

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ВЫСОКИМИ ДОЗАМИ ИОНОВ C^+ И N_2^+

Развитие микроэлектроники влечет за собой изменения в требованиях к ионно-лучевой технологии. Под этим собирательным термином подразумевается использование ионных пучков для получения, обработки и направленного изменения свойств материалов, изготовления различных изделий и улучшения их параметров. В последние годы одной из актуальных задач стала разработка новых способов имплантации полупроводниковых материалов. В этом плане перспективным методом представляется высокоинтенсивная ионная имплантация (ВИИ) — одношаговый режим, позволяющий заменить две технологические операции: внедрение атомов примеси и термический отжиг радиационных дефектов. С помощью техники ВИИ можно получать скрытые изолирующие слои кремний-на-изоляторе (КНИ) на пужной глубине, оставляя ненарушенной структуру кристалла вблизи поверхности [1—3]. При этом поверхностный кристаллический слой кремния может служить основой для конструирования многослойных приборных структур.

В настоящей работе проведен структурный анализ поверхности монокристаллов кремния (001)-ориентации после высокоинтенсивного облучения ионами углерода и азота. Кремниевые пластины марки КДБ-4,5 имплантировались пучком ионов C^+ с энергией 36 кэВ при плотности ионного тока ~ 300 мкА/см². Подводимая ионным пучком мощность обеспечивала разогрев образцов во время облучения до температуры $\sim 850^\circ C$. Внедрение стехиометрических доз ионов N_2^+ осуществлялось с энергией 140 кэВ в кремний (001)-ориентации. В этом случае плотность тока ионного пучка составляла 100 мкА/см². Подводимая ионным пучком мощность разогревала мишень в процессе имплантации до $\sim 800^\circ C$. В отличие от облучения углеродом имплантация ионов азота в кремний проводилась на установке, обеспечивающей высокий вакуум путем безмасляной откачки. Для процесса ВИИ пластины кремния 1×1 см² устанавливались на две тонкие иглы и поддерживались в вертикальном положении с углом наклона $\sim 7^\circ$. Площадь контакта с держателем составляла менее 0,01 % площади поверхности образца. Структурный анализ имплантированных кремниевых пластин проводился методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и электронографии «на отражение» при последовательном травлении слоев способом анодного окисления. Установлено (рис. 1), что при облучении ионами C^+ дозой 5×10^{17} ат/см² на электронограмме наряду с матричными рефлексами Si присутствуют рефлексы карбида кремния кубической модификации (β -SiC). Электронографические исследования обратной стороны облученных кремниевых пластин выявили существование включений β -SiC на их поверхности. Из ПЭМ-исследований следует, что скрытые имплантационные слои карбида кремния, синтезируемые в глубине образца, имеют также кубическую структуру. После снятия анодным окислением тонкого 5—10 нм поверхностного слоя дифракционные пятна от включений β -SiC на электронограммах исчезали. Таким образом, в данном случае образование включений карбида кремния может быть связано с влиянием остаточных газов в камере имплантатора. Это, однако, не исключает возможности роста части включений β -SiC на облучаемой поверхности за счет диффузии внедренных атомов углерода к поверхности. При имплантации малых доз N_2^+ на дифракционных картинах от приповерхностных слоев наблюдались матричные рефлексы Si и Кикучи-линии. Наличие последних свидетельствует о высокой степени совершенства поверхности монокристаллов кремния. При времени облу-

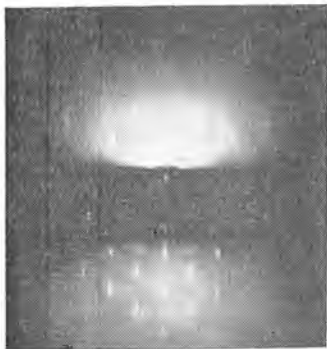


Рис. 1. Дифракция на отражение от монокристаллов кремния (001)-ориентации, облученных ионами углерода с энергией 36 кэВ при плотности тока ионного пучка ~ 300 мкА/см²

ионных картинах (см. рис. 2, б) рефлексы нитрида кремния отсутствовали. Для $D \approx 2 \times 10^{18}$ ат/см² ($t=30$ мин) дифракционная картина (см. рис. 2, в) качественно отличается от предыдущей. На электронограммах, помимо матричных рефлексов монокристаллического кремния, наблюдаются кольца от поликристаллических Si и от поликристаллического β -Si₃N₄. Электроно-микроскопические исследования «на просвет» для данного времени имплантации показали, что в глубине образца сформирован раздробленный кристаллический слой β -Si₃N₄. Таким образом, образование на поверхности включений нитрида кремния β -модификации обусловлено увеличением размеров и приближением к поверхности синтезируемого в глубине образца слоя.

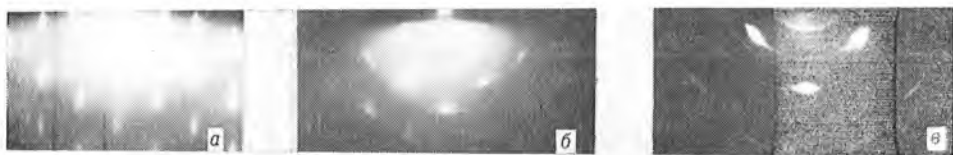


Рис. 2. Дифракция на отражение от монокристаллов кремния (001) ориентации, имплантированных стехиометрическими дозами ионов азота с энергией 140 кэВ при плотности тока ионного пучка 100 мкА/см²:

а — время имплантации 4,5, б — 17, в — 30 мин

В результате проведенных электронографических и электроно-микроскопических исследований «на просвет» можно заключить, что при облучении ионами углерода в режиме ВИИ на поверхности монокристаллических образцов кремния формируется тонкая пленка карбида кремния кубической модификации. В случае высокоинтенсивной имплантации малых доз ионов азота ($3,5 \times 10^{17}$ — $6,9 \times 10^{17}$ ат/см²) на поверхности кремния появляются пластинчатые включения нитрида кремния α -модификации. С увеличением дозы облучения ($D = 9,7 \times 10^{17}$ ат/см²) происходит дробление поверхностного слоя кремния на отдельные крупные кристаллиты с углом разориентации $\alpha \approx 15$ — 19° . Повышение дозы облучения до 2×10^{18} ат/см² приводит к дальнейшему дроблению кристаллитов, что проявляется на электронограммах в виде дополнительных поликристаллических колец.

Предполагается, что при высокоинтенсивной имплантации ионных пучков углерода и азота в кремниевую подложку идет диффузия свободного углерода и азота к поверхности, где их концентрация мала из-за образования преципитатов SiC и Si₃N₄ в глубине кристалла.

Список литературы

1. Holland O. W., Sjoreen T. P., Fathy D., Narayan J. // Appl. Phys. Lett. 1984. V. 45. № 10. P. 1081.
2. Komarov F. F., Novikov A. P., Samoilyuk T. T., Solov'yev V. S., Shiryayev S. Yu. // Rad. Eff. 1985. V. 90. P. 307.
3. Александров П. А., Баранова Е. К., Демаков К. Д., Комаров Ф. Ф., Новиков А. П., Ширяев С. Ю. // Физика и техника полупроводников. 1986. Т. 20. Вып. 1. С. 149.
4. Komarov F. F., Rogalevich I. A., Tishkov V. S. // Rad. Eff. 1978. V. 39. P. 163.
5. Pavlov P. V., Kruze T. A., Tetelbaum D. I., Shitova E. V., Zorin E. I., Gudkova N. V. // Phys. Stat. Sol. (a). 1976. V. 36. P. 81.
6. Dexter R. J., Watelski S. B., Picraux S. T. // Appl. Phys. Lett. 1973. V. 23. P. 455.

Поступила в редакцию 18.01.88.

УДК 669.76:537.3

В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ, Ф. ШАКЕР ХАШЕМ

СТРУКТУРА И ПРОЦЕССЫ ПЕРЕНОСА В БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ ФОЛЬГАХ СПЛАВОВ ВИСМУТ-ГАЛЛИЙ

В работах [1—3] установлено, что в висмуте свинец и олово являются акцепторами, теллур и селен — донорами, а остальные элементы (As, Sb, Zn, In, Cd, Ga и др.) не оказывают влияния на электрофизические свойства из-за их малой растворимости. Но в последние двадцать лет успешно развиваются методы получения фольг скоростным охлаждением из жидкой фазы, благодаря которым удается существенно увеличить растворимость легирующих элементов в матрице. В настоящей статье представлены результаты исследования структуры и кинетических свойств фольг сплавов системы висмут-галлий, полученных скоростным охлаждением из расплава.

Для приготовления сплавов Bi-Ga, в которых концентрация галлия изменялась до 2 ат.%, использовались висмут чистотой 99,9999% и галлий — 99,999%. Исходные компоненты сплавлялись в кварцевой ампуле. Для получения фольги капля сплава (~0,3 г) выбрасывалась на внутреннюю полированную поверхность медного цилиндра, вращающегося с частотой 3000 об/мин. Скорость охлаждения, как показал расчет, достигала 10^6 К/с [4]. Измерения удельного электросопротивления ρ коэффициента Холла R и дифференциальной термо-ЭДС α проводились в интервале температур 77—300 К. Рентгеноструктурные исследования текстуры осуществлялись на дифрактометре ДРОН-3.

Толщина фольг сплавов висмут-галлий, полученных скоростным охлаждением из расплава, находилась в пределах 20—50 мкм, их ширина достигала 10 мм. Фольги имели поликристаллическую структуру; размер зерен фольг сравним с их толщиной.

Большинство зерен фольг, как показали рентгеноструктурные исследования, ориентировано плоскостью $\{10\bar{1}2\}$ параллельно поверхности фольги. Формирование текстуры такого типа связано с условиями зарождения и роста кристаллитов [5]. Плоскости $(10\bar{1}2)$, $(1\bar{1}02)$ и $(01\bar{1}2)$ характеризуются высокой ретикулярной плотностью атомов, что способствует зарождению кристаллитов данной ориентировки. То, что две ковалентные связи каждого атома находятся в плоскостях рассматриваемого типа, а третья принадлежит двум атомам, расположенным в соседних плоскостях, способствует сохранению образовавшейся ориентировки кристаллитов в процессе их роста.

Зависимость $\rho(T)$ фольги сплава Bi-0,5 ат.% Ga характеризуется максимумом при 140 К. Дифференциальная термо-ЭДС и коэффициент Холла в области низких температур имеют положительный знак (см. рисунок). Подобные зависимости наблюдаются для висмута, легированного