

2. Агаханов Г.Э. О математическом моделировании воздействия порового давления на грунт//Вестник Дагестанского государственного технического университета. Технические науки 2015. № 1 (36) С. 8-16.
3. Тимошенко С. П., Гудьер Дж., Теория упругости. М., Наука, 1975, 576 с.
4. Флорин В. А., Основы механики грунтов, т.1, Госстройиздат, 1959.
5. Аравин В. И., Нумеров С. Н., Фильтрационные расчеты гидротехнических сооружений, Л.-М., Госстройиздат, 1955, 291 с.
6. Дружинин Н. И., Метод электрогидродинамических аналогий и его применение при исследовании фильтрации, М.-Л., Госэнергоиздат, 1956, 346 с.
7. Варданян Г. С., Андреев В. И., Атаров Н. М., Горшков А. А. Сопротивление материалов с основами теории упругости и пластичности, под ред. Г. С. Варданяна, М., Изд. АСВ, 1995, 568 с.

УДК 537.9:539.23

Билалов Б.А., Гусейнов М.К., Сафаралиев Г.К.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СОСТАВА ПЛЕНОК ТВЕРДОГО РАСТВОРА $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО ОСАЖДЕНИЯ

Bilalov B.A., Gusejnov M.K., Safaraliev G.K.

RESEARCH OF STRUCTURE AND COMPOSITION OF FILMS SOLID SOLUTION $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$, RECEIVED BY METHOD MAGNETRON DEPOSITION

Методом магнетронного распыления поликристаллических мишеней SiC-AlN на подложках SiC и Al₂O₃ получены тонкие пленки твердого раствора $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$. Методами рентгенографии и электронной микроскопии проведены исследования структуры и состава этих пленок. Установлены факторы, определяющие состав и структуру пленок, а также условия формирования монокристаллических пленок $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ на подложках SiC. Рассчитаны основные технологические параметры процесса магнетронного осаждения пленок $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$.

Ключевые слова: карбид кремния, твердые растворы, технология получения пленок $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$.

Method of magnetron sputtering targets polycrystalline SiC-AlN on substrates SiC and Al₂O₃ thin films received solid solutions $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$. The methods of X-ray and electron microscopy studies the structure and composition of films. There are factors that determine the composition and structure of films, as well as conditions for the formation of monocrystalline films of $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ to the substrate

SiC. The basic technological parameters of process magnetron sedimentation of films $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ are calculated.

Key words: *silicon carbide, solid solutions, synthesizing technology of films $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$.*

Введение. Во всех современных отечественных и зарубежных публикациях по электронной компонентной базе силовой электроники предпочтение отдается SiC и GaN как материалам, значительно превосходящим по своим физическим параметрам Si и GaAs. SiC, GaN. Твердые растворы на их основе являются перспективными материалами для создания приборов опто-и силовой электроники. Псевдобинарные твердые растворы SiC- A^3B^5 , особенно в системах SiC-AlN и SiC-GaN, позволяют существенно расширять диапазон важнейших электрофизических свойств SiC [1,2]. Реальное использование указанных широкозонных материалов в приборостроении определяется уровнем развития технологии p-п-структур и понимания физических процессов в них.

Несмотря на значительный прогресс в технологии получения монокристаллических SiC и твердых растворов на их основе $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ существует ряд факторов, препятствующих достижению их реального коммерческого потенциала. К таким факторам относятся, например, неоднородности в распределении примеси по сечению выращиваемых слитков SiC, а также наличие в них структурных дефектов. Установлено, что основными причинами возникновения структурных дефектов в SiC и твердых растворах на его основе являются отклонения от оптимальных условий роста пленок из-за сложности контролирования технологических параметров выращивания пленок.

В настоящей работе использован магнетронный метод, обеспечивающий повышение качества выращиваемых пленок твердого раствора $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$.

Преимуществом магнетронного метода является его относительная простота, высокая управляемость, а также невысокие температуры роста пленок.

Постановка задачи. Как известно, процессы магнетронного распыления мишеней и осаждения пленок являются многопараметрическими. Поэтому для оптимизации технологических режимов были проведены количественные оценки наиболее важных параметров процесса осаждения пленок. В частности, рассчитана зависимость протяженности зоны термализации распыленных атомов мишени SiC-AlN от давления аргона и расстояние от катода до условного анода.

Результаты расчетов использованы при получении пленок $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ на установке УВН с магнетроном планарного типа на постоянном токе. В качестве источника использовались поликристаллические мишени твердого раствора SiC-AlN с содержанием AlN от 10 до 50 масс.%, которые были получены прессованием смеси микронных порошков SiC и AlN при давлении 4МПа с последующим спеканием при 1700-1800°C в атмосфере азота в течение 60 мин. Мишени изготавливались в форме дисков диаметром 10 см и толщиной 0,5 см. В качестве подложек применялись монокристаллические

пластины 6H-SiC и сапфира. Перед осаждением подложки SiC подвергались химическому травлению в расплаве KOH при температуре 750K в течение 10 минут и многократно промывались в дистиллированной воде.

Распыление проводилось при давлении рабочего газа Ar от 1Pa до 12Pa. Ток разряда составлял 50-300mA при напряжении 600-700В. Скорость осаждения составляла 0,2-0,4 нм/с. Температура подложки изменялась от 800K до 1300K. Полученные плёнки $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ имели толщину до 2 мкм.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Расчет протяженности зоны термализации - расстояния от мишени, на которой распыленные атомы в потоке к подложке достигают термодинамического равновесия с рабочим газом, был проведен на основе модели парных соударений в приближении жестких сфер [3]. Рассчитанные на основе данной модели зависимости расстояния от давления Ar для атомов Si, C, Al, N, содержащихся в мишени, при значении кинетической энергии распыленных атомов 5эВ приведены на рисунке 1.

Протяженность зоны термализации также зависит от средней кинетической энергии распыленных атомов, однако эта зависимость слабая. К примеру, при изменении энергии распыленных атомов в 5 раз протяженность зоны термализации изменяется менее чем 1,5 раза.

При относительно высоком давлении рабочего газа расстояние от мишени до подложки превышало величину протяженности зоны термализации. При этом полученные пленки были однородными и более качественными. При низких давлениях рабочего газа, ограниченных возможностью поддержания стабильного тлеющего разряда, термализация распыленных атомов происходит на расстояниях, значительно больших, чем расстояния от мишени до подложки, что приводит к неоднородности пленок, увеличению дефектности, обусловленной значительным потоком нетермализованных, высокоэнергетичных атомов, поступающих на подложку.

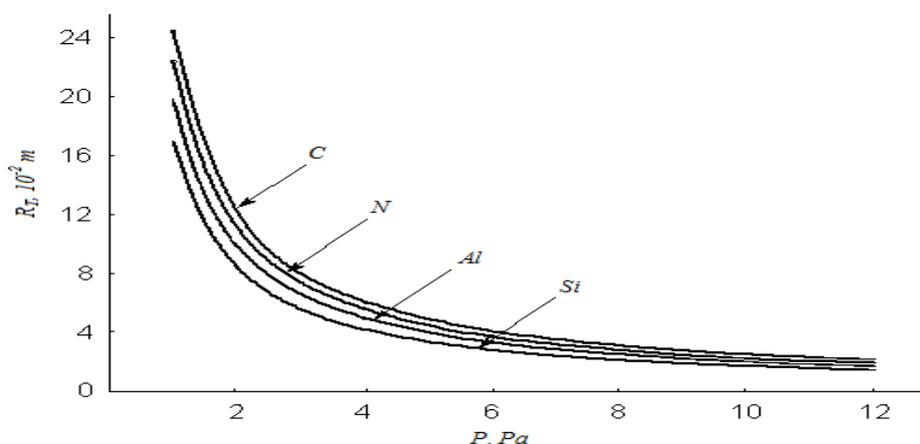


Рисунок 1 - Зависимость расстояния от мишени до границы зоны термализации атомов Si, C, Al, N от давления аргона при средней кинетической энергии распыленных атомов 5эВ.

Скорость распыления мишеней SiC-AlN нелинейно зависит от мощности разрядного тока (рис.2). Подобная зависимость объясняется увеличением степени ионизации, а, следовательно, и концентрации ионов аргона, распыляющих мишень, с увеличением мощности разряда. Поскольку давление (концентрация нейтральных атомов) аргона в камере постоянно, по мере увеличения мощности разряда степень ионизации растет и приближается к некоторому постоянному значению. При этом скорость распыления приближается к значению насыщения.

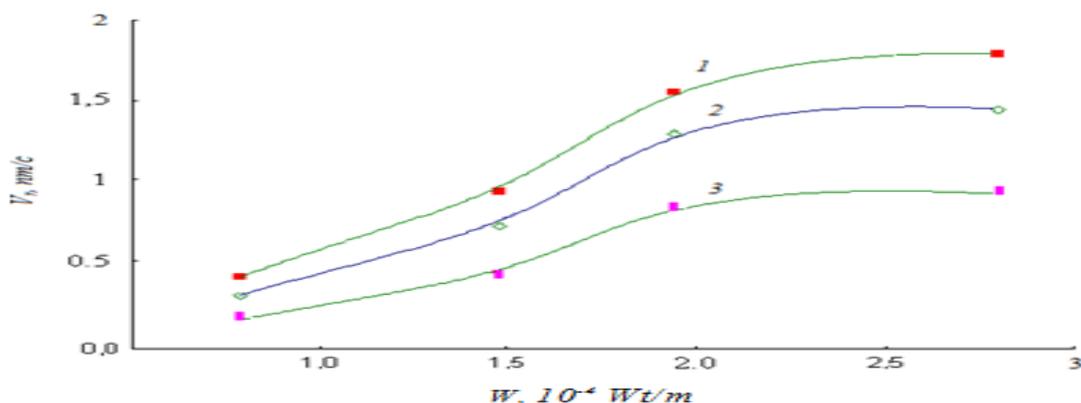


Рисунок 2 - Зависимость скорости магнетронного распыления мишеней SiC-AlN от мощности разрядного тока. Мишени: 1 - 10% AlN; 2 - 30% AlN; 3 - 50% AlN

Как видно из рисунка 2, скорость распыления меньше для мишеней SiC-AlN с большим содержанием AlN. Эту связь с составом мишени можно объяснить увеличением удельного сопротивления мишеней с увеличением в них содержания AlN. При этом при постоянной мощности разряда ток уменьшается. Отметим, что ток является более важным параметром, определяющим скорость распыления, чем напряжение на электродах.

Скорость роста плёнок (SiC)_{1-x}(AlN)_x, как и следовало ожидать, уменьшается с увеличением температуры подложки (рис.3).

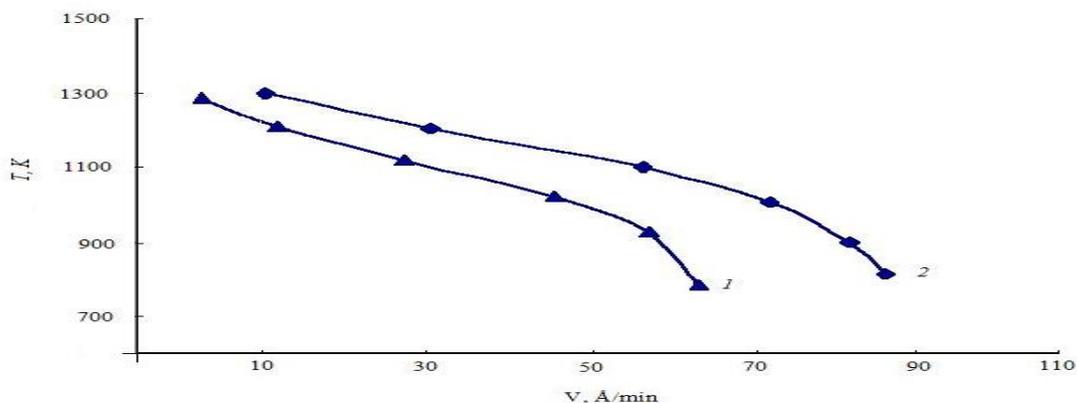


Рисунок 3 - Зависимость скорости роста пленки твердого раствора (SiC)_{0,7}(AlN)_{0,3} от температуры подложки: 1 – при токе разряда I = 70 мА; 2 - I = 100 мА.

При этом снижение скорости роста становится гораздо заметнее при малых токах разряда. Такой характер температурной зависимости скорости роста может быть объяснен в рамках диффузионно-кинетической модели роста.

Рентгенодифракционные исследования структуры пленок $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$, проведенные на дифрактометре Дрон-2 с использованием излучения $\text{CuK}\alpha$ показали, что пленки, полученные при температуре подложки 800К, имеют аморфную структуру. С повышением температуры подложки формируется кристаллическая фаза. При температуре 1000К в пленках наблюдаются микрокристаллиты с размерами до 0,2 мкм различной формы. При более высоких температурах $T \sim 1300\text{K}$ происходит срастание монокристаллических блоков и формируются монокристаллические пленки $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ со структурой 2H.

На рис.4 и рис.5 приведены типичные дифрактограммы, полученные от пленок твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ с составами $x=0,3$ и $x=0,46$ соответственно. На рис.4 для сопоставления также приведена дифрактограмма подложки SiC. Кроме максимума подложки SiC, на дифрактограммах наблюдаются выраженные максимумы, связанные с твердым раствором $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$.

Из-за близости величин постоянных решеток подложки и твердого раствора, максимумы дифракционных спектров в дифрактограмме отличаются незначительно. Отсутствие других рефлексов на дифрактограмме свидетельствует о монокристалличности полученных пленок. Как видно из этих рисунков, угловое положение дифракционных рефлексов закономерно смещается в зависимости от состава, что указывает на образование гомогенных твердых растворов в системе SiC-AlN. Из рис.5 также видно, что максимумы дифракционного спектра в дифрактограмме, полученной от пленки твердого раствора с содержанием AlN 46% мол являются широкими и низкими. Большая ширина пиков свидетельствует о присутствии в пленке и в переходной области структурных несовершенств, и отражает тот факт, что с увеличением содержания нитрида алюминия в пленках «ухудшается» кристаллическая структура пленок.

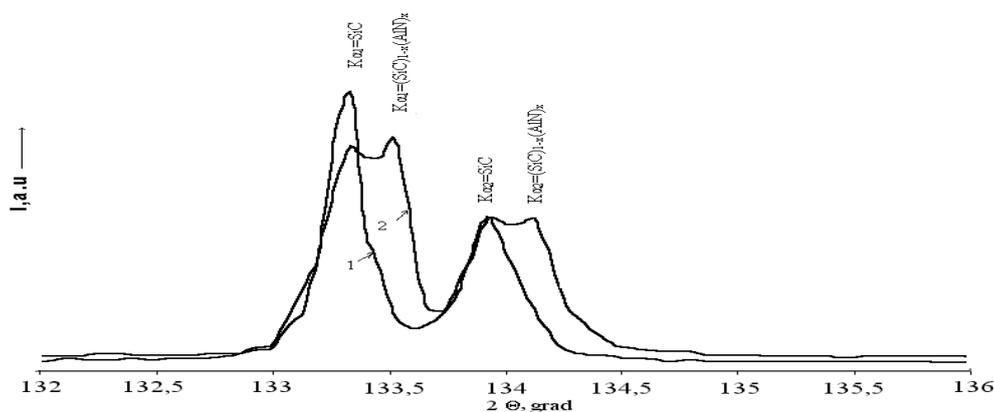


Рисунок 4 - Дифрактограммы подложки 6H-SiC(1) и твердого раствора $(\text{SiC})_{0,7}(\text{AlN})_{0,3}$ (2)

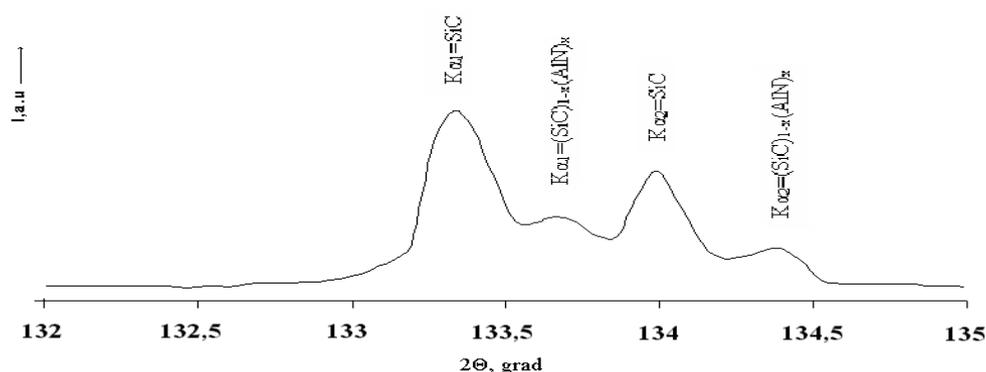


Рисунок 5 - Дифрактограмма подложки 6H-SiC и твердого раствора $(\text{SiC})_{0,54}(\text{AlN})_{0,46}$.

Анализ элементного состава выращенных пленок $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ был выполнен с помощью сканирующего электронного микроскопа «LEO-1450», оборудованного микроанализатором состава «INCA». Анализ показал, что в пределах погрешности микроанализатора распределение компонентов твердого раствора Si, C, Al, N по поверхности и по объему однородное, а состав полученных пленок близок (с точностью до 2 %) к составу мишени SiC-AlN.

Вывод. Расчетные оценки показывают, что термализация распыленных атомов мишени SiC-AlN при давлениях рабочего газа Ar 6-12Pa происходит на расстоянии около 4см от мишени. Поэтому при определении положения подложки для осаждения необходимо учитывать реальное давление рабочего газа.

Скорость распыления мишеней SiC-AlN зависит не только от мощности разрядного тока, но и от состава поликристаллических мишеней SiC-AlN.

Скорость роста пленок в диапазоне изменения температуры от 800К до 1300К уменьшается в 5-6 раз с повышением температуры подложки.

Показана возможность управления структурой пленок $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ от аморфной до монокристаллической фазы путем изменения параметров осаждения.

Установлено, что основными факторами, определяющими структуру пленок $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$, является структура и температура подложки. Состав пленок $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ определяется составом распыляемой мишени SiC-AlN.

Библиографический список:

1. Нурмагомедов Ш.А., Сорокин Н.Д., Сафаралиев Г.К., Таиров Ю.М., Цветков В.Ф. //Изв. АН СССР. Неорг. Мат-лы. Т.22, Вып. 10, с.1872-1874 (1986).
2. Сафаралиев Г.К., Курбанов М.К., Офицерова Н.В., Таиров Ю.М.. Изв. РАН. Неорг. матер., № 6. (1995).
3. Ласка В.Л., Митрофанов А.П., Карманенко С.Ф.// Электронная техника. Сер. Электровакуумные и газоразрядные приборы. 1985. В.1 (106), 101 с.