

06;12

Метод селективного легирования кремния сегрегирующими примесями

© Д.В. Юрасов, М.Н. Дроздов, А.В. Мурель, А.В. Новиков

Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород
E-mail: Inquisitor@ipm.sci-nnov.ru

Поступило в Редакцию 2 мая 2011 г.

Предложен оригинальный метод управляемого легирования Si сегрегирующими примесями. Подход основан на быстром изменении температуры роста при молекулярно-пучковой эпитаксии структур между режимами кинетически ограниченной сегрегации и максимальной сегрегации примеси. На примере сурьмы продемонстрировано, что с помощью предлагаемого метода возможно получение селективно-легированных слоев кремния толщиной в несколько нанометров, в которых изменение объемной концентрации примеси на порядок достигается на масштабах 2–3 nm.

В настоящее время молекулярно-пучковая эпитаксия (МПЭ) является одним из основных методов получения как кремниевых эпитаксиальных структур, так и гетероструктур на его основе. Однако хорошо известно [1], что из-за сегрегации основных донорных примесей (мышьяка, сурьмы и фосфора) в методе МПЭ существует проблема контролируемого их введения в матрицу кремния и SiGe гетероструктур. Благодаря легкости испарения и низкому (по сравнению с мышьяком и фосфором) давлению собственных паров сурьма (Sb) является наиболее широко используемой донорной примесью при МПЭ кремния. К настоящему времени процессы сегрегации Sb в Si исследованы теоретически и экспериментально достаточно хорошо [1–8]. Для количественного описания сегрегационных свойств Sb удобно использовать коэффициент сегрегации r , определяемый как нормированное отношение концентрации примеси, находящейся на поверхности роста, к концентрации примеси, встроившейся в объем растущей пленки [3]. Было показано экспериментально [3–6] и теоретически [4,7], что простым понижением температуры роста (T_g) до $T_g = 300–400^\circ\text{C}$ (минимальных температур, при которых сохраняется высокое кристаллическое качество формируемых Si структур) подавить сегрегацию Sb нельзя (рис. 1). Так, при

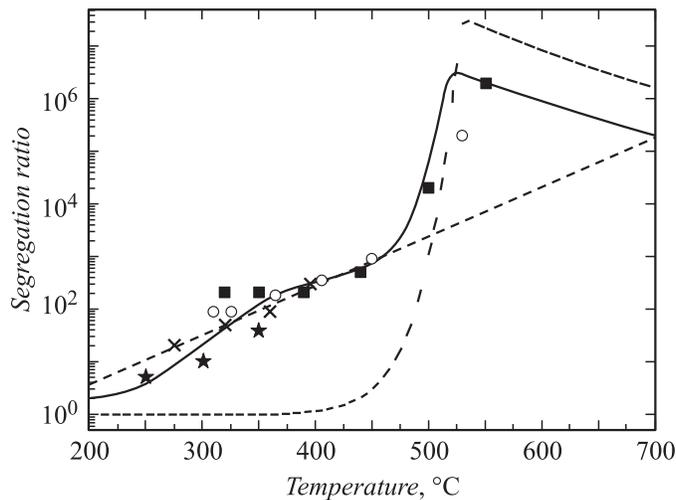


Рис. 1. Зависимости коэффициента сегрегации Sb в Si от температуры роста. Символы ■, ×, ★ и ○ соответствуют экспериментальным данным из [3], [5], [4] и данной работы соответственно. Сплошная, пунктирная и штриховая линии — теоретически вычисленные кривые по моделям из работ [7], [4] и [2]. Данные приведены для скорости роста 0.1 nm/s.

$T_g = 325^\circ\text{C}$ коэффициент сегрегации $r \approx 100$ (рис. 1), т.е. лишь 1 из 100 атомов Sb, находящихся на поверхности, встраивается в объем Si слоев. К настоящему времени предложены различные методы селективного легирования кремния донорными примесями. Среди них можно выделить следующие (см. обзор [1] и ссылки в нем): использование сверхнизких ($T_g < 300^\circ\text{C}$) температур роста, твердофазная эпитаксия, применение различных методов ионной имплантации примеси. Однако все они обладают определенными недостатками, связанными либо с высокой дефектностью получаемых таким образом легированных слоев, либо с технической сложностью их реализации и необходимостью специального оборудования для установок МПЭ.

В данной работе предложен и экспериментально реализован оригинальный метод управляемого легирования кремниевых структур донорными примесями, который основан на контролируемом использовании эффекта сегрегации примеси в процессе МПЭ. Продемонстрировано,

что предлагаемый метод позволяет формировать δ -легированные, в том числе многослойные, Si:Sb структуры высокого кристаллического качества. Реализация метода не требует дополнительного специального оборудования для установок МПЭ.

Предлагаемый метод легирования основан на контролируемом использовании резкой зависимости $r(T)$, экспериментально наблюдаемой в интервале $T_g = 300\text{--}550^\circ\text{C}$ (рис. 1). Коэффициент сегрегации Sb в этом достаточно узком диапазоне температур роста меняется более чем на 4 порядка (рис. 1). В развитом методе для формирования легированных и нелегированных областей используются различные температуры роста. Подробнее схема предлагаемого метода получения селективно легированных сурьмой Si структур приведена ниже.

Для создания легированных Si:Sb слоев используются низкие ($300 \leq T_g \leq 400^\circ\text{C}$) температуры роста и предварительное осаждение на поверхность такого количества атомов Sb, которое с учетом значения r при выбранной T_g позволит получить необходимую объемную концентрацию примеси уже на начальной стадии роста легированных слоев. В этой части предлагаемый метод аналогичен методу „build-up“, используемому ранее для получения Si:Sb слоев с резким нарастанием объемной концентрации примеси [9].

Для создания резкого профиля распределения Sb и формирования слоя с низкой ее объемной концентрацией предлагается использовать остановку роста и повышение температуры подложки до $T_g = 500\text{--}550^\circ\text{C}$, при которых сегрегация Sb максимальна (рис. 1). Рост слоев с низкой объемной концентрацией примеси должен быть выполнен в этом интервале температур. При этом, несмотря на значительное количество атомов Sb на поверхности роста, оставшееся после формирования легированного слоя, из-за большого значения r ее объемная концентрация в слоях, выращенных при $T_g = 500\text{--}550^\circ\text{C}$, будет мала.

При создании многослойных, селективно легированных структур описанные выше шаги повторяются нужное число раз. При необходимости, определяемой дизайном структуры, излишнее количество Sb, оставшееся на поверхности роста после создания легированных слоев, может быть удалено кратковременным отжигом структуры в камере роста при $T_g > 750^\circ\text{C}$ или травлением тонкого поверхностного слоя выращенных структур.

В предлагаемом методе селективного легирования не требуется использование слишком низких ($T_g < 300^\circ\text{C}$) температур роста, что поз-

воляет избежать ухудшения кристаллического качества формируемых слоев. А невысокие максимальные температуры роста ($T_g \leq 550^\circ\text{C}$) дают возможность использовать его для легирования напряженных SiGe/Si структур. Ниже представлены результаты по практическому использованию предложенного метода для формирования δ -легированных Si:Sb структур.

Исследованные Si структуры были выращены на подложках Si(001) на установке МПЭ Riber Siva-21. Осаждение Si осуществлялось с помощью электронно-лучевого испарителя со скоростью 0.1 nm/s. Sb испарялась из эффузионной ячейки. Контроль состояния поверхности производился *in situ* с помощью метода дифракции быстрых электронов (ДБЭ). Температура роста контролировалась инфракрасным пирометром и термопарой. Для исследования полученных структур применялись вторично-ионная масс-спектрометрия (ВИМС), измерения эффекта Холла и вольт-фарадных характеристик. Для послойного элементного анализа структур использовался ВИМС TOF.SIMS-5 с времяпролетным масс-анализатором. Измерения эффекта Холла проводились в геометрии ван дер Пау при комнатной температуре. Измерение емкости осуществлялось при комнатной температуре на частоте 1 MHz.

Для практической реализации предлагаемого метода необходимо точное знание зависимостей $r(T_g)$ и потока атомов Sb от температуры источника. Эти зависимости были экспериментально определены за счет роста тестовых структур. Полученная экспериментальная зависимость $r(T_g)$, определенная по методике, описанной в работе [3], хорошо совпала с данными, полученными другими авторами (рис. 1). Зависимость потока атомов Sb от температуры источника была определена за счет роста серии однородно легированных Si:Sb слоев при $T_g = 320^\circ\text{C}$ и их анализа с помощью ВИМС и измерений эффекта Холла. Концентрация атомов Sb в легированных слоях, полученная методом ВИМС, совпала с концентрацией электронов, определенной из измерений эффекта Холла, что свидетельствует о полной электрической активации атомов Sb и высоком кристаллическом качестве Si:Sb легированных слоев, выращенных при $T_g = 320^\circ\text{C}$. Последнее подтверждается также тем, что для всех структур картина ДБЭ во время роста оставалась полосковой, характерной для планарного режима роста без образования дефектов и развития значительной шероховатости поверхности. Полученные экспериментальные зависимости $r(T_g)$ и потока атомов Sb от температуры источника позволили моделировать распределение Sb в выращенных

структурах в зависимости от условий роста (температуры подложки, температуры источника Sb, скорости роста слоев и количества атомов Sb на поверхности).

Предложенная методика селективного легирования была использована для создания в Si δ -слоев, легированных Sb. На профиле распределения Sb, полученном с помощью ВИМС для структуры с одним δ -слоем, отчетливо виден пик (рис. 2, *a*). Градиент концентрации примеси на переднем фронте этого пика составляет ~ 2 nm на декаду, а ширина легированного слоя на его полувысоте (FWHM) ~ 5 nm. Необходимо отметить, что перед проведением анализа ВИМС структура подвергалась кратковременному травлению в разбавленной HF кислоте.

Далее по предлагаемой методике была изготовлена структура, содержащая пять δ -легированных областей, разделенных номинально нелегированными Si слоями толщиной 22 nm. Профиль ВИМС распределения Sb для этой структуры представлен на рис. 2, *b*. Согласно результатам ВИМС, изменение концентрации Sb на порядок в легированных областях достигается на масштабе $\sim 2-3$ nm, FWHM δ -слоев составляет $\sim 2.5-4$ nm. Полученные значения параметров селективно легированных слоев соответствуют лучшим достижениям, полученным с помощью метода МПЭ и приведенным в литературе [1,10,11]. Сравнение результатов анализа ВИМС δ -слоев, полученных с помощью предлагаемого метода, и тестовой структуры с δ -слоем, в котором сегрегация Sb была подавлена за счет роста покровного аморфного слоя Si при $T_g < 100^\circ\text{C}$, показало, что приведенные выше параметры резкости профиля распределения примеси и FWHM δ -легированных слоев определяются возможностями используемой аппаратуры для ВИМС анализа. Таким образом, экспериментальные значения параметров δ -слоев, полученные с помощью ВИМС, показывают верхний предел для данных характеристик. Следует отметить, что, согласно исследованиям ВИМС, остановки роста, необходимые для изменения температуры роста в предлагаемом методе, не приводят к заметному накоплению загрязняющих примесей в структурах. Сравнение профилей распределения Sb, представленных на рис. 2, *a* и *b*, показывает, что Sb, находящаяся на поверхности выращенных структур, может быть удалена кратковременным травлением структур в разбавленной HF кислоте.

Исследования Si:Sb структур, выращенных при $T_g = 500-550^\circ\text{C}$, емкостными методами показали, что при значительной ($\sim 4 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$)

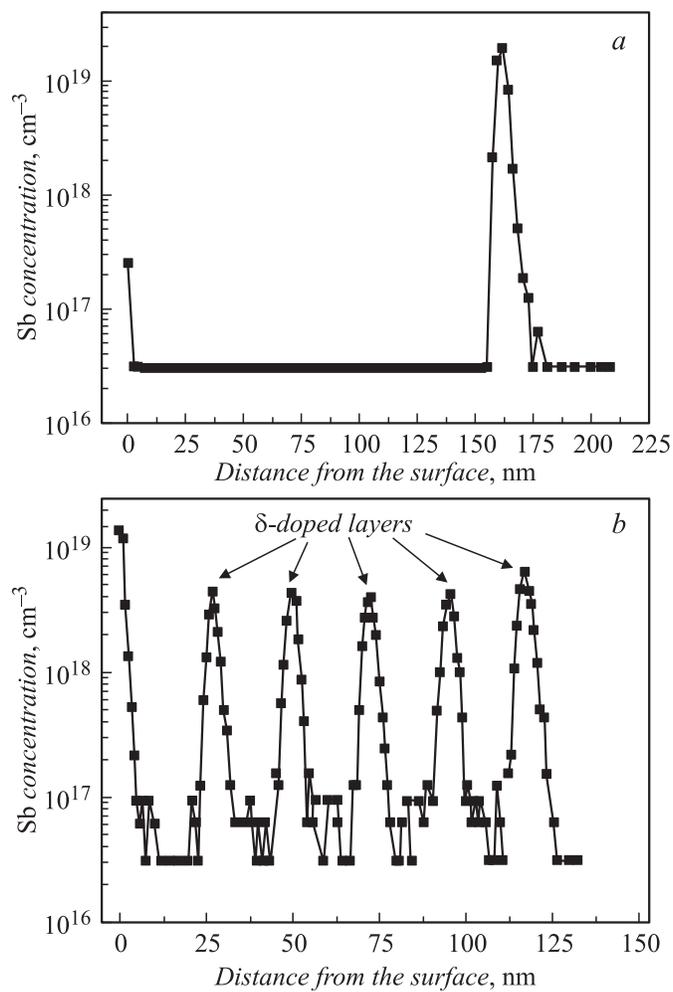


Рис. 2. Профили ВИМС распределения Sb в структурах с одним δ -легирующим слоем (a) и с пятью δ -слоями (b). Минимальная объемная концентрация Sb определяется пределом чувствительности ВИМС.

концентрации атомов Sb на поверхности структур объемная концентрация Sb в Si слоях, выращенных при этих температурах, составляет $\sim 5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$.

Таким образом, в работе предложен и экспериментально реализован метод формирования селективно легированных Si:Sb структур, основанный на контролируемом использовании сегрегации примеси. Параметры полученных с помощью предлагаемого метода δ -легированных Sb слоев, такие как градиент концентрации примеси и размер легированной области, соответствуют лучшим мировым достижениям.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, программ президиума РАН, ФЦП „Научные и научно-педагогические кадры инновационной России“ (госконтракт № 14.740.11.0337) и Аналитической ведомственной целевой программы „Развитие научного потенциала высшей школы“.

Список литературы

- [1] Gossmann H.-J., Schubert E.F. // Crit. Rev. Sol. St. Mater. Sci. 1993. V. 18. P. 1.
- [2] Jorke H. // Surface Science. 1988. V. 193. P. 569.
- [3] Hobart K.D., Godbey D.J., Twigg M.E., Fatemi M., Thompson P.E., Simons D.S. // Surface Science. 1995. V. 334. P. 29.
- [4] Nutz J.F., Abstreiter G. // Phys. Rev. B. 1996. V. 53. P. 13 551.
- [5] Jiang Z.M., Pei C.W., Liao L.S., Zhou X.F., Zhang X.J., Xun Wang, Jia Q.J., Jiang M., Ma Z.H., Smith T., Sou I.K. // Thin Solid Films. 1998. V. 336. P. 236.
- [6] Blacksberg J., Hoenk M.E., Nikzad S. // J. Cryst. Growth. 2005. V. 285. P. 473.
- [7] Arnold C.B., Aziz M.J. // Phys. Rev. B. 2005. V. 72. P. 195 419.
- [8] Kuznetsov V.P., Andreev A.Yu., Kuznetsov O.A., Nikolaeva L.E., Zotova T.M., Gudkova N.V. // Phys. Stat. Sol. A. 1991. V. 127. P. 371.
- [9] Kasper E., Kibbel H., Herzog H.-J., Gruhlea A. // Jpn. J. Appl. Phys. 1994. V. 33. P. 2415.
- [10] Van Gorkum A.A., Nakagawa K., Shiraki Y. // J. Appl. Phys. 1989. V. 65. P. 2485.
- [11] Ni W.-X., Hansson G.V., Sundgren J.-E., Jultman L., Wallenberg L.R., Yao J.-Y., Market L.C., Greene J.E. // Phys. Rev. B. 1992. V. 46. P. 7551.