

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИ  $Si$   
НА ПОВЕРХНОСТНЫХ ФАЗАХ  $Si-Sb$   
ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ  $S$ -ЛЕГИРОВАННЫХ СЛОЕВА.В. Зотов, А.А. Саранин,  
В.Г. Лишиц, Е.А. Храмова

Последние годы внимание исследователей привлекает так называемое  $S$ -легирование [1-4], которое рассматривается как перспективный метод формирования принципиально новых электронных структур.  $S$ -легирование представляет собой выращивание сверхтонких (в пределе монослойной толщины) сильно легированных слоев в нелегированном материале. О формировании  $S$ -легированных слоев в  $Si$  с использованием  $Sb$  в качестве легирующей примеси сообщалось в работах [2-4]. При этом концентрация электрически активной примеси в  $S$ -легированном слое была ограничена величиной около  $10^{14}$  см<sup>-2</sup>. В настоящей работе исследован предельный случай  $S$ -легирования, в котором  $S$ -легированные слои представляют собой поверхностные фазы  $Si-Sb$  с покрытием  $Sb$  около 1 монослоя. При выращивании  $S$ -легированных слоев использовались более "мягкие" по сравнению с работами [2-4] режимы роста, позволяющие уменьшить вероятность размытия резкого профиля легирования.

В качестве подложек использовали пластины  $Si$  марки КДБ-10 с ориентацией (111) и (100). Перед помещением в сверхвысоковакуумную камеру пластины тщательно очищали в органических растворителях. Финальная очистка заключалась в прогреве образцов при 1200 °С в течение 3-х минут в вакууме. От приготовленных образцов наблюдались четкие картины дифракции медленных электро-

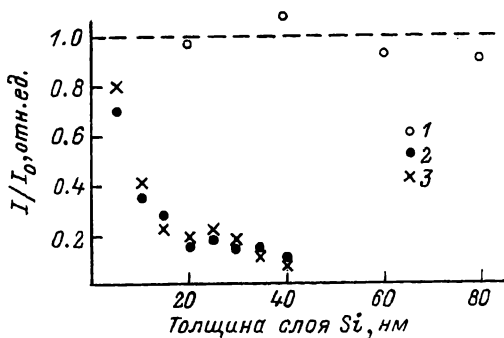


Рис. 1. Структурное качество (по данным ДМЭ) эпитаксиальных слоев  $Si$ , выращенных методом ТФЭ на неупорядоченной поверхностной фазе  $Si(100)-Sb(1)$ , упорядоченной поверхностной фазе  $Si(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}-Sb(2)$  и атомарно-чистой поверхности  $Si(111)7\times7(3)$ .

нов (ДМЭ)  $(2\times1)$  для  $Si(100)$  и  $(7\times7)$  для  $Si(111)$ , а электронная оже-спектроскопия (ЭОС) демонстрировала отсутствие на поверхности химических загрязнений.

Методика формирования  $\delta$ -легированного слоя была подобна предложенной в работе [3]. Напыление  $Sb$  проводили из эффузионной ячейки на поверхность нагретой подложки. При напылении на поверхности  $Si$  устанавливалась постоянная концентрация  $Sb$ , соответствующая равновесной поверхностной фазе  $Si-Sb$ . Так как атомы  $Sb$ , избыточные по отношению к поверхностной фазе, слабо связаны и десорбируют с поверхности [5], равновесная поверхностная концентрация  $Sb$  оставалась неизменной в широком диапазоне скорости напыления ( $1.5\cdot 10^{13}$  ат/см<sup>2</sup> с), температуры подложки (550–650 °С) и длительности напыления (1–5 мин).

Равновесная поверхностная фаза на  $Si(111)$  имела структуру  $Si(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}-Sb$  [6–8] и покрытие  $Sb=0.97\pm 0.07$  монослоя. Равновесная фаза на  $Si(100)$  была разупорядоченная (на картине ДМЭ видны лишь слабые размытые рефлексы структуры  $Si(100)2\times1$ ). Ей соответствовало покрытие  $Sb=1.08\pm 0.07$  монослоя. За 1 монослой принималась поверхностная концентрация атомов в верхнем слое монокристаллического кремния ( $7.8\cdot 10^{14}$  ат/см<sup>2</sup> для  $Si(111)$  и  $6.8\cdot 10^{14}$  ат/см<sup>2</sup> для  $Si(100)$ ).

Поверхностную концентрацию  $Sb$  определяли методом ЭОС. Пленку  $Sb$  считали однородным тонкослойным покрытием [9]. Калибровочные измерения (для массивных образцов  $Si$  и  $Sb$ ) были выполнены в идентичных условиях отдельно для  $Si(111)$  и  $Si(100)$ .

Определенная нами для поверхностной фазы  $Si(111)\sqrt{3}\times\sqrt{3}-Sb$  величина покрытия  $Sb$  (около 1 монослоя) совпадает с результатами

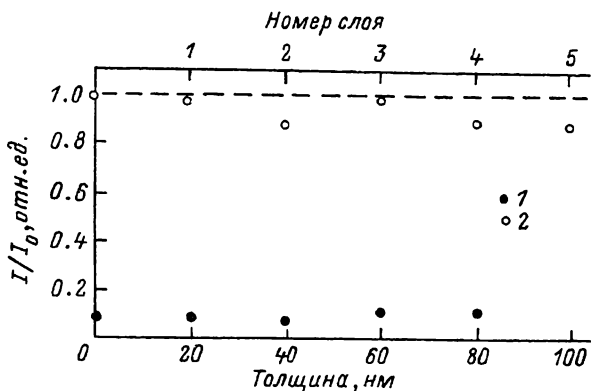


Рис. 2. Относительная интенсивность рефлекса картины ДМЭ от поверхностных фаз  $Si(100)$ – $Sb(1)$  и эпитаксиальных слоев  $Si(2)$   $\delta$ : $\delta$ –сверхрешетки с периодом 20 нм. Картины ДМЭ фиксировались после формирования каждого слоя.

работ [5, 7, 8]. В работах [7, 8] для определения концентрации  $Sb$  использовали рентгеновскую фотоэлектронную спектроскопию, в работе [5] – ЭОС. Однако величина покрытия, определенная в работе [5] для равновесной поверхностной фазы на  $Si(100)$ , примерно вдвое меньше (0.5 монослоя), чем у нас. Это может быть связано с неоднозначностью определения степени покрытия из данных ЭОС.

Наращивание слоев  $Si$  на поверхностных фазах  $Si$ – $Sb$  проводили методом твердофазной эпитаксии (ТФЭ) [10–13], т.к. ТФЭ позволяет избежать сегрегационных эффектов, присущих обычной методике молекулярно–лучевой эпитаксии [14, 15]. Аморфный кремний напыляли из сублимационного источника, представляющего собой пластину  $Si$ , нагреваемую пропусканием тока до 1350 °С. Скорость напыления была 0.2 нм/с, вакуум при напылении не хуже, чем  $5 \cdot 10^{-8}$  Па, температура подложки 20–200 °С. Для эпитаксиальной кристаллизации напыленных аморфных пленок использовали отжиг при 630 °С в течение 15–300 с.

Структуру пленок контролировали с помощью ДМЭ. Для оценки структурного качества выращенных эпитаксиальных пленок  $Si$  по данным ДМЭ использовали отношение  $I/I_0$  [16], где  $I$  – интенсивность рефлекса картины ДМЭ от пленки, а  $I_0$  – интенсивность того же рефлекса картины ДМЭ от атомарно–чистой монокристаллической подложки  $Si$ . Совершенной эпитаксиальной пленке соответствует  $I/I_0 = 1$ , полностью разупорядоченной (аморфной и мелкодисперсной поликристаллической)  $I/I_0 = 0$ .

На рис. 1 показана зависимость качества выращенных на поверхностных фазах  $Si$ – $Sb$  эпитаксиальных пленок  $Si$  от их толщины. Пленки  $Si$ , выращенные на поверхностной фазе  $Si(100)$   $Sb$ ,

во всем диапазоне толщин (20–80 нм) имеют высокое структурное качество, близкое к качеству подложки  $Si(100)$ . Это довольно неожиданный результат, т.к. фаза  $Si(100)-Sb$  неупорядоченная (ей соответствует  $I/I_0 \approx 0.1$ ). В то же время качество пленок  $Si$ , выращенных на упорядоченной фазе  $Si(111)\sqrt{3} \times \sqrt{3}-Sb$ , заметно уступает качеству подложки  $Si(111)$  и совпадает с качеством пленок  $Si$ , выращенных на „чистой” поверхности  $Si(111)7 \times 7$ . В обоих случаях, по-видимому, проявляется характерная для ТФЭ на грани (111) кремния склонность к образованию дефектов упаковки [11].

Повторением процедуры формирования  $S$ -слоев нами была выращена сверхрешетка, состоящая из поверхностных фаз  $Si(100)-Sb$ , разделенных эпитаксиальными слоями  $Si$  толщиной 20 нм (так называемая  $SiSi$ -сверхрешетка [1]). Данные ДМЭ, представленные на рис. 2, показывают, что все слои кремния имеют высокое структурное качество.

За пределами настоящего экспериментального исследования остался важный вопрос о сохранении  $S$ -легированного слоя при последующих термических обработках образца. Ранее нами было показано, что при выращивании методом ТФЭ нелегированного на обогащенной примесью поверхности  $Si$  размытие резкого профиля связано только с объемной диффузией в кристаллизованной пленке [14, 15]. Оценка диффузионного размытия даже для случая самого „жесткого” режима отжига работы [3] ( $750^\circ C/10$  мин) дает величину меньше межатомного расстояния. Экспериментально определенные в работах [2–4] величины размытия (1–8 нм), по-видимому, сильно завышены из-за ограничений используемых методов исследования (вторичной ионной масс-спектрометрии [3, 4],  $C-V$ -метрии [3], туннельной спектроскопии [2]). Применяемые нами режимы отжига при более низкой температуре ( $630^\circ C$ ) и в течение более короткого времени (до 15 с) позволяют предположить резкость полученных  $S$ -легированных слоев.

#### С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] P l o o g K., H a u s e r M., F i s c h e r A. // Appl. Phys. A. 1988. V. 45. P. 233–244.
- [2] Z e i n d l e H.P., W e g e n h a u p t T., E i s e l e I., O p p o l z e r H., R e i s i n g e r H., T e m p e l G., K o c h F. // Appl. Phys. Lett. 1987. V. 50. P. 1164–1166.
- [3] V a n G o r k u m A.A., N a k a g a w a K., S h i r a k i Y. // Japan. J. Appl. Phys. 1987. V. 26. P. L1933–L1936.
- [4] Н и к и ф о р о в А.И., К а н т е р Б.З., К о ж у х о в А.В., С т е н и н С.И. // Тез. докл. УП Всес. конф. по росту кристаллов. М., 1988. Т. 4. С. 59–60.
- [5] M e t z g e r R.A., A l l e n F.G. // Surf. Sci. 1984. V. 137. P. 397–411.

- [6] Кангер Б.З., Никифоров А.И., Стенин С.И. // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14. В. 21. С. 1963-1968.
- [7] Park C.Y., Abukawa T., Kinoshita T., Enta Y., Kono S. // Japan. J. Appl. Phys. 1988. V. 27. P. 147-148.
- [8] Kinoshita T., Enta Y., Ohta H., Yaegashi Y., Suzuki S., Kono S. // Surf. Sci. 1988. V. 204. P. 405-414.
- [9] Сих М.П. Анализ поверхности методами оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, М.: Мир, 1987. 236 с.
- [10] Заводинский В.Г., Зотов А.В., Коробцов В.В. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1983. № 10. С. 129-133.
- [11] Korobtsov V.V., Zavadinskii V.G., Zotov A.V. // Phys. Stat. Sol. (a). 1982. V. 72. P. 391-398.
- [12] Kaverina I.G., Korobtsov V.V., Zavadinskii V.G., Zotov A.V. // Phys. Stat. Sol. (a). 1984. V. 82. P. 345-353.
- [13] Korobtsov V.V., Lifshits V.G., Zotov A.V., Shengurov V.G. // Phys. Stat. Sol. (a). 1987. V. 103. P. 467-473.
- [14] Korobtsov V.V., Lifshits V.G., Zotov A.V. // Surf. Sci. 1988. V. 195. P. 466-474.
- [15] Зотов А.В., Коробцов В.В., Лифшиц В.Г. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1988. № 8. С. 77-83.
- [16] Korobtsov V.V., Zavadinskii V.G., Zotov A.V. // Surf. Sci. 1983. V. 130. P. L325-L328.

Институт автоматики  
и процессов управления  
с вычислительным центром  
АН СССР  
(Дальневосточный научный центр)

Поступило в Редакцию  
7 августа 1989 г.