

05

© 1992

НЕРАВНОВЕСНЫЙ ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД В ОБЪЕМЕ КРИСТАЛЛОВ КАРБИДА КРЕМНИЯ

Й. П е ц о л ь д т, Д. Р. М о с к в и н а

Ионная имплантация является эффективным методом для локализованной модификации химического состава и кристаллической структуры полупроводника. Известно, что в исходном полупроводнике с помощью ионной имплантации можно сформировать области другого химического соединения, например, SiC и Si [1], или индуцировать фазовые переходы типа $3C-Si$ (кубическая модификация кремния) \rightarrow $2H-Si$ (гексагональная модификация кремния) [2]. Такие фазовые переходы в полупроводниках с одной устойчивой структурой требуют для протекания значительных внешних воздействий.

Кроме того, существует класс полупроводниковых веществ, которым присуща структурная неустойчивость по отношению к различным физическим воздействиям [3]. Эти свойства являются следствием малых различий свободных энергий отдельных структурных модификаций, что приводит к их термодинамической неразличимости по отношению к факторам, определяющим термодинамическое равновесие. Характерными представителями данного класса полупроводниковых веществ являются полупроводники, обладающие политипизмом.

В случае карбида кремния показано, что отдельные политипные структуры станут термодинамически различимыми при синтезе и модификации их свойств в неравновесных условиях. При этом протекают неравновесные политипные фазовые переходы, приводящие к закономерной смене одной политипной структуры на другую. Эти переходы протекают в соответствии с характерными для данного процесса политипными рядами взаимных политипных переходов и зависят от интенсивности внешнего воздействия [4, 5]. На основе неравновесных политипных фазовых переходов удалось создать гетерополитипную композицию $3C-SiC - 6H-SiC$ при рекристаллизации аморфизированного ионной имплантацией приповерхностного слоя SiC [6].

Цель настоящей работы состоит в доказательстве возможности протекания неравновесных политипных фазовых переходов в объеме политипов карбида кремния в результате рекристаллизации ионно-имплантированных слоев SiC .

Для этого эпитаксиальные слои SiC политипной структуры $4H-SiC$ и $6H-SiC$ имплантировались азотом дозами, не приводящими к аморфизации поверхности имплантированных кристаллов. Соответствующие дозы и ускоряющие напряжения определялись по критерию:

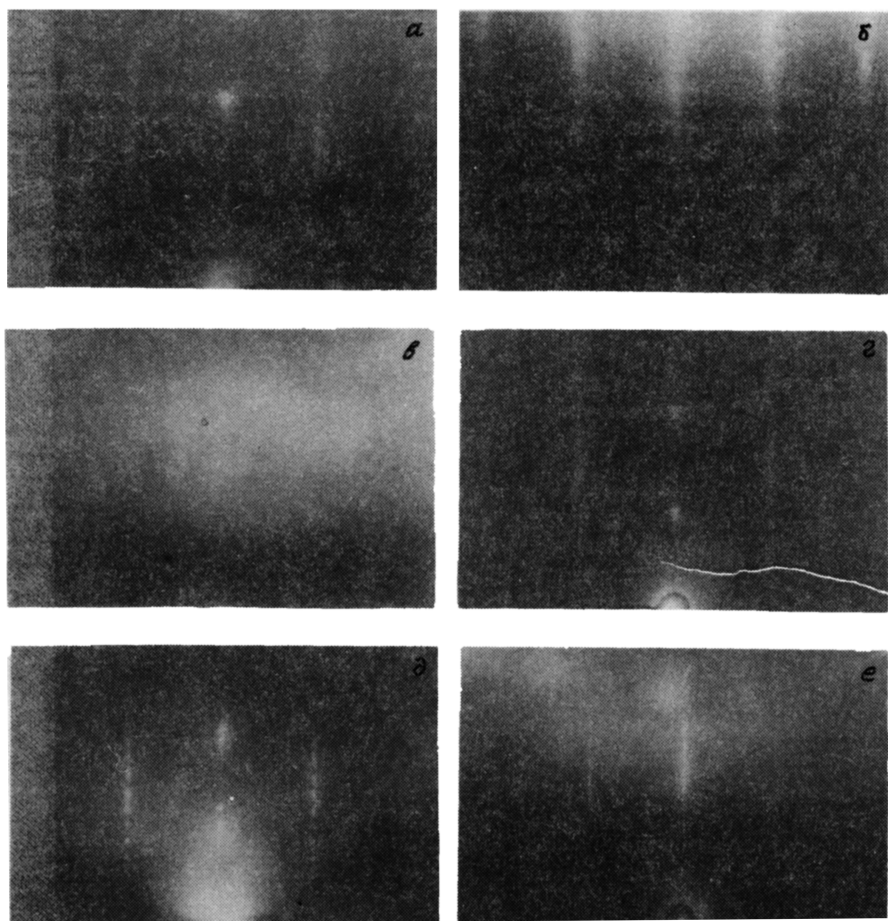


Рис. 1. Электронограммы, иллюстрирующие политипную принадлежность на разных глубинах травления без отжига (а, в, д) и при 2000 °С (б, г, е): а, б - 6H-SiC на поверхности образца, в - аморфный SiC на глубине 30 нм, г - 3C-SiC на глубине 30 нм, д, е - 6H-SiC на глубине 160 нм.

$$F_D(x) \cdot D = A,$$

где $F_D(x)$ - энергия, выделяемая в упругих соударениях, определенная по [7], D - доза аморфизации, A - постоянная, равная для SiC $2 \cdot 10^{24}$ эВ см⁻³ [8].

После ионной имплантации кристаллы SiC подвергались термическому отжигу в температурном интервале, обеспечивающем появление 3C-SiC и полностью аморфизированных ионной имплантацией приповерхностных слоев подложек 6H-SiC [6]. Отожженные

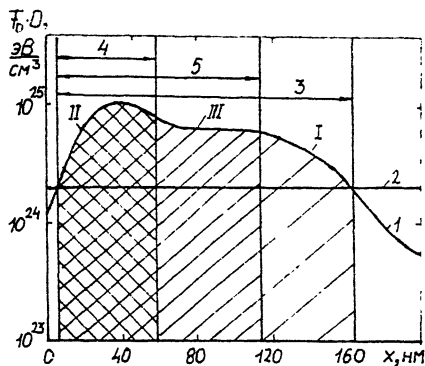


Рис. 2. Корреляция между распределением «дефектов» D и областями $3C-SiC$ при двойной имплантации азотом дозами $3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ и ускоряющими напряжениями 30 и 80 кэВ: 1 – распределение «дефектов», 2 – критерий аморфизации A , 3 – аморфизованная область (I), 4 – область $3C-SiC$ при отжиге 1600°C (II), 5 – область $3C-SiC$ при отжиге 2000°C . (III).

кристаллы исследовались послойно с помощью электронографии на отражение. Прецизионное удаление карбидкремниевых слоев осуществлялось путем анодного окисления по методике, разработанной в [9]. В результате проведенного исследования установлено, что термический отжиг приводит к образованию сплошного слоя $3C-SiC$ без включения других политипов в объеме эпитаксиальных слоев $4H-$ и $6H-SiC$ в областях, предварительно аморфизованных ионной имплантацией.

Электронограммы, снятые непосредственно с поверхности кристалла, свидетельствуют о том, что в результате ионной имплантации не произошла аморфизация поверхности кристаллов $4H-$ и $6H-SiC$, а после отжига не наблюдается образование $3C-SiC$ (рис. 1, а, б). Это следует из наличия дифракционных точек на дифракционных картинах (рис. 1, а, б), которые соответствуют политипу подложки (в данном случае $6H-SiC$). На глубинах, где после ионной имплантации наблюдается аморфизация $3C-SiC$ (рис. 1, в), что следует из присутствия двух диффузных полуколец на электронограммах на отражения, в результате термического отжига образуется сплошной слой $3C-SiC$ (рис. 1, г). $3C-SiC$, который образовался в результате термического отжига, представляет собой слой с высокой концентрацией двойников роста, которые возникают в результате взаимодействия двух эквивалентных (111)-ориентаций. В этом случае одна ориентация повернута на 180° относительно другой. Кроме того, наличие интерференционных линий по направлениям эквивалентных направлений $[h0\bar{l}]$ для дифракционных картин от кристаллов $\alpha-SiC$ свидетельствует о наличии дефектов упаковки в плоскостях (111), параллельных плоскостям (0001) $\alpha-SiC$. Взаимная ориентация слоя $3C-SiC$ и политипов эпи-

таксиальных слоев 4Н- и 6Н- SiC является $(0001)_{4Н} // (111)_{3Н}$ и $(0001)_{6Н} // (111)_{3Н}$ соответственно. В областях, не аморфизованных ионной имплантацией и в части аморфизованной области, прилегающей к ним, сохраняется политип эпилитаксиального слоя (рис. 1, д, е). Приведенные дифракционные картины являются характерными для всей площади подложки.

На рис. 2 приводится расположение областей 3С-SiC по глубине образца и его корреляция с распределением „дефектов“, рассчитанным на основе данных [7]. Из рис. 2 видно, что области 3С-SiC локализируются в пределе максимума распределения „дефектов“. Кроме того, можно сделать вывод о том, что при рекристаллизации ионноимплантированных слоев вначале воспроизводится политипная структура подложки, которая затем в результате неравновесного политипного фазового перехода превращается в 3С-SiC. Выяснение причин такого перехода требует дальнейшего исследования.

Доказательство возможности образования в объеме эпитаксиальных слоев 4Н- и 6Н-SiC слоев 3С-SiC в результате протекания неравновесного политипного фазового перехода, индуцируемого ионной имплантацией и термическим отжигом, открывает новые возможности для создания локальных многослойных гетерополитипных структур с помощью вариации ускоряющего напряжения и дозы имплантированной примеси. Данный метод создания многослойных гетерополитипных структур является дополняющим к методам, основанным на неравновесных политипных фазовых переходах при эпитаксии карбидокремниевых слоев [4].

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Durupt P., Canut B., Roger J.A., Privat J., Gauthier J.P. // Thin Solid Films. 1982. V. 90. N 3. P. 353-357.
- [2] Tan T.T., Foll H. // Phil. Mag. 1981. V. A44. N 1. P. 127-140.
- [3] Kalnin A.A., Neubert F., Rezoldt J., Tairov Yu.M., Jarjomenko I.E. // Wiss. Tag. TU Chemnitz. 1987. Bd. 11. S. 52-62.
- [4] Кальнин А.А., Лучинин В.В., Нойберт Ф., Таиров Ю.М. // ЖТФ. 1984. Т. 54. В. 7. С. 1388-1390.
- [5] Пецольдт Й. // Изв. ЛЭТИ. 1988. В. 395. С. 12-17.
- [6] Виолин Э.Е., Демаков А.Д., Кальнин А.А., Нойберт Ф., Потапов Е.Н., Таиров Ю.М. // ФТТ. 1984. Т. 26. В. 5. С. 1575-1577.

- [7] Буренков А.Ф., Комаров Ф.Ф. Пространственные распределения энергии, выделенной в каскаде атомных столкновений в твердых телах. М.: Энергоатомиздат. 1985. 273 с.
- [8] Spitznagel J.A., Wood S., Choyke W.J., Doyle N.J., Bradshaw J., Fishman S.G. // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. V.D26. N 2-3. P. 237-243.
- [9] Виолин Э.К., Миц А.Н., Яременко И.Е. // Изв. ЛЭТИ. 1987. В. 380. С. 25-30.

Поступило в Редакцию
22 июля 1992 г.