

ИССЛЕДОВАНИЕ КРЕМНИЯ С ИМПЛАНТИРОВАННЫМИ
ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ ИОНАМИ УГЛЕРОДА
МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ИНДУЦИРОВАННОЙ ПРОВОДИМОСТИ

Х. Р. Каздаев, В. В. Краснопеяцев

УДК 621.315.592:537.534

Методами проводимости, индуцированной быстрыми электронами, и ИК поглощения исследовался SiC, синтезированный путем имплантации С в Si при низких температурах с последующим термическим отжигом.

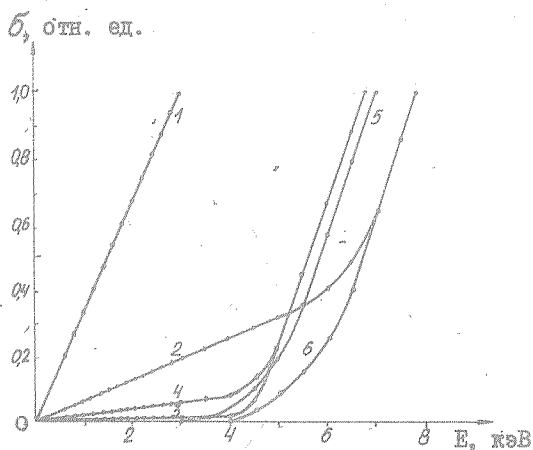
В работе /1/ показано, что ионная имплантация углерода в кремний приводит к синтезу карбида кремния. Экспериментальные исследования, выполненные методом оптического поглощения, электронной дифракции, обратного рассеяния ионов He и рентгеновской дифрактометрии, выявили ряд особенностей образования слоев SiC в зависимости от температуры мишени при внедрении, включая комнатные и повышенные, от энергии ионов и ориентации монокристаллов кремния при имплантации /2-7/.

В настоящей работе предпринята попытка использовать радиационную проводимость, индуцированную электронами с энергией до 10 кэВ, для исследования слоев карбида кремния в кремнии, синтезированных в результате имплантации стехиометрической дозы ионов углерода с энергией 30 кэВ при температурах, близких к температурам жидких азота и водорода. Величина радиационной проводимости зависит от времени жизни и подвижности возбужденных неравновесных носителей заряда, которые, в свою очередь, определяются концентрацией и природой центров рекомбинации (дефектов) в исследуемом слое. Меняя энергию электронов и зондируя таким образом соответствующий слой по глубине, можно, в принципе, получить информацию о характере этих дефектов и про-

филье их пространственного распределения /8-10/.

Для исследования использовались пластины Si p-типа с удельным сопротивлением 3 кОм·см, ориентированные по плоскости (111), размером 9х5х0,5 мм³. Внедрение ионов ¹²C с энергией 30 кэВ и дозой 3,7·10¹⁷ см⁻² проводилось при температурах, близких к температурам жидких азота и водорода. Плотность тока ионного пучка во время имплантации составляла, в среднем, 1 мкА/см². Никаких мер для предотвращения каналирования не принималось. Последующий термический отжиг проводился при температурах 550, 850, 1000 и 1100 °С в вакууме в течение 30 мин при каждой температуре.

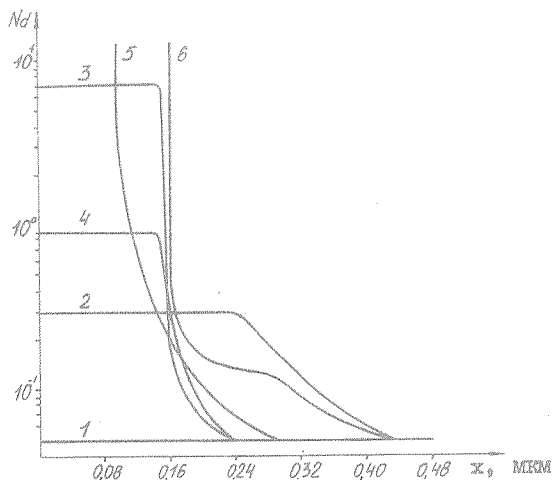
Измерение радиационной проводимости осуществлялось в режиме максимальной чувствительности. Общий ток электронов, падающих на образец, не превышал 0,01 мкА. Для идентификации фазы SiC использовалось ИК-поглощение (максимум около 810 см⁻¹)/11/.



Р и с. 1. Зависимость радиационной проводимости σ от энергии электронов E для исходного кремния (1) и кремния с имплантированными ионами C (энергия 30 кэВ, доза 3,7·10¹⁷ см⁻², температура жидкого водорода) до отжига (2) и после отжига при температурах 550 (3), 850 (4), 1000 (5), 1100 (6) °С

На рис. 1 приведены нормированные кривые радиационной проводимости σ в зависимости от энергии падающих электронов E для исходного Si (кривая 1), после имплантации ионов С при температуре жидкого водорода (кривая 2), а также после отжига при температурах 550, 850, 1000 и 1100 °С (кривые 3-6). Профили пространственного распределения центров рекомбинации неравновесных электронно-дырочных пар, рассчитанные по экспериментальным кривым $\sigma(E)$ в случае внедрения С при температурах жидкого азота и водорода /9/, показаны на рис. 2 и 3. Наконец, на рис. 4 приведены соответствующие спектры ИК-поглощения.

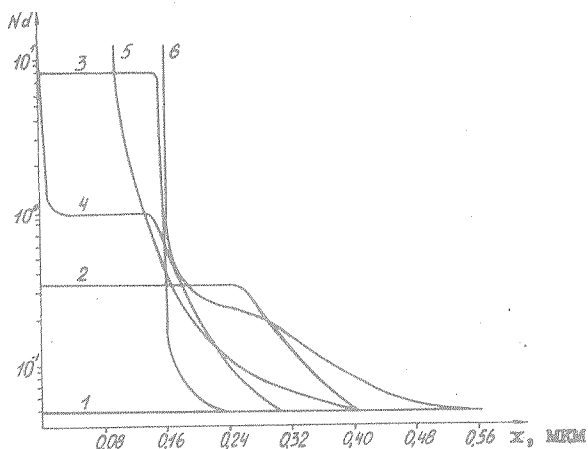
Прежде всего, следует отметить, что, как и в случае имплантации ионов At /10/, сразу после внедрения наблюдается широкий профиль распределения дефектов, простирающийся на глубину, превышающую средний процированный пробег ионов С с энергией 30 кэВ в кремнии ($R_p = 70$ нм) /12/. Кривые 2 (рис. 2 и 3) мало



Р и с. 2. Профили распределения концентрации дефектов N_d (центров рекомбинации электронно-дырочных пар), рассчитанные по кривым $\sigma(E)$ (см. рис. 1), в случае внедрения ионов С при температуре жидкого азота; обозначения те же, что и на рис. 1

отличаются друг от друга и характеризуют разупорядоченный слой Si с внедренными атомами C. Хотя доза ионов C ($3,7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$) намного превышает дозу аморфизации кремния (10^{15} см^{-2} , [13]), оценить толщину аморфизированного слоя по зависимости $\sigma(E)$ трудно, так как величина радиационной проводимости с понижением дозы ионов сравнительно быстро достигает насыщения (еще до полной аморфизации материала). С другой стороны, высокая чувствительность метода к структурным нарушениям позволяет регистрировать относительно небольшую концентрацию дефектов на хвосте профиля распределения, в том числе, и каналированных ионов C.

После отжига при температуре 550°C зависимость $\sigma(E)$ отвечает, по-видимому, профилю распределения внедренных атомов C (кривые 3, рис. 2 и 3), образующих, в основном, аморфную фазу SiC. Нагрев при данной температуре приводит к отжигу достаточно простых дефектов структуры в слое, расположенном на глубине от 0,16 до 0,40 мкм; в этой области происходит увеличение



Р и с. 3. Профили распределения концентрации дефектов N_d , рассчитанные по кривым $\sigma(E)$, в случае внедрения ионов C при температуре жидкого водорода; обозначения те же, что и на рис. 1

времени жизни неравновесных носителей. Уменьшение величины σ в приповерхностной области (до 0,16 мкм) (кривая 3, рис. 1) в этом случае свидетельствует о существенном уменьшении подвижности возбужденных носителей заряда и времени их жизни вследствие дальнейшего разупорядочения структуры в этой области. Поскольку аналогичные результаты получены в кремнии с имплантированными ионами Ar ¹⁰⁺, а SiC при данной температуре еще не образуется (рис. 4), можно полагать, что наблюдаемые профили распределения центров рекомбинации электронно-дырочных пар отвечают распределению по глубине сильно разупорядоченного материала, включающего в себя атомы Si и C.

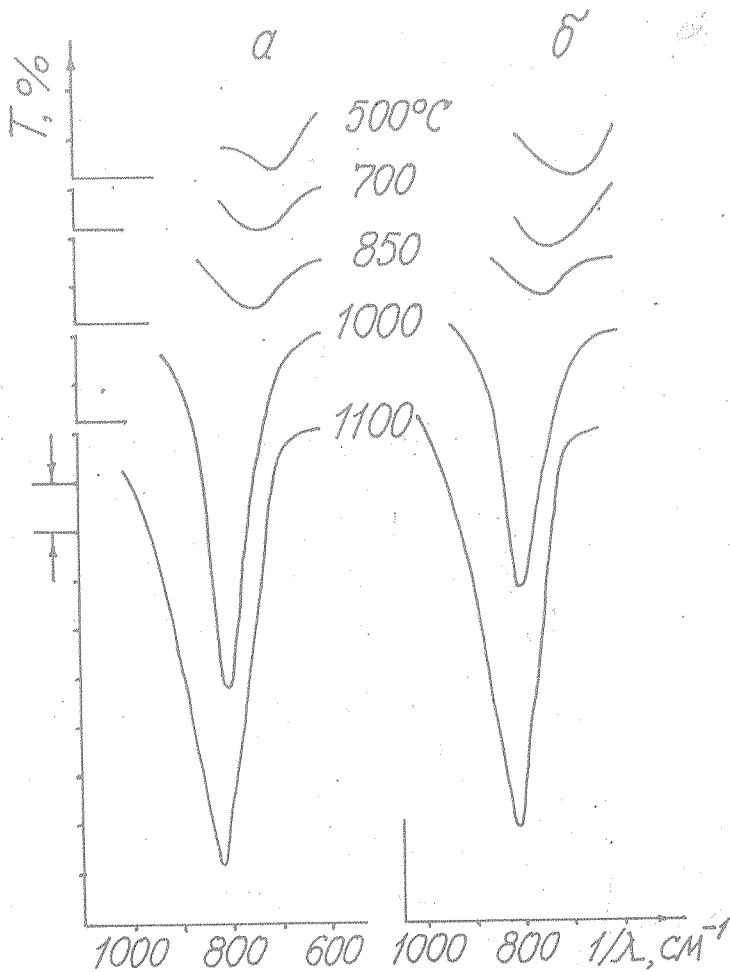
Отжиг при 850 °C приводит к уменьшению эффективного числа дефектов вследствие рекристаллизации аморфного Si (кривая 4, рис. 2, 3). Упорядочение структуры при этой температуре сопровождается началом миграции простых дефектов в глубь кристалла. При этом в процессе отжига до 700 °C примерно 40 - 60% атомов C образует тетраэдрические конфигурации с атомами Si ⁴⁺.

После отжига при температуре 1000 °C спектры ИК-поглощения указывают на образование кристаллического SiC в слое толщиной 0,10 - 0,12 мкм (см. рис. 4). Тот факт, что ширина запрещенной зоны карбида кремния более, чем в два раза превышает ширину запрещенной зоны Si, проявляется в уменьшении величины измеряемой σ в этой области и, следовательно, в увеличении эффективной концентрации дефектов (см. кривые 5, рис. 2 и 3).

Отжиг при 1100 °C приводит к увеличению толщины синтезированного слоя SiC до 0,16 мкм (кривые 6, рис. 2 и 3). Повышение концентрации центров рекомбинации (дефектов) в хвосте распределения и сдвиг его в сторону больших глубин обусловлены, очевидно, диффузией атомов в глубь кристалла, а также возникновением в Si-подложке вблизи границы с синтезированным SiC дислокаций несоответствия.

Таким образом, метод радиационной проводимости, индуцированной электронами, позволяет проследить за кинетикой распределения центров рекомбинации неравновесных электронно-дырочных пар по глубине в кремнии с имплантированным углеродом в процессе термического отжига. Центрам рекомбинации отвечают простые радиационные дефекты (вакансии в Si, внедренные атомы C и т.д.), а также аморфные кремний и карбид кремния, синтезированный

кристаллической карбид кремния и деформированные области подложки вокруг дислокаций несоответствия.



Р и с. 4. Спектры ИК-поглощения для Si с имплантированными ионами с при температуре жидкого азота (а) и температуре жидкого водорода (б)

Спектры оптического поглощения свидетельствуют о том, что кристаллизация карбида кремния после внедрения ионов углерода при низких температурах начинается и заканчивается при более высоких температурах отжига, по сравнению с имплантацией углерода при комнатной и повышенных температурах. Если предполагать, что образование зародышей фазы карбида кремния при ионной имплантации происходит в тепловых клиньях с последующим ростом кристаллитов при термическом отжиге /6/, то экспериментально наблюдаемое повышение температуры кристаллизации SiC можно объяснить уменьшением времени жизни клиньев (возбужденной конденсированной области с высокими температурой и давлением) вследствие увеличения теплопроводности материала подложки и, соответственно, ухудшением условий образования кристаллических зародышей в случае внедрения при низких температурах.

Характер процесса кристаллизации пленок SiC при отжиге образцов после имплантации при температурах, близких к температурам жидких азота и водорода, почти не отличается для этих двух случаев, за исключением хвостов распределения; последнее обстоятельство связано, возможно, с индивидуальными особенностями исходных кристаллов кремния.

Авторы признательны И. П. Акимченко и В. С. Вавилову за обсуждение экспериментальных результатов и постоянный интерес к работе.

Поступила в редакцию
10 мая 1982 г.

Л и т е р а т у р а

1. Е. К. Баранова и др., ДАН СССР, 200, № 4, 869 (1971).
2. J. A. Borders, S. T. Picraux, W. Beeshold, Appl.Phys.Lett., 18, No. 11, 509 (1971).
3. П. В. Павлов и др., Сб. "Всесоюзное совещание по росту кристаллов", Цахкадзор, 1972 г., ч. I, с. 76.
4. K. V. Vaidyanathan, J. Appl. Phys., 44, No. 2, 583 (1973).
5. И. М. Белый и др., Труды Всесоюзного совещания по физике взаимодействия заряженных частиц с монокристаллами, изд-во МГУ, М., 1975 г., с. 350.
6. I. P. Akimchenko et al., Rad. Effects, 33, No 2, 75 (1977).

7. I. P. Akimchenko et al., Proc. Int. Conf. on Ion Beam Modification of Materials, Budapest, Hungary, 1978, v. 11, 1177.
8. И. А. Аброян, В. А. Эборовский, ДАН СССР, 144, № 3, 531 (1962).
9. G. E. Possin, C. G. Kirkpatrick, J. Appl. Phys., 50, No. 6, 4033 (1979).
10. X. P. Каздаев, В. В. Краснопеяцев, А. Н. Кудышев, Краткие сообщения по физике ФИАН № 9, 35 (1982).
11. D. W. Feldman et al., Phys. Rev., 173, No. 3, 787 (1968).
12. B. Smith, Ion Implantation Range Data for Silicon and Germanium Device Technologies, Oxford, England, 1977.
13. E. C. Baranova et al., Ion Implantation in Semiconductors, New-York, Plenum, 1973, p. 59.