

Особенности ионно-плазменного осаждения пленок твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$

Канд. физ.-мат. наук М. К. ГУСЕЙНОВ, канд. техн. наук И. М. ИСАБЕКОВ,
канд. физ.-мат. наук Т. И. ИСАБЕКОВА

Дагестанский государственный технический университет
367015, г. Махачкала, проспект Имама Шамиля, 70

Results of researches aimed at development of technology to make films of solid solutions $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ are presented. Features of precipitation technology of films $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$, factors influencing the structure and quality of films precipitated are considered. The structure, composition and surface morphology of received experimental samples $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ were studied by X-ray diffraction and electron microscopy. Films obtained on 6H-SiC substrates at temperature $T \sim 1273 \text{ K}$ were shown to have monocrystalline structure.

Key words: wide-gap semiconductor, ion-plasmic precipitation, non-linear diffusion, thermalization, Vegard law, single-structure crystal.

Ключевые слова: широкозонные полупроводники, ионно-плазменное осаждение, нелинейная диффузия, термализация, закон Вегарда, монокристаллическая структура.

Широкозонные полупроводники на основе твердых растворов карбид азота (SiC) в последнее время представляют значительный интерес для создания приборов, стойких к различным внешним (тепловому, механическому и радиационному) воздействиям. Псевдобинарные твердые растворы (TP) $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ позволяют существенно расширить диапазон важнейших электрофизическých свойств SiC , открывают большие возможности при создании приборов, использующих коротковолновую область видимого диапазона света и ультрафиолетовую область.

Анализ публикаций в научной периодической печати показывает, что получение широкозонных полупроводниковых материалов на основе TP $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ необходимого качества с воспроизводимыми свойствами является одной из актуальных проблем современной микроэлектроники.

Существующие на сегодняшний день основные методы получения TP $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ — методы сублимации и жидкофазной эпитаксии [1–4] имеют ряд недостатков. Для сублимационного метода характерны такие недостатки, как высокая температура выращивания ($T = 2373 \div 2573 \text{ K}$), низкая воспроизводимость состава, невозможность контролирования степени легирования и управления толщиной растущих слоев. Метод жидкофазной эпитаксии имеет присущие жидкофазным мето-

дам недостатки, связанные с технологическими трудностями.

Интерес к исследованиям по выращиванию пленок твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ магнетронным распылением в первую очередь связан с простотой и надежностью таких систем, с широкой возможностью управления процессом формирования пленок путем изменения плотности ионного и электронного токов и энергии осаждающихся частиц. При этом можно получать пленки при низкой температуре, однородные по всему объему и с высокой степенью равномерности толщины.

В настоящей работе представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований процесса ионно-плазменного (магнетронного) осаждения пленок TP $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$.

Одной из важных задач при ионно-плазменном (магнетронном) осаждении является изучение и выбор технологических режимов, обеспечивающих стабильные условия осаждения.

Как известно, магнетронный процесс получения пленок является многопараметрическим, поэтому для определения области поиска необходимых технологических режимов были произведены количественные оценки технологических параметров процесса магнетронного осаждения пленок TP $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$. Были рассчитаны зависимости протяженности зоны термализации от давления для процесса переноса распыленных атомов

мишени SiC-AlN в атмосфере аргона для различных режимов ионно-плазменного распыления.

Расчет длины термализации был проведен на основе модели нелинейной диффузии, рассматривающей процесс переноса атомов как диффузию со сверхтепловой скоростью [5]. Данная модель позволяет определить границу зоны термализации в виде

$$X_t = K_o - K + \frac{\alpha^2 - 1}{2\alpha} \ln \left| \frac{(\alpha K_o + 1)(\alpha K - 1)}{(\alpha K_o - 1)(\alpha K + 1)} \right|, \quad (1)$$

где $\alpha^2 = (\nu_m - \nu_i)/\nu_i$ — параметр, характеризующий степень рассеяния потока распыленных атомов ($\alpha \rightarrow 0$ — весь поток рассеивается, $\alpha \rightarrow \infty$ — ни одно из столкновений не выводит частицы из потока), здесь ν_i — частота, с которой распыленные атомы покидают поток в результате соударений с атомами рабочего газа; ν_m — полная частота соударений; $K_0 = v_0/v_t$ — относительная начальная дрейфовая скорость распыленного атома, v_0 — начальная дрейфовая скорость распыленного атома; $v_t = (kT/m)^{1/2}$ — локальное значение тепловой скорости, т. е. скорости термализованного атома; k — постоянная Больцмана.

Полученная величина X_t выражена в терминах локальной длины свободного пробега $\lambda = \Lambda/\alpha$ в направлении движения:

$$X_t = \int \frac{\alpha}{\Lambda dx}; \quad (2)$$

$$\lambda = v_t[(\nu_m - \nu_i)\nu_i]^{1/2}.$$

Анализ полученных зависимостей (рис. 1), которым соответствует термализация распыленных атомов вблизи катода, показывает, что при высоком давлении рабочего газа должны наблюдаться уменьшение радиационных дефектов в осаждаемой пленке, а также стехиометричность и равномерность пленки на подложке, расположенной на расстояниях, значительно превышающих длину зоны термализации.

В области низких давлений рабочего газа, ограниченных возможностью зажигания разряда с заданными параметрами, термализация распыленных атомов происходит на значительном удалении от мишени. Это приводит к неравномерности свойств пленки по поверхности, обусловленной значительным потоком нетермализованных распыленных атомов.

Для получения пленок ТР $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ использовалась вакуумная установка УРМ-3, модернизированная с учетом особенностей получения. Распыление проводилось магнетроном планарного типа, охлаждаемым проточной водой. В качестве мишени использовались поликристаллические пластины твердого раствора SiC-AlN, полученные методом горячего прессования; в качестве подложек — монокристаллические полированные пластины карбида кремния 6Н (0001), выращенные методом Лели.

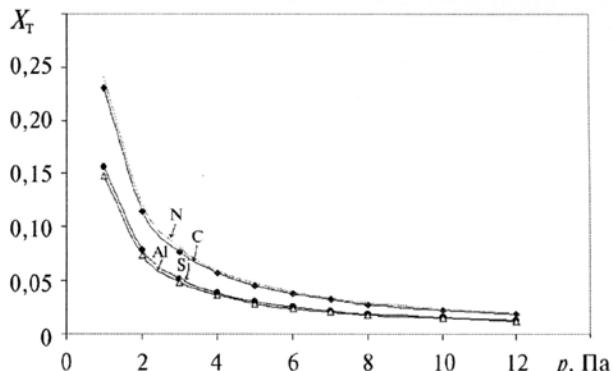


Рис. 1. Длина термализации атомов Si, C, Al, N в аргоне

Исследование процессов ионного распыления горячепрессованных мишеней SiC-AlN позволило установить, что параметры процессов распыления зависят от состава мишеней. Было обнаружено, что скорость распыления мишеней SiC-AlN уменьшается с увеличением содержания AlN. Вероятно, это связано с тем, что с увеличением содержания AlN растет плотность горячепрессованных мишеней SiC-AlN, возрастает энергия взаимодействия различных атомов мишени [6]. На рис. 2 показана зависимость скорости магнетронного распыления мишеней SiC-AlN от поверхностной плотности мощности разрядного тока.

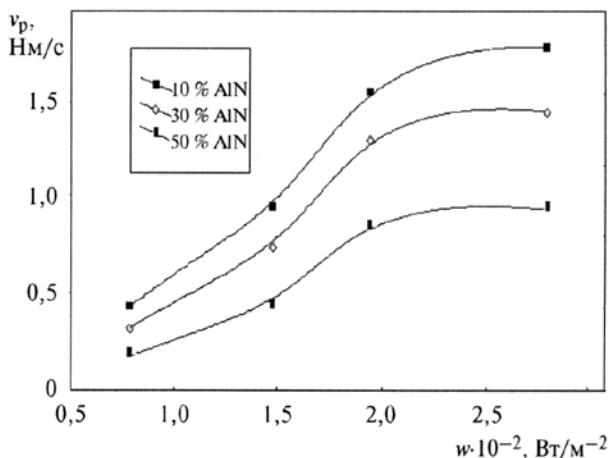


Рис. 2. Зависимость скорости магнетронного распыления мишеней SiC-AlN от поверхностной плотности мощности разряда тока

Видно, что скорость распыления всех мишеней вначале быстро увеличивается, затем постепенно достигает насыщения. Подобная зависимость объясняется увеличением степени ионизации аргона с увеличением мощности разряда и, следовательно, концентрации частиц, бомбардирующих мишень. По мере истощения количества атомов аргона, участвующих в процессе ионизации, скорость распыления достигает насыщения.

Исследования зависимости скорости роста пленок ТР $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ от температуры подложки при фиксированных других параметрах показали, что скорость осаждения строго зависит от температуры подложки. Для данного значения тока распыления при меньших температурах подложки скорость роста выше, чем при более высоких температурах. Это наблюдалось во всех случаях, т. е. для всех систем параметров распыления. Зависимость скорости роста от температуры, соответствующая двум значениям тока распыления, показана на рис. 3.

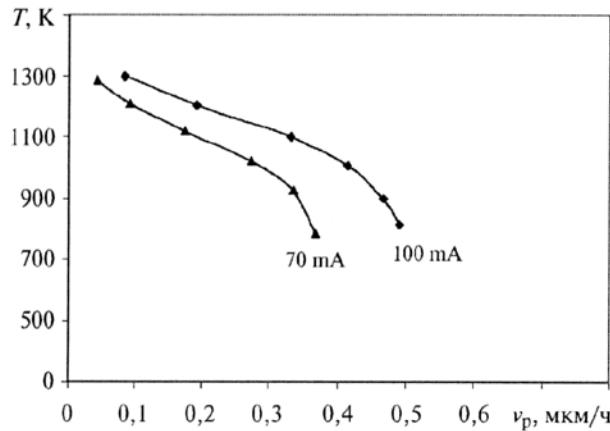


Рис. 3. Зависимость скорости роста пленки от температуры подложки

Причину этого явления можно попытаться связать с основным механизмом роста кристаллов. Такой подход позволяет использовать теорию скоростей конденсации из пересыщенного пара, которая предсказывает, что относительная скорость конденсации является весьма чувствительной функцией температуры системы. Степень пересыщения зависит от температуры. Так как пересыщение уменьшается при увеличении температуры, число стабильных зародышей также уменьшается. По-видимому, в нашем случае имеет место аналогичная ситуация.

Диапазоны изменения технологических параметров при отработке процесса осаждения пленок ТР $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$:

- температура подложки T : 800–1300 К;
- удельная мощность разряда w : $(0,7 \div 2,8) \cdot 10^2$ Вт/м²;
- рабочее давление в камере p : 2–12 Па;
- остаточное давление в камере p : $(0,8 \div 1,0) \cdot 10^{-3}$ Па.

Рентгенодифракционные исследования структуры полученных пленок ТР $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$, проведенные на дифрактометре «Дрон-2» с использованием излучения CuK_α , показали, что пленки, полученные при температуре подложки 800 К, имеют аморфную структуру. При температуре подложки выше 1000 К наблюдается переход к поликристаллическому строению. При более высоких температурах ($T \sim 1300$ К) формируются монокристаллические пленки $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ с кристаллической

структурой вюрцита (2H). На рис. 4 изображены рентгеновские дифрактограммы подложки 6H-SiC и пленки ТР $(\text{SiC})_{0,7}(\text{AlN})_{0,3}$.

Использованное отфильтрованное излучение CuK_α , как правило, при достаточной разрешающей способности спектрометра регистрируется как дублет $K_{\alpha 1}$ и $K_{\alpha 2}$, что и наблюдается на рис. 4. Кроме максимума подложки, на дифрактограмме наблюдается выраженный максимум, связанный с твердым раствором. Из-за близости величин постоянных решеток SiC и $(\text{SiC})_{0,7}(\text{AlN})_{0,3}$ максимумы дифракционных спектров в дифрактограмме отличаются незначительно. Отсутствие других рефлексов на дифрактограмме свидетельствует о монокристалличности полученных пленок. Угловое положение дифракционных рефлексов закономерно смещается в зависимости от состава, что указывает на образование гомогенных ТР $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$. По дифрактограммам, полученным от пленок ТР с различным содержанием AlN, измерены углы и соответствующие им межплоскостные расстояния. Установлено, что с увеличением содержания нитрида алюминия в пленках параметр c уменьшается по линейному закону, т. е. по закону Вегарда.

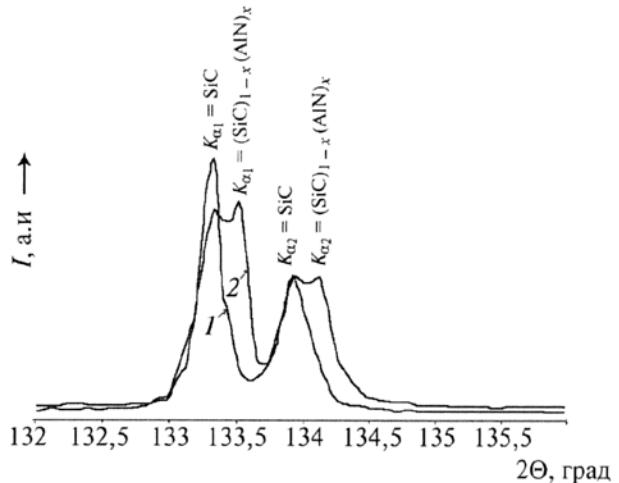


Рис. 4. Дифрактограммы: 1 — подложки 6H-SiC; 2 — твердого раствора $(\text{SiC})_{0,7}(\text{AlN})_{0,3}$

Анализ элементного состава и исследование морфологии поверхности выращенных пленок были выполнены с помощью сканирующего электронного микроскопа «LEO-1450», оборудованного микроанализатором состава «INCA». Анализ элементного состава полученных пленок показал, что распределение компонентов твердого раствора Si, C, Al, N по поверхности и по объему однородное, а состав пленок близок составу мишени SiC-AlN.

Согласно исследованиям морфологии поверхности пленок, повышение температуры подложки приводит к изменениям поверхности роста. Пленки, выращенные

при 800 К, имеют гладкую поверхность. С повышением температуры подложки происходит кристаллизация пленки, увеличивается дефектность поверхности. При температуре 1000 К в пленке начинают образовываться микрокристаллиты размерами до 0,2 мкм различной формы. При дальнейшем повышении температуры подложки (до $T \sim 1300$ К) возрастает совершенство структуры пленки. На поверхности пленки появляются шестигранные ямки роста субмикронных размеров. Наличие шестигранных ямок роста на поверхности пленки свидетельствует о формировании эпитаксиальной пленки. Возникновение дефектов и ямок роста иллюстрирует рис. 5.

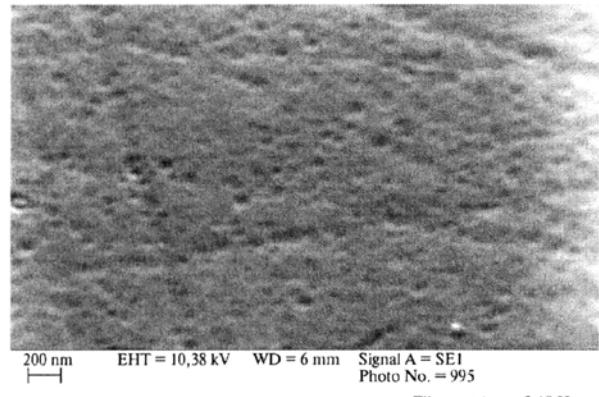


Рис. 5. SEM-изображение поверхности пленки $(\text{SiC})_{0.07}(\text{AlN})_{0.03}$; $T \sim 1000$ °C, $d = 0,6$ мкм

Из рис. 5 хорошо видны дислокации на поверхности пленки $(\text{SiC})_{0.07}(\text{AlN})_{0.03}$, возникшие вдоль царапин, образующихся во время механической полировки подложек. На подложках SiC, подвергнутых химическому полированию в KOH, подобные дефекты не наблюдаются.

Таким образом, проведенные исследования показали возможность управляемого получения однородных пленок широкозонных ТР $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ на подложках 6Н–SiC с содержанием компонентов, определяемым составом мишени, методом ионно-плазменного (магнетронного) распыления.

Список литературы

1. Нурмагомедов Ш. А., Сорокин Н. Д., Сафаралиев Г. К. и др. // Изв. АН СССР. Неорг. мат-лы. 1986. Т. 22. Вып. 10.
2. Дмитриев В. А., Елфимов Л. Б., Линьков И. Ю. и др. // Письма ЖТФ. 1991. Т. 17. Вып. 6.
3. Сафаралиев Г. К., Курбанов М. К., Офицерова Н. В. и др. // Изв. РАН. Неорг. мат-лы. 1995. Т. 6.
4. Курбанов М. К., Билалов Б. А., Сафаралиев Г. К. и др. // ФТП. 2001. Т. 35. Вып. 2.
5. Вольпяс В. А., Гольман Е. К., Цукерман М. А. // ЖТФ. 1996. Т. 66. Вып. 4.
6. Ponce F. A., Van de Walfe C. G., Northrup G. E. Atomic arrangement at the AlN/SiC interface // Physical Review B. 1996. Vol. 53. № 11.