

ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В КРЕМНИИ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧНОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Д.И.Бринкевич, В.С.Просолович, Ю.Н.Янковский

Белорусский государственный университет, пр. Ф.Скарыны 4, Минск-220050, Беларусь

Тел: 017-2689150; e-mail: prosolovich@phys.bsu.unibel.by

Методами эффекта Холла и ИК поглощения исследованы процессы дефектообразования при высокоэнергетической (1 МэВ/а.е.м) имплантации кремния ионами бора, кислорода и аргона. За слоем внедрения обнаружены точечные радиационные дефекты, образование которых обусловлено диффузией в подложку генерируемых облучением компонентов пар Френкеля. При увеличении массы бомбардирующих ионов эффективность процесса формирования указанных центров в "запробной" области падает вследствие возрастания концентрации сложных структурных нарушений, являющихся ловушками для вакансий и собственных междоузельных атомов.

Введение

Применение ионного легирования с ускоряющим напряжением свыше 1 МэВ в процессе производства полупроводниковых приборов открывает широкие возможности для создания проводящих и легированных слоев на глубинах в десятки микрон, обеспечивает сокращение числа этапов маскирования и позволяет отказаться от дорогостоящих эпитаксиальных структур [1]. Процессы радиационного дефектообразования в слое внедрения при высокоэнергетической ионной имплантации изучены достаточно хорошо [2-4]. Однако за пределами области пробега эти процессы практически не исследовались. Решению этой задачи и посвящена настоящая работа.

I. Методика эксперимента

Монокристаллы кремния п (КЭФ-4,5) - и р (КДБ-20) - типов проводимости имплантировались ионами бора (энергия 13,6 МэВ), кислорода (19,7 МэВ) и аргона (46,9 МэВ) дозами 1.10^{17} - 1.10^{16} см⁻². Плотность ионного тока составляла ~ 1,0 мкА/см². Энергии ионов выбирались таким образом, чтобы соблюдалось условие примерного равенства удельной энергии (~1 МэВ/а.е.м.). Именно это условие является определяющим как для глубины проникновения иона, так и для профиля распределения радиационных дефектов (РД). Теоретические расчеты, проведенные нами согласно методике [5] для имплантации исследуемых примесей с указанными выше энергиями, показали, что величина проецированного пробега для всех ионов близка к 15 мкм. Измерения эффекта Холла и удельного сопротивления в сочетании с последовательным удалением слоев проводились при комнатной температуре по стандартной методике [6]. Концентрации дивакансий и дефектов, ответственных за близкраевое поглощение, рассчитывались из спектров ИК поглощения, измеренных на спектрофотометре "Specord - 61NIR" по дифференциальной методике при комнатной температуре.

II. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Во всех исследованных материалах непосредственно после имплантации тип проводимости оставался неизменным как по всей глубине слоя внедрения, так и за ее пределами. Это указывает на то, что существенной электрической активации бора не наблюдалось. Качественное сходство профилей слоевого сопротивления (R_s) при имплантации бора, кислорода и аргона (рис.) на глубинах, не превышающих проецированного пробега ионов (~ 15 мкм), говорит о том, что не происходило формирования изолирующих слоев типа SiO₂. Т.е. в исследуемом интервале доз непосредственно после имплантации формирования второй фазы не наблюдалось.

Значения R_s в приповерхностном слое были близки к аналогичным значениям в исходном необлученном материале. Это свидетельствует о том, что приповерхностный слой при высокоэнергетической имплантации остается практически бездефектным. Аналогичный эффект наблюдался также авторами [2, 3]. На кривых распределения слоевого сопротивления по глубине монокристалла (рис.) наблюдались несколько (от двух для Ag⁺ до четырех для В⁺) максимумов, обусловленных радиационными дефектами. Концентрация свободных носителей заряда в указанных максимумах была близка к собственной вследствие компенсирующего действия РД. Два из них (на глубинах ~5 и ~14 мкм) находились в слое внедрения ионов, остальные – за его пределами. С увеличением дозы внедрения смещения указанных максимумов по глубине не наблюдалось, возрастали только соответствующие им значения R_s , т.е. концентрация РД. Вид кривых свидетельствует о слоистом распределении дефектов по глубине образца. При этом области повышенного сопротивления чередуются с низкоомными. Столь необычный вид кривых обусловлен тем, что в процессе измерений осуществляется изоляция от подложки низкоомного слоя высокоомным, содержащим большое количество радиационных дефектов. При удалении высокоомного слоя измеряемая экспериментально величина сопротивления уменьшается, что соответствует нисходящим участкам кривой.

Положение первых двух максимумов R_S совпадало с положением максимумов на профилях распределения дивакансий. Самый мелкий максимум ($x_{\max} \sim 5$ мкм) обусловлен в основном точечными дефектами и/или их комплексами [4]. Во второй максимум с $x_{\max} \sim 14$ мкм кроме точечных дефектов вносят вклад и области разупорядочения, которые ответственны за близкраевое поглощение [7]. Ранее [4] было показано, что первый, наиболее мелкий максимум R_S , обусловлен радиационными дефектами, генерируемыми при электронном торможении ионов, а второй – РД, созданными при ядерном торможении.

При имплантации легких ионов V^+ за слоем внедрения нами наблюдались еще два максимума R_S . Один из них располагался на глубине ~ 25 мкм, что примерно на 10 мкм больше величины проецируемого пробега ионов R_P . Другой «запробежный» максимум находился на глубине в 5 раз превышающей R_P . Он был существенно шире, чем остальные максимумы. При имплантации ионов кислорода за слоем внедрения наблюдались только один максимум R_S , а при бомбардировке более тяжелыми ионами Ag^+ в рассматриваемой области величина R_S оставалась постоянной и была близка к значению, характерному для исходного необлученного материала.

Образование радиационных дефектов в «запробежной» области может быть объяснено следующим образом. В процессе торможения высокоэнергетического иона происходит образование пар Френкеля. При этом возможна диффузия компонентов указанных пар (вакансий и междоузельных атомов) из области генерации в подложку. Диффузионная длина захвата вакансий на ловушки согласно [8] составляет около 10 мкм, что совпадает с расстоянием между 2-м и 3-м максимумами в рассматриваемом случае. Исходя из вышеуказанного можно предположить, что третий максимум R_S обусловлен дефектами вакансионного типа, формирующимися вследствие диффузии вакансий из слоя внедрения. Следует отметить, что образование дефектов вакансионного типа за пределами области пробега ионов наблюдалось авторами [8-10] при низкоэнергетичной имплантации, однако профиль дефектности в отличие от высокоэнергетичного внедрения был достаточно монотонным; каких-либо экстремумов на нем не наблюдалось. Данное отличие может быть обусловлено особенностями высокоэнергетичного внедрения, к которым можно прежде всего отнести высокую разность потенциалов между лицевой и тыловой сторонами образца, что обуславливает существование внутри облучаемой пластины сильного электрического поля, которое должно оказывать существенное влияние на процессы диффузии. Действительно, как отмечено в [11], при вынужденной диффузии из слоя конечной толщины в неограниченное тело (в нашем случае толщина пластины ~ 500 мкм, толщина слоя, содержащего

повышенную концентрацию РД, примерно 5 мкм) характерно наличие максимума на диффузионных профилях. При этом глубина залегания максимума непосредственно зависит от подвижности диффундирующих компонент. Наличие максимума в «запробежной» области имеет место при совпадении направления движения диффузанта и направления поля. В нашем случае это имеет место, учитывая, что вакансии в кремнии имеют стабильное 2^+ -состояние [12].

Собственные междоузельные атомы значительно более подвижны, чем вакансии, и в связи с этим можно предположить, что четвертый, самый глубокий, максимум R_S обусловлен междоузельными атомами, продиффундировавшими из имплантированного слоя. Вывод о том, что оба «запробежных» максимума R_S обусловлены точечными дефектами (и/или их скоплениями) подтверждается результатами отжига. Так в процессе высокотемпературного отжига величина R_S в максимумах в «запробежной» области монотонно уменьшалась и при температуре ~ 500 °С возвращалась к исходным значениям до имплантации. С другой стороны для радиационных нарушений в слое внедрения имел место существенно более сложный характер отжига.

Уменьшение эффективности радиационного дефектообразования в «запробежной» области с увеличением массы иона обусловлено, вероятнее всего, ростом потерь энергии в ядерных столкновениях и, как следствие, увеличением концентрации комплексов дефектов, которые являются ловушками для компонентов пар Френкеля. Это обуславливает уменьшение эффективной диффузионной длины как для вакансий, так и для собственных междоузельных атомов и, соответственно, снижение «интенсивности» максимумов R_S , обусловленных этими дефектами, а в дальнейшем и полное их исчезновение, что имело место при имплантации аргона. Учитывая вышесказанное, вполне вероятно, что при имплантации кислорода третий максимум R_S обусловлен дефектами междоузельного типа, а не вакансионного, как при имплантации бора. При этом эффективная диффузионная длина вакансий очень мала и они в процессе диффузии не выходят за пределы слоя внедрения. Обусловленные ими дефекты в основном сосредоточены внутри областей разупорядочения.

Заключение

Таким образом, формирование при высокоэнергетичной имплантации областей повышенного сопротивления в «запробежной» области обусловлено формированием точечных РД вследствие диффузии в подложку генерируемых облучением компонентов пар Френкеля. При увеличении массы бомбардирующих ионов эффективность процесса

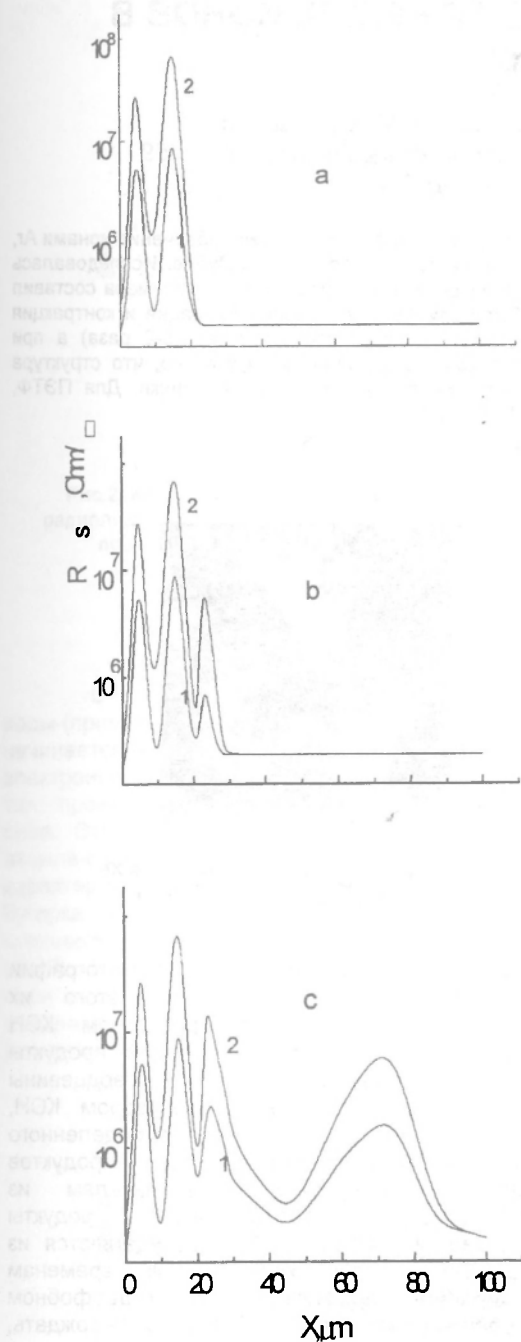


Рис. Профили распределения слоевого сопротивления кремния после имплантации ионов Ag^+ (а), O^+ (б) и B^+ (с). Дозы имплантации, $см^{-2}$: 1 – $1 \cdot 10^{14}$; 2 – 10^{15} .

формирования указанных центров в "запробужной" области падает вследствие возрастания концентрации сложных структурных нарушений, являющихся ловушками для вакансий и собственных междоузельных атомов.

Список литературы

1. Зарубежная электронная техника. 1996. № 2. С.40.
2. Буренков А.Ф., Комаров Ф.Ф. // Журнал технической физики. 1988. Т. 58. № 3. С.559.
3. Posselt M., Scorupa W. // "EMP-87: Energy pulse and particle beam modification mater.: Int. Conf. Dresden 1987". Berlin. 1988. С.146.
4. Аль-Баккур Ф., Дидык А.Ю., Козлов И.П., Оджеев В.Б., Петров В.В., Просолович В.С., Сохацкий А.С. // Физика и техника полупроводников. 1991. Т.25. С.1841.
5. Комаров Ф.Ф., Новиков А.П., Соловьев В.С., Ширяев С.Ю. Дефекты структуры в ионноимплантированном кремнии. Минск: Университетское. 1990.
6. Павлов Л.П. Методы измерения параметров полупроводниковых материалов. М.: Высшая школа. 1987.
7. Коноплева Р.Ф., Остроумов В.Н. Взаимодействие заряженных частиц высоких энергий с германием и кремнием. М.: Атомиздат. 1975.
8. Морозов Н.П., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // Физика и техника полупроводников. 1985. Т.19. С.464.
9. Komarov F.F., Burenkov A.F., Konoplyanik G.G., Varichenko V.S., Zaitzev A.M., Kozyuchits N.M., Karpovich V.V. // Nucl. Instrum. and Meth. Phys.Rev.B. 1990. V. 48. P.4393.
10. Павлов П.В., Семин Ю.А., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // Физика и техника полупроводников. 1986. Т.20. С.503.
11. Болтакс Б.И. Диффузия в полупроводниках. М.: Физматгиз. 1961.
12. Ваилов В.С., Киселев В.Ф., Мукашев Б.Н. Дефекты в кремнии и на его поверхности. М.: Наука. 1990.

RADIATION DEFECTS FORMATION IN SILICON AT HIGH ENERGY IMPLANTATION

D.I.Brinkevich, V.S.Prosolovich, Yu.N.Yankovski
 Byelorussian State University, 220080 Minsk, Belarus
 Tel: 017-2689150, e-mail: prosolovich@phys.bsu.unibel.by

Defects formation processes at high energy implantation of silicon were studied by Hall effect and IR absorption methods. Point radiation defects formed at the interstitial-vacancy pair diffusion into the substrate were detected outside the ion-implantation layer. Effectiveness of this center formation at implanted ion mass increasing were decrease because of the interstitial and vacancy traps concentration increasing.