

05.1; 11

© 1990

ЛЕГИРОВАНИЕ СУРЬМОЙ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ
МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИИ КРЕМНИЯБ.З. К а н т е р, А.И. Н и к и ф о р о в,
С.И. С т е н и н

Одной из проблем молекулярно-лучевой эпитаксии кремния (МЛЭ Si) является устранение сегрегационного слоя на поверхности роста, возникающего в процессе легирования путем соиспарения кремния и примеси. Эффективность легирования может быть описана коэффициентом встраивания K , который равен отношению потока атомов примеси, встраиваемых в решетку растущего кристалла, к потоку примеси, поступающему на поверхность. Для большинства донорных примесей при легировании соиспарением $K \ll 1$ в диапазоне температур $T_s = 600-800$ °C В [1] по изменению концентрации предварительно напыленной сурьмы обнаружено ускорение встраивания на поверхностях $Si(111)$ и $Si(100)$ в процессе МЛЭ Si при $T_s = 200-500$ °C В [2] сделана оценка влияния скорости роста V на встраивание Sb , предварительно напыленной на поверхность $Si(100)$. Однако в [1, 2] отсутствуют данные о распределении Sb в эпитаксиальной структуре, хотя для понимания механизма легирования при низкотемпературной МЛЭ Si необходимо знание предельных концентраций примеси в эпитаксиальных слоях и соответствующих концентрационных переходов. Кроме того, в отличие от метода предварительного напыления, использованного в [1, 2], в большинстве случаев примесь вводится путем одновременного испарения с кремнием, что может повлиять на процесс легирования. В данной работе информация о встраивании Sb получалась путем измерения профиля распределения электрически активной примеси

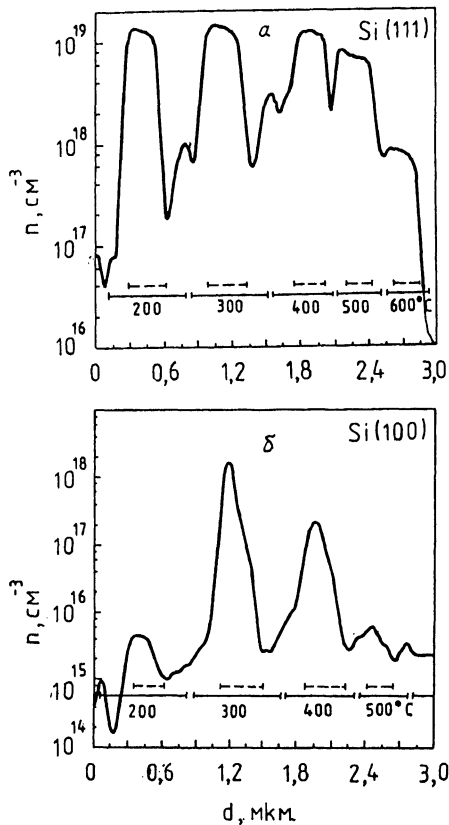


Рис. 1. Профили распределения концентрации Sb в циклически легированных структурах. Около сплошных или пунктирных линий указаны, соответственно, T_S или F_{Sb} в момент эпитаксии. Для а, б : $F_{Sb} = 10^{12}$ ат/см².с.

в структурах, циклически легированных путем соиспарения примеси и кремния.

Работа выполнялась на установке МЛЭ, в которой поток Si формировался электронно-лучевым испарителем, а Sb напылялась из тигельного источника [3]. Эпитаксия проводилась на подложках $Si(111)$ и $Si(100)$ с постоянной скоростью $V = 0.3$ нм/с. Цикл роста при каждой заданной T_S состоял из трех участков: на первом и третьем поток сурьмы $F_{Sb} = 0$, на втором — $F_{Sb} = 10^{12}$ ат/см².с. Для получения картины распределения примеси применялся метод измерения сопротивления растекания.

Распределение концентрации примеси в эпитаксиальных структурах приведено на рис. 1, а, б, а на рис. 2 представлена зависимость максимальной концентрации и K от T_S^{-1} . Для $Si(111)$ эта зависимость состоит из двух участков. При $T_S > 500$ °C имеет место

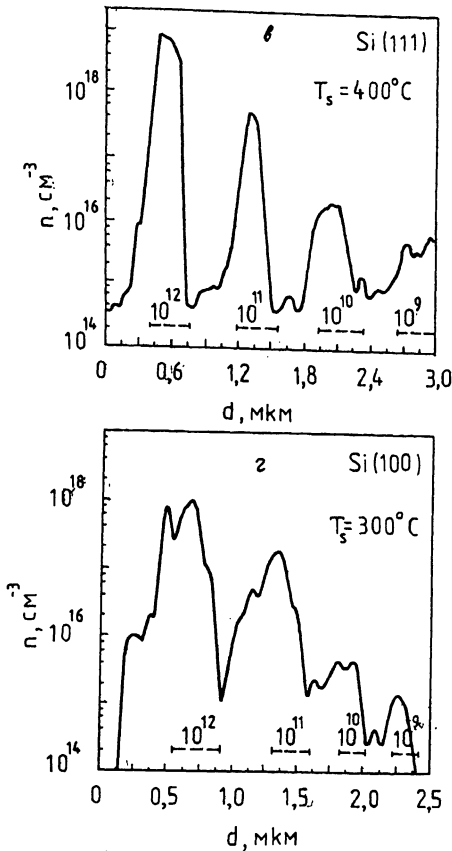


Рис. 1. (продолжение).

экспоненциальный рост в зависимости от T_s^{-1} с энергией активации 1,2 эВ. При $T_s > 500$ °C имеет место низкотемпературный режим, соответствующий величине K , близкой к 1. Особенностью низкотемпературного режима эпитаксии для $Si(111)$ является снижение с температурой минимальной концентрации примеси на участках роста, где $F_{Sb} = 0$ (рис. 1, а). По данным: дифракции быстрых электронов, переход к низкотемпературному режиму характеризуется изменением структуры поверхности из 7×7 в 1×1 . Отмеченную перестройку структуры поверхности важно иметь ввиду, сравнивая наши результаты с [1, 2], где на первых стадиях процесса эпитаксии имеет место высокая поверхностная концентрация Sb и возможно формирование двумерных упорядоченных фаз, стабилизированных примесью [4]. В наших условиях легирования отношение потоков $F_{Sb} / F_{Si} < 10^{-3}$, и поэтому структура поверхности определяется только значениями V и T_s .

Процесс легирования для $Si(100)$ отличается от описанного

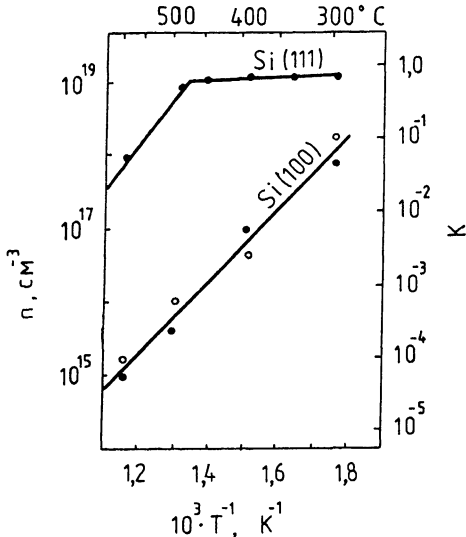


Рис. 2. Зависимость максимальной концентрации Sb в легированном слое и коэффициента встраивания K от T_S^{-1} .

для $Si(111)$ (рис. 1, б). Экспоненциальное нарастание K от 10^{-4} до 10^{-1} с уменьшением T_S происходит во всем исследованном диапазоне $600-300$ °C с энергией активации около 1 эВ (рис. 2). Внутри диапазона температур $200-300$ °C наблюдается изменение структуры поверхности из $Si(100)-2 \times 1$ в $Si(100)-1 \times 1$. Можно предполагать, что переход к режиму низкотемпературного легирования для поверхности $Si(100)$ должен происходить около 250 °C и находиться вблизи нижней границы эпитаксии для $V = 0,3$ нм/с.

Для определения диапазона легирования в низкотемпературном режиме МЛЭ Si были изготовлены многослойные структуры при F_{Sb} от 10^9 до 10^{12} ат/см²·с и T_S , близкой к минимальной для данной ориентации: 400 °C для $Si(111)$ и 300 °C для $Si(100)$ (рис. 1, в, г). Между значениями F_{Sb} и максимальной концентрацией носителей в слое наблюдается связь, близкая к линейной. Это позволяет предполагать высокую степень ионизации примеси в кристалле и отсутствие выпадения ее в отдельную фазу при концентрациях до 10^{18} см⁻³ для $Si(100)$ и до 10^{19} см⁻³ для $Si(111)$.

Известно, что основная часть молекулярного потока из тигельного источника сурьмы состоит из кластеров Sb_4 [5]. Так как для $Si(111)$ в низкотемпературном режиме $K \rightarrow 1$, то можно предполагать, что на поверхности роста в процессе легирования имеет место полная диссоциация кластеров Sb_4 с последующим встраиванием атомов Sb в решетку растущего кристалла. На $Si(100)$ процесс диссоциации, по-видимому, затруднен. Это следует из наших результатов, из данных [1], где Sb напылялась на поверхность $Si(111)$ и $Si(100)$ не во время, а до начала

эпитаксии, а также из результатов [6, 7], в которых показано, что с поверхности $Si(100)$ при 300–600 °С сурьма испаряется в виде кластеров Sb_4 . Встраивание примеси облегчается, если она поступает на поверхность роста в виде мономеров, как это показано для Al и P на $Si(100)$ [8].

Изменение величины K в области перехода к низкотемпературному режиму эпитаксии можно объяснить повышением плотности адатомов на поверхности роста при разрушении сверхструктуры $Si(111)-7 \times 7$. Так, по данным отражательной электронной микроскопии при перестройке из 7×7 в 1×1 покрытие адатомами достигает величины 0,2–0,3 монослоя [9]. После перестройки структуры плотность адатомов меняется мало, что коррелирует с уменьшением скорости роста K . Такое же объяснение справедливо для поведения легирующей примеси на поверхности $Si(100)$, что обосновывает существование низкотемпературного режима эпитаксии при $T_S < 300$ °С после описанной выше перестройки из 2×1 в 1×1 . Можно предполагать, что повышение плотности адатомов, вызванное не поступлением из пара, а только высокотемпературными изменениями структуры поверхности, например, $Si(111)-7 \times 7$ в 1×1 при 830 °С, должны сопровождаться соответствующими изменениями коэффициента встраивания примеси.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] N a k a g a w a K., M i y a o M., S h i r a k i Y. // Thin Solid Films. 1989. V. 183. No 1/2. P. 315–322.
- [2] J o r k e H. // Surf. Sci. 1988. V. 193. No 3. P. 569–578.
- [3] К а н т е р Б.З., Н и к и ф о р о в А.И. // ПТЭ. 1990. № 2. С. 156–159.
- [4] К а н т е р Б.З., Н и к и ф о р о в А.И., С т е н и н С.И. // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14. В. 21. С. 1963–1968.
- [5] M u h l b a c h J., P f l a u P., R e s n a g e l E., S a t t l e r K. // Surf. Sci. 1981. V. 106. No 1–3. P. 18–26.
- [6] Y a t a M. // Thin Solid Films. 1986. V. 137. No 1. P. 79–87.
- [7] B a r n e t t S., W i n t e r s H., G r e e n J. // Surf. Sci. 1986. V. 165. No 2–3. P. 303–326.
- [8] К у з н е ц о в В.П., А н д р е е в А.Ю. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1989. № 3. С. 49–52.
- [9] L a t y s h e v A.V., A s e e v A.L., K r a s i l n i k o v A.B., S t e n i n S.I. // Surf. Sci. 1990. V. 227. No 1. P. 24–34.