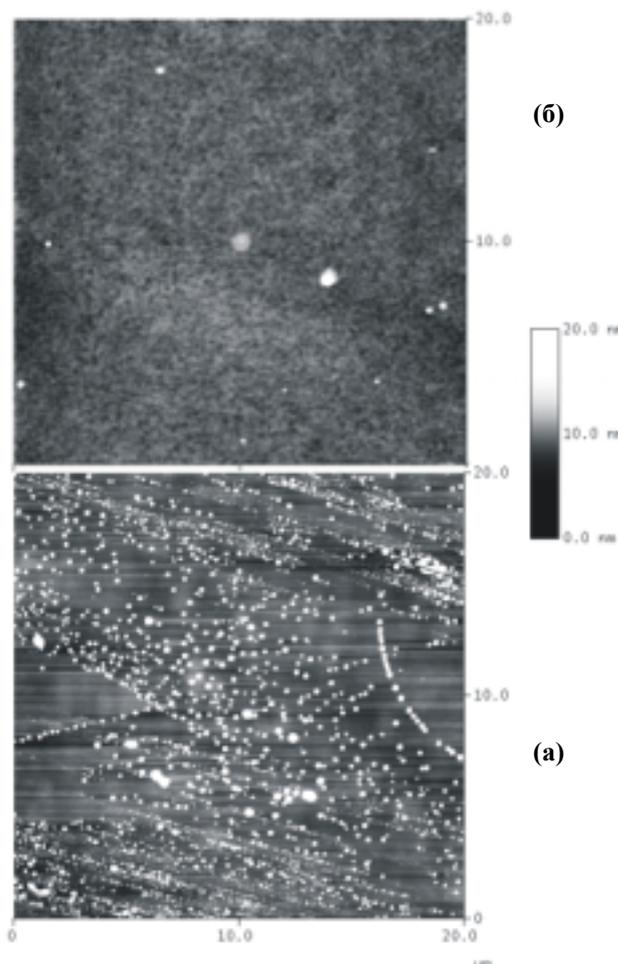


Рис.1. АСМ изображения фрагментов поверхностей 20x20 мкм структур AlAs/GaAs №1 (а) и №2 (б).

Исходя из описанной морфологии поверхности исследованных структур, можно предположить, что существенным образом должен отличаться и характер распределения полей остаточных механических напряжений. Для ровной поверхности он будет однородным (цилиндрическим или сферическим), а в пленке с равномерно распределенными углублениями – знакопеременным.

Данные рентгеноструктурных исследований подтверждают это. Величина деформации усредненная по периоду чередования слоев составляет $2,128 \cdot 10^{-3}$ для образца №1 и $1,635 \cdot 10^{-3}$ для образца №2.

Сравнение участков большей площади поверхностей (20x20 мкм) исследованных структур (см. рис.1) позволило установить еще одно существенное отличие: ровная и гладкая поверхность образца №1 (рис.1,а) покрыта наноостровками, в то время как на поверхности образца №2 (рис.1, б) они полностью отсутствуют.

Диаметр наноостровков

составляет 20-300 нм. Наиболее типичным является размер 150 нм. Средняя высота островков составляет 18 нм при диапазоне высот $3\div 35$ нм. Неоднородный характер распределения наноструктур на поверхности по плотности и размерам позволяет предположить, что плотность и размеры определяются градиентами полей остаточных механических напряжений. На рис.1,а хорошо видно, что часть островков приблизительно одного размера распределена однородно (центр скана). Другая часть, меньших размеров, выстроилась в прямолинейные параллельные цепочки ориентированные по кристаллографическому направлению $\langle 110 \rangle$. Кроме этого, на скане наблюдается две области, свободных от наноструктур, но эти области ограничены цепочками произвольной формы, состоящих из островков больших размеров (диаметр 300 нм, высота – 20 нм) и локализованных, скорее всего, на протяженном (около 10 мкм) дефекте в пленке, послужившем геттером.

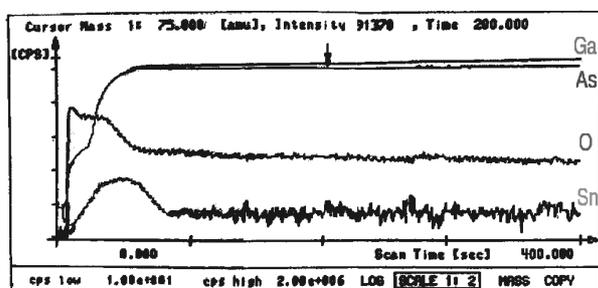
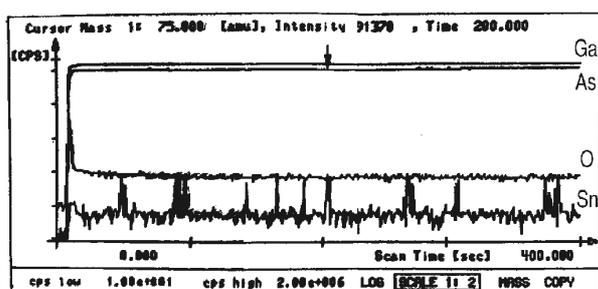
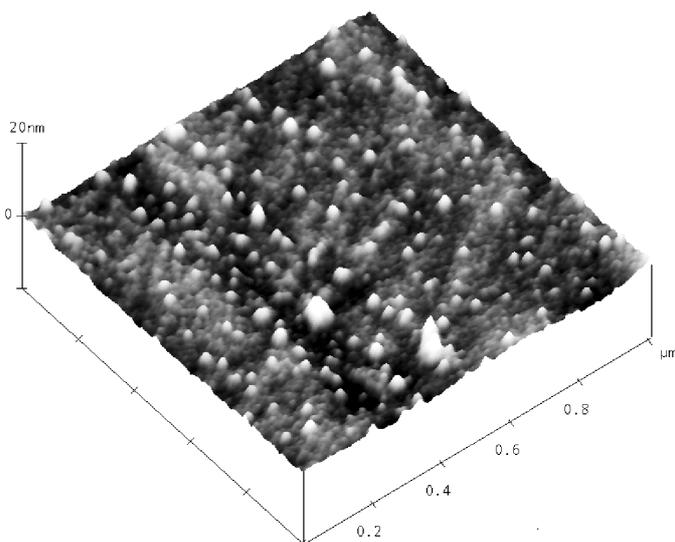


Рис.2. АСМ изображение фрагмента поверхности монокристалла GaAs подвергнутой СВЧ облучению 20 сек. (а). SNMS профили распределения компонент монокристалла до и после СВЧ облучения (б). Глубина кратера 500 нм.

Анализируя природу наноструктур и возможные механизмы их образования, мы пришли к выводу, что островки образованы в следствии диффузии свободных атомов мышьяка и галлия к поверхности под воздействием градиента поля остаточных механических напряжений и их последующего соединения с атмосферным кислородом (Ga_2O_3 , As_2O_3). Механизм образования естественных оксидов GaAs и AlGaAs изучался, например в [9]. Основной особенностью этого процесса является образование сильного электрического поля, направленного поперек слоя образовавшегося оксида, которое обеспечивает продвижение атомов подложки и/или ионов кислорода через вновь образованный слой естественного оксида. Скорость роста очень высокая для первых монослоев оксида, но дальше она снижается в логарифмической зависимости от времени.

Получить независимое подтверждение данной природы наноструктур можно было бы, анализируя профили распределения компонент подложки (например Оже или ВИМС). Но для исследуемых структур нужно реализовать субнанометровое разрешение по глубине, что является весьма непростой задачей.

Смоделировать процессы диффузии свободных атомов Ga и As к поверхности подложки в деформационных полях можно посредством применения сильнонеравновесной обработки. Для этого мы выбрали промышленные монокристаллические подложки GaAs :Sn с однотипной обработкой поверхностей, а в качестве неравновесной обработки – СВЧ облучение. При проникновении СВЧ поля в легированный монокристалл имеет место быстрый разогрев локальных областей монокристалла вследствие диэлектрических потерь. Это, в свою очередь, стимулирует процессы диффузии точечных дефектов под воздействием температурных и деформационных градиентов. Кроме этого, накладывается влияние и самого электромагнитного поля на электронную подсистему полупроводника [10,11].

Трансформация поверхности подложек GaAs и изменение профиля распределения компонент подложки под воздействием СВЧ поля представлены на рис.2. СВЧ обработка вызвала появление на поверхности монокристалла наноструктур диаметром 10-50 нм и высотой 1-5 нм (рис.2,а). Характер распределения островков по поверхности такой же как и в структуре AlAs/GaAs №1 – присутствуют как участки с однородным распределением, так и прямолинейные цепочки, ориентированные по определенным кристаллографическим направлениям. На профиле распределения атомных компонент подложки по глубине (рис.2,б). видно нарушение стехиометричности состава GaAs в приповерхностной области монокристалла, а также значительное увеличение количества кислорода и примеси олова

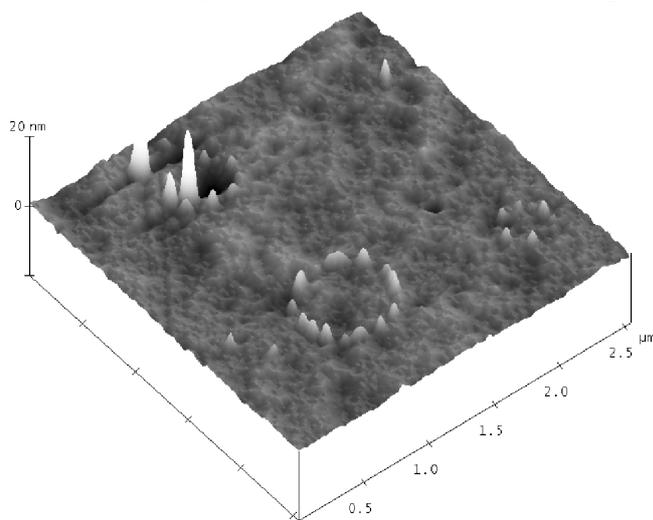


Рис.3. АСМ изображение фрагмента поверхности монокристалла 6H-SiC после лазерного облучения.

увеличивается на несколько порядков. Формирование островков вызвано наличием значительного термоградиента, достаточного для интенсификации процессов перераспределения атомов примеси и зарождения структурных дефектов в монокристалле, но ниже порога абляции. Изменения в спектрах фотолюминесценции и механических свойствах областей с наноструктурами позволяют предположить, что концентрация примеси азота в наноструктурах выше, чем в объеме монокристалла.

Заключение

Методом АСМ показано формирование наноструктур на поверхности полупроводниковых материалов и структур, стимулированное внешними

В качестве еще одного примера контролируемого формирования наноструктурированной поверхности полупроводника при активизации диффузии атомов компонент к поверхности мы выбрали лазерный отжиг монокристаллов карбида кремния [12]. При облучении С-стороны монокристалла SiC формирование наноструктур поверхности наблюдалось при достижении интенсивности лазерного излучения 5 ГВт/см^2 (см. рис.3). Горизонтальные и вертикальные размеры островков составляют 40-70 нм и 3-6 нм, соответственно. Интенсивность фотолюминесценции от обработанной поверхности

воздействиями. Диффузия атомов примеси и свободных атомов полупроводника к поверхности в полях упругих деформаций и под воздействием термоградиентов способна вызвать формирование наноструктурированной поверхности. Продемонстрированные эффекты следует учитывать при анализе процессов релаксации и деградации в полупроводниковых структурах. Комбинирование определенных технологических приемов получения полупроводниковых структур и неравновесных внешних воздействий может быть использовано для получения наноструктур.

Список литературы

1. S.Y.Chou, P.R.Krauss, L.Kong, Nanolithographically dented magnetic structures and quantum magnetic disk/ *J.Appl.Phys.* **79** (1996), p.6101-6106.
2. Special issue on X-ray lithography /*IBM J.Res.Develop.* **37** (1993), p.288.
3. R.L.Kubena, F.P.Stratton, J.W.Ward, G.M.Atkinson, R.J.Joyce, Sub-20-nm-wide line fabrication in poly(methylmethacrylate) using Ga + microprobe / *J.Vac.Sci.Technol.* **B 7** (1989), p.1798 –1801.
4. U.Drodofsky, J.Stuhler, T.Schulze, M.Drewsen, B.Brezger, T.Pfau, J.Mlynek, Hexagonal nanostructures generated by light masks for neutral atoms /*Appl.Phys.* **B 65** (1997), p.755 –759.
5. D.M.Eigler, E.K.Schweizer, Positioning of single atoms with a scanning tunneling microscope / *Nature* **344** (1990), p. 524 –526.
6. A.D.Kent, D.M.Shaw, S.V.Molnar, D.D.Awschalom, Growth of high aspect ratio nanometer-scale magnets with chemical vapor deposition and scanning tunneling microscopy / *Science* **262** (1993), p.1249 –1252.
7. Christian Teichert, Self-organization of nanostructures in semiconductor heteroepitaxy *Physics Reports* **365** (2002), p.335 –432.
8. Н.Н. Леденцов, В.М. Устинов, В.А. Щукин и др., Гетероструктуры с квантовыми точками: получение, свойства, лазеры /*ФТП*, **32**, №4 (1998), с. 385-410.
9. F. Reinhard, B. Dwir, G.Biasiol, E.Kapon, Atomic force microscopy of III-V nanostructures in air / *Appl. Surf. Sci.*, **104/105** (1996), p.529-538.
10. H.Zohm, E. Kasper, P. Mehringer, G.A. Muller, Thermal processing of silicon wafers with microwave co-heating / *Microelectronic engineering*, **54** (2000), p. 247-253.
11. Kryshtab T.G., Lytvyn P.M., Mazin M.A., Prokopenko I.V., Structural relaxation in single crystals stimulated by microwave radiation / *Metal Physics and Advanced Technologies*, **17** (1998), p.529-538.
12. A. Medvid', L. Fedorenko, P.Lytvyn, N. Yusupov, Nanostructures formation on surface of 6H-SiC by laser radiation / *Proc. of USCSP-1, Ukraine, Odessa* (2002), p.347.