

05:06;10:12

Высокотемпературная имплантация ионов N^+ и Al^+ в $6H-SiC$ при высоких дозах

© Р.А. Янков, М. Фёльсков, У. Крайссиг,
Д.В. Куликов, И. Пецольт, В. Скорупа,
Ю.В. Трушин, В.С. Харламов, Д.Н. Циганков

Исследовательский центр Россендорф,
Дрезден, Германия
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург
Технический университет Ильменау,
Ильменау, Германия

Поступило в Редакцию 5 апреля 1997 г.

Начато проведение комплекса экспериментальных и теоретических исследований образцов $6H-SiC$, имплантированных последовательно ионами N^+ (65 KeV) + N^+ (120 KeV) + Al^+ (100 KeV) + Al^+ (160 KeV) при температурах от 200 до 800°C при высоких дозах. Осуществлены измерения профилей распределений азота и углерода методом ERD, а также распределений дефектов структуры методами RBS и каналирования. Сравнение полученных экспериментальных данных и результатов компьютерного моделирования привело к формулировке физической модели процессов релаксации структуры имплантированного SiC , разделяющей весь имплантированный объем на разные по глубине области, отличающиеся различными ведущими механизмами кинетики.

Введение

Широкозонные полупроводники на основе твердых растворов SiC в последнее время представляют значительный интерес для создания новых оптоэлектронных и высокотемпературных приборов. Квазибинарная система $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ является в настоящее время, пожалуй, наиболее перспективной для этих целей. Однако имеющиеся в литературе данные относятся преимущественно к поликристаллическим керамикам, полученным путем спекания [1], и к эпитаксиальным слоям [2].

Экспериментальные и расчетные данные

Проведены экспериментальные исследования структуры образцов $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$, полученных методом ионно-лучевого синтеза. Пластины $6H-SiC$ n -типа, ориентированные вдоль оси (0001), облучались на ускорителе Danfysik в Исследовательском Центре Россендорф (ИЦР), Германия, ионами N^+ и Al^+ при повышенных температурах подложки. Параметры имплантации подбирались таким образом, чтобы получить захороненные слои $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ при $x = 0.2$. Облучение ионами каждого образца производилось в следующем порядке. Сначала ионами азота с энергией 65 keV и дозой $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, затем с энергией 120 keV дозой $1.3 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$, потом ионами алюминия последовательно с энергией 100 keV дозой $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ и с энергией 160 keV дозой $1.3 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$. Энергии ионов выбирались такими, чтобы при суммарном облучении получалось перекрытие профилей залегания ионов N^+ и Al^+ . Во время имплантации плотность ионного тока поддерживалась в интервале от 0.6 до $1 \mu A/cm^2$. температура подложек была 200, 400, 600 и $800^\circ C$, причем использовался температурно-калиброванный держатель образцов с омическим подогревом. После имплантации образцы исследовались методом RBS/C [4], используя пучок ионов He^+ с энергией 1.4 MeV, а также методом ERD для определения распределений по глубине азота и углерода. RBS-спектры обрабатывались с помощью разработанной в ИЦР компьютерной программы, позволяющей получать распределения дефектов структуры по глубине (рис. 1, *a*).

С использованием комплекса программ TRIRS и DYTRIRS [4–6] проведены расчеты баллистических распределений имплантированных ионов и дефектов, а также изменения плотности компонент SiC при высокотемпературной имплантации соответствующими дозами. Получены баллистические распределения ионов N^+ и Al^+ (DETRIRS) (рис. 1, *a*, кривая 1) и суммарные распределения дефектов (рис. 1, *a*, кривая 2). Баллистические распределения имплантированного азота (в результате всех четырех последовательных облучений при использованных в эксперименте дозах) представлены на рис. 1, *b* (DYTRIRS).

Сравнение баллистических данных (см. кривую 2 на рис. 1, *a*) и RBS-результатов для облучения при $200^\circ C$ показывает, что такая температура не приводит к отжигу модифицированного ("аморфного") материала на глубине залегания имплантированных ионов азота и алюминия (кривая 1).

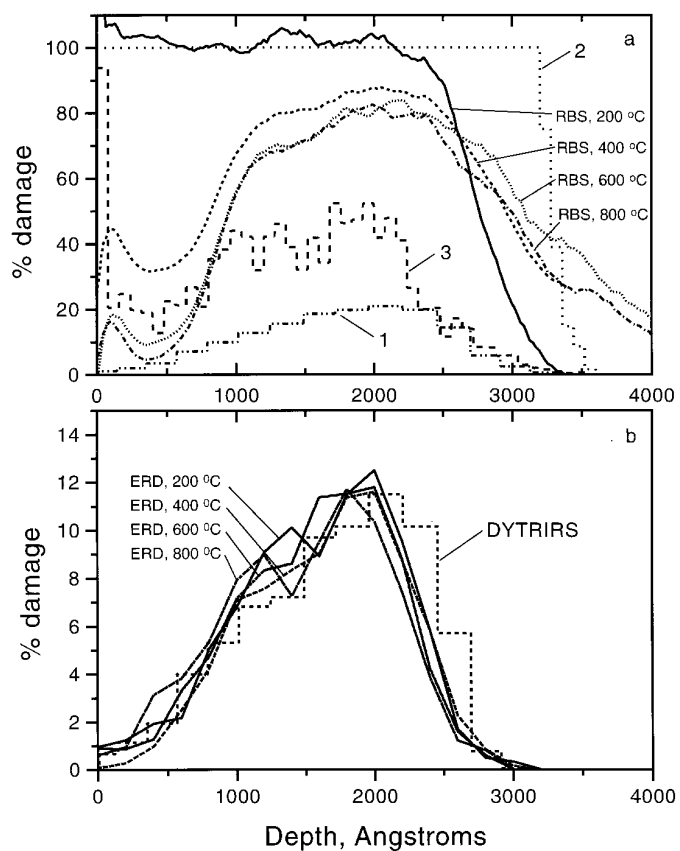


Рис. 1. Сравнение экспериментальных и расчетных баллистических характеристик имплантированного карбида кремния; *a* — RBS-экспериментальные профили залегания дефектов при различных температурах подложки; *1* — расчетный профиль имплантированных ионов азота и алюминия; *2* — расчетный суммарный профиль дефектов с учетом только баллистических (каскадных) процессов; *3* — расчетный баллистический профиль дефектов с учетом полной атермической рекомбинации; *b* — ERD-профили залегания азота при разных температурах подложек; DYTRIRS — расчетный баллистический профиль залегания азота при учете всех последовательных облучений.

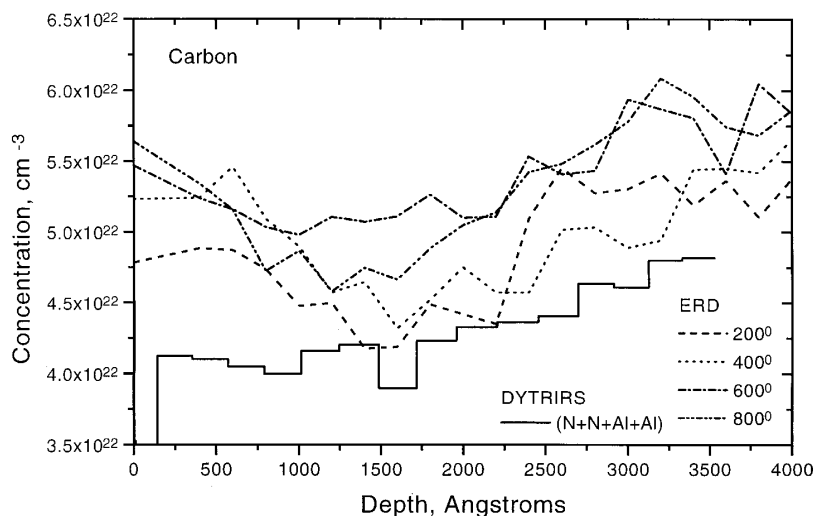


Рис. 2. Сравнение экспериментально определенных (ERD) распределений углерода при разных температурах подложек с баллистическим расчетным профилем углерода (DYTRIRS).

Если предположить для грубой оценки, что все вакансии и межузельные атомы, расположенные друг от друга на расстояниях спонтанной рекомбинации (см., например, [7,8]), атермически рекомбинируют, то оставшиеся собственные дефекты и имплантированные ионы дадут суммарный профиль, лежащий ниже экспериментальных данных RBS (кривая 3). Из двух предельных случаев (только баллистические распределения — кривая 2 и учет полной рекомбинации — кривая 3) уже видны существенные различия, а значит их сравнение с экспериментальными данными (RBS) [3] выявляет роль процессов диффузии при высокотемпературной имплантации в разных по глубине областях облученного SiC.

В то же время при более высоких температурах облучения происходит изменение профилей залегания центров рассеяния по глубине. Поскольку метод RBS чувствителен к любым центрам рассеяния для He^+ , включая имплантированные ионы, одиночные собственные дефекты (вакансии и межузельные атомы в подрешетках Si и C), кластеры (как

собственных, так и примесных дефектов), то полученное в экспериментах [3] разное изменение профилей центров рассеяния по глубине свидетельствует о различных механизмах отжига, происходящих на разных глубинах имплантированного материала.

В экспериментах (ERD) изменены профили залегания ионов N^+ (рис. 1, *b*, ERD) для образцов SiC, облученных при разных температурах. Сравнение их с баллистическим расчетным профилем азота для всей последовательности облучений при соответствующих экспериментальных дозах (рис. 1, *b*, DYTRIRS) показывает, что при всех использованных температурах имплантированный азот практически не диффундирует, что, в частности, отражает малое изменение суммарных профилей залегания центров рассеяния по RBS для центральных областей имплантированного SiC.

Влияние облучения ионами N^+ и Al^+ проявляется также в изменении концентрации компонент SiC. Очень характерным фактом является формирование неоднородности по углероду в результате имплантации. Сравнение изменения концентрации углерода, которая создается только при баллистическом воздействии имплантированных ионов (рис. 2, DYTRIRS), и полученных в экспериментах (ERD) зависимостей концентраций углерода по глубине при различных температурах облучения (рис. 2) позволяет заметить, что повышение температуры имплантации приводит к диффузионным изменениям структуры материала. Однако, так же как и RBS данные, эти эксперименты показывают, что эволюция структуры материала в процессе высокотемпературной имплантации идет по-разному в различных по глубине областях.

Таким образом, весь облученный материал можно разделить по глубинам на пять (*A*, *B*, *C*, *D*, *E*) областей (рис. 1), в которых преимущественную роль в кинетике могут играть разные диффузионные реакции.

Физическая модель

Опишем качественно ведущие физические реакции кинетики радиационных дефектов в SiC в разных по глубине областях, исходя из сравнения экспериментальных данных RBS и ERD и проведенных баллистических расчетов, с целью формулирования физической модели процессов отжига высокотемпературной имплантации.

Начнем с наиболее насыщенной дефектами области *D* (рис. 1).

Область D (между 1500 и 3000 Å)

Здесь имеется наибольшее число рассеивающих центров (до 80%). Причем при повышении температуры облучения в интервале от 400 до 800°C структура этой области относительно мало меняется. Именно на эту область приходится наибольшее количество имплантированных ионов N^+ и Al^+ (рис. 1, кривая I). Электронная микроскопия показывает в этой области достаточно хорошее упорядочение дальнего порядка. Поскольку температуры до 800°C практически не меняют количества центров рассеяния в этой области (рис. 1, RBS), а количество углерода повышается с ростом температуры облучения (рис. 2, ERD), то можно предположить, что имплантированные ионы N^+ и Al^+ , оказались расположенными в вакансиях Si и C из-за спонтанной рекомбинации межузельных ионов с имевшимися радиационными вакансиями. Вокруг них вследствие локальных искажений (замена ионов Si и C ионами N и Al) могут скапливаться подвижные дефекты. Такие структуры, по-видимому, не диссоциируют при использованных температурах и дают большой вклад в рассеяние He^+ . Некоторое снижение дефектности в этой области (до 20%) обусловлено диффузионно подвижными дефектами, например межузлиями углерода (энергия активации миграции $\varepsilon_{iC}^m = 1.47$ eV [9]). Однако из работы [9] следует также, что энергия образования вакансии углерода $\varepsilon_{iC}^f = 2.63$ eV. Следовательно, при использованных температурах облучения возможна и некоторая радиационно-индуцированная подвижность вакансий углерода. Как видно из рис. 2, в этой области действительно происходит изменение концентрации углерода, которое может быть связано с формированием кластеров межузельных атомов углерода с ростом температуры облучения.

Следовательно, полагая подвижными дефектами (как это видно из рис. 1 и 2) собственные дефекты углерода — межузельные атомы и вакансии, можно описать кинетику повышения содержания углерода в области D как за счет формирования кластеров углеродных атомов, так и за счет реакций обмена местами матричных и примесных атомов в перенапряженных локальных зонах повышенных концентраций имплантированных ионов. Причем, поскольку предполагается, что ионы азота и алюминия могут находиться в вакансиях Si и C, то кластеры углерода также могут быть довольно регулярно расположены в решетке и расти за счет присоединения подвижных дефектов.

Область *E* (глубины более 3000 А)

Характер зависимости RBS-спектров в имплантированном SiC и расчетных концентраций центров, дающих вклад в рассеяние ионов He⁺ (рис. 1), показывает, что в этой области профили распределения центров рассеяния оказываются практически слабо чувствительными к изменению температур облучения от 400 до 800°С. Такая особенность может быть связана с возможностью торможения (остановки) подвижных дефектов (углеродной подсистемы) за счет образования кластеров собственных дефектов. Следует учесть также, что в этой области практически отсутствуют имплантированные ионы (рис. 1, кривая *I*). Поэтому кластеры собственных дефектов, возникающие здесь, должны образовываться гомогенным образом (в отличие от области *D*). Параметры облучения образцов при различных температурах были одинаковыми, а значит и диффузионные потоки подвижных дефектов, генерированных облучением, также остаются одинаковыми и отличаются лишь скоростями диффузии. Пробеги дефектов по RBS-данным [3] (рис. 1) практически не зависят от температуры облучения. Такая же тенденция видна и из результатов экспериментов, представленных на рис. 2. Это должно означать, что параметр захвата точечных дефектов для образования кластеров (параметр кластерообразования) слабо зависит от температуры облучения, поскольку процесс формирования кластеров пропорционален концентрации подвижных дефектов.

В этой области можно предположить также образование и вакансионных кластеров, поскольку распределения как рассеивающих центров (рис. 1, RBS), так и распределения углерода (рис. 2, ERD) говорят о монотонности изменения концентраций, что можно связать с подвижностью вакансий.

Область *C* (глубины от 750 до 1500 А)

Здесь подвижными можно считать, в первую очередь, межузельные атомы углерода. Причем электронная микроскопия показывает, что в этой области при 800°С имеются крупные дефекты упаковки типа межузельных дислокационных петель размерами (диаметр) до сотен А. Следовательно, за время высокотемпературного облучения такие петли могут образоваться из подвижных межузельных атомов углерода.

Следовательно, изменение RBS-спектров в этой области [3], а значит и профилей залегания центров рассеяния (см. рис. 1) обусловлено уходом подвижных дефектов с образованием дополнительных дислокационных петель. Содержание углерода при этом повышается (см. рис. 2).

Область В (глубины от 200 до 750 А)

В этой области, как и в более глубоких областях образцов SiC, диффузионно подвижны дефекты подсистемы углерода. Но, как видно из резкого падения дефектности по RBS-данным ([3] и рис. 1) и восстановления концентрации углерода в экспериментах ERD (рис. 2), по видимому, наибольший вклад в изменение концентраций центров рассеяния (по сравнению со всеми остальными термически активированными реакциями) дает сток подвижных дефектов на поверхность образца. В результате уже при 400°C происходит частичное восстановление упорядоченно кристаллической структуры материала. Из электронно-микроскопических данных в этой области практически (при 800°C) восстанавливается кристаллическая структура. Можно полагать, что поверхность как сток оказывает преимущественное влияние на подвижные дефекты в виде межузлий углерода (или даже вакансий при более высоких температурах). Поэтому дрейф к поверхности оказывается сильнее, чем другие реакции дефектов, что и приводит к интенсивному восстановлению структуры.

Область А (глубины до 200 А)

Приповерхностная область облученных образцов (до глубин примерно 200 А) представляет собой, фактически, сток дефектов. Это приводит к повышению количества центров рассеяния в ней за счет диффузии, что достаточно хорошо показывают данные RBS (рис. 1, а). Основными подвижными дефектами являются межузельные атомы углерода, и их количество вблизи поверхности как стока должно повышаться. Результаты экспериментов по ERD (рис. 2) подтверждают такую трактовку.

Заключение

Приведенные в работе экспериментальные данные по измерению профилей залегания дефектов по методу RBS и распределения углерода и имплантированного азота по методу ERD, а также результаты баллистических расчетов тех же характеристик облученных образцов 6H-SiC позволили выделить различные по глубине области имплантированного карбида кремния, в которых существенны различия в структуре. Из сравнения расчетных и экспериментальных данных удалось сформулировать физическую модель эволюции дефектной структуры имплантированного при высоких температурах карбида кремния с учетом особенностей распределения радиационных дефектов по глубине облученного материала.

Следующим шагом в изучении особенностей имплантированных образцов 6H-SiC будет исследование структуры с помощью электронной микроскопии и решения систем уравнений кинетики, описывающих поведение радиационных дефектов в соответствии с описанной в настоящей работе физической моделью.

Работа частично поддержана Российским фондом фундаментальных исследований, грант N 96-02-1995 г.

Список литературы

- [1] *Ruh R., Zangvil A.* // J. Amer. Ceram. Soc. 1982. V. 65. N 4. P. 260–268.
- [2] *Нурмагомедов Ш.А., Пухтин А.Н., Разбегаев В.Н., Сафаралиев Г.К., Таиров Ю.М., Цветков В.Ф.* // Письма в ЖТФ. 1986. Т. 12. В. 17. С. 1043–1045.
- [3] *Yankov R.A., Natzopoulos N., Fukarek W., Voelskow M., Hera V., Pezoldt J., Skorupa W.* // Mat. Res. Sump. Proc. 1997. V. 438. P. 271–276.
- [4] *Ber B.J., Merkulov A.V., Kharlamov V.S., Trushin Yu.V., Zhurkin E.E.* Tech. Phys. 1996. V. 41. N 3. P. 261–267.
- [5] *Trushin Yu.V., Ber B.J., Kharlamov V.S., Zhurkin E.E.* // J. Nucl. Mater. 1996. V. 233/237. P. 991–995.
- [6] *Ber B.J., Kharlamov V.S., Trushin Yu.V., Merkulov A.V., Zhurkin E.E.* // Proc. 10th Int. Conf. on Ion Beam Modification of Materials. Sept. 1–6, 1996. Albuquerque, New Mexico, USA, Tu29.
- [7] *Курсанов В.В., Суворов А.Л., Трушин Ю.В.* Процессы радиационного дефектообразования в металлах. М.: Энергоатомиздат, 1985. 272 с.
- [8] *Trushin Yu.V.* Theory of Radiation Processes in Metal Solid Solutions. Nova Science Publishers Inc., New York, USA, 1996. 405 p.
- [9] *Huang H., Ghotem N.* // J. Nucl. Mater. 1994. V. 212/215. P. 148–153.