

06

Структурные свойства эпитаксиальных пленок твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$, полученных магнетронным распылением составных мишеней SiC с Al

© Ш.М. Рамазанов, М.К. Курбанов, Г.К. Сафаралиев,
Б.А. Билалов, Н.И. Каргин, А.С. Гусев

Дагестанский государственный университет, Махачкала
Дагестанский государственный технический университет, Махачкала
Национальный исследовательский ядерный университет „МИФИ“, Москва
E-mail: ramazanv@mail.ru

Поступило в Редакцию 29 апреля 2013 г.

Новым способом получены эпитаксиальные слои твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ с составами $x \approx 0.12$ и $x = 0.64$ без макроскопических структурных искажений. Установлено, что зависимость параметров кристаллических решеток эпитаксиальных пленок от их состава подчиняется закону Вегарда с точностью ~ 0.03 . Это подтверждает образование твердых растворов изоморфного замещения в системе SiC–AlN.

Твердые растворы карбида кремния с нитридом алюминия $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ представляют интерес как целый класс широкозонных полупроводниковых материалов с запрещенной зоной в интервале энергий от 3 до 6 eV при $0 \leq x \leq 1$ [1]. Близость параметров решеток SiC ($a = 3.076 \text{ \AA}$, $c = 5.048 \text{ \AA}$) и AlN ($a = 3.114 \text{ \AA}$, $c = 4.980 \text{ \AA}$) и образование структур $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$ с резкими переходами на гетерогранице позволяет получать эпитаксиальные слои $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ с малым содержанием структурных дефектов [2].

Псевдобинарные твердые растворы $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ расширяют диапазон важнейших электрофизических свойств карбида кремния, открывают большие возможности при создании новых оптоэлектронных и высокотемпературных приборов. В них путем изменения состава возможно в широких пределах управлять оптическими, электрическими и структурными свойствами. Также пленки твердого раствора

$(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ можно применять как буферные слои на подложках карбида кремния для выращивания кристаллов Al и Ga–N. Однако широкое практическое использование этих материалов в производстве приборных структур требует совершенствования технологии получения.

Из известных способов получения твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ наиболее развитым является сублимационный метод, требующий высокие температуры (более 2000°C) [3] и способ магнетронного распыления однородных мишеней SiC–AlN на постоянном токе [4]. Магнетронное распыление композиции SiC–AlN не позволяет получать пленки твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ с концентрациями $x \geq 0.6$ из-за их высокого сопротивления при увеличении компоненты AlN.

Цель данной работы состояла в получении пленок твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ методом магнетронного распыления составных мишеней SiC с Al на подложке 6H-SiC, а также в исследовании влияния температуры подложки на структуру пленок и определении состава x в эпитаксиальных пленках.

Пленки твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ получали на установке типа УРМ, модернизированной с учетом особенностей предлагаемой методики, с магнетроном планарного типа в атмосфере азота и аргона (с чистотой газов 99,999%) при температуре подложки $700\text{--}1100^\circ\text{C}$. В качестве подложек использовались пластины SiC политипа 6H с направлением кристаллической ориентации (0001). Мишени изготавливались составными. Составная мишень представляет собой диск из поликристаллического SiC диаметром 6 см и толщиной 0.4 см, где определенная часть распыляемой поверхности покрыта слоем химически чистого алюминия, полученного термическим испарением через маску в высоком вакууме. Данный способ позволяет получать качественные эпитаксиальные слои $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ различных составов. Концентрация x в пленке $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ зависит от величины подаваемого реактивного газа (азота) и соотношения площадей $S_{\text{SiC}}/S_{\text{Al}}$ (где S_{SiC} и S_{Al} — площади распыляемых поверхностей, карбида кремния и алюминия соответственно). Более подробно технологические особенности разработанного нового способа описаны в [5].

Структура эпитаксиальных пленок $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ толщиной $0.2\text{--}1.3\ \mu\text{m}$ исследовалась методом рентгенодифракционного анализа на дифрактометре Shimadzu XRD 7000 с использованием отфильтрованного $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучения ($\lambda_{\alpha 1} = 1.5406\ \text{\AA}$). Регистрация дифрагированного

рентгеновского излучения в режиме $\theta-2\theta$ осуществлялась сцинтилляционным детектором, представляющим собой сочетание кристалла-сцинтиллятора NaI и фотоэлектронного умножителя. Размеры рентгеновского пучка, щелей: $DS = 0.5^\circ$, $SS = 0.5^\circ$, $RS = 0.3$ mm. Рентгеновские дифрактограммы получали как от подложки 6H-SiC, так и от эпитаксиальной пленки $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$. Исследования дифрактограмм от структур $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$, полученных при разных температурах, показали, что пленки при $T \sim 700^\circ\text{C}$ формируются в аморфной фазе. При температурах подложки свыше 820°C наблюдается переход к поликристаллическому строению. При более высоких температурах $T \geq 1000^\circ\text{C}$ формируется монокристаллическая фаза твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$.

В данной работе рассмотрим структуру монокристаллических пленок $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$, полученных при $T = 1000^\circ\text{C}$. Обзорную дифрактограмму образцов снимали во всем интервале углов 2θ ($20-140^\circ$). Об образовании твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ судили по изменению местоположения дифракционных максимумов относительно максимумов подложки SiC. При проведении дифрактометрического анализа монокристаллов в определенной ориентации мы можем получить 1–2, иногда 3 рентгеновские дифракционные линии. Это зависит от того, как ориентирован монокристалл в процессе роста. В нашем случае для исследуемых образцов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$ замечены 3 линии. Из обзорных дифрактограмм было видно, что искажение структуры не наблюдается, т. е. не замечено других линий, указывающих на смещение кристаллической решетки эпитаксиальной пленки и появление сверхструктурной фазы.

Для определения параметров кристаллических решеток эпитаксиальных пленок была выбрана линия (002) в интервале от 35.1° до 36.5° (рис. 1). Твердый раствор $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ располагается между рефлексами (006) от 6H-SiC и (002) от 2H-AlN. Точность определения параметров решетки на данном этапе исследований составляла ~ 0.001 Å. Кристаллическое совершенство подложки и полученной пленки $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ оценивали по величине полной ширины на половине высоты (FWHM). На дифрактограмме пики и значения FWHM для слоев $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ определялись с помощью программного обеспечения Rietveld, встроенного в дифрактометр.

Вследствие большой интенсивности пика (006) от подложки на его фоне появляется малый пик, полученные линии располагаются между

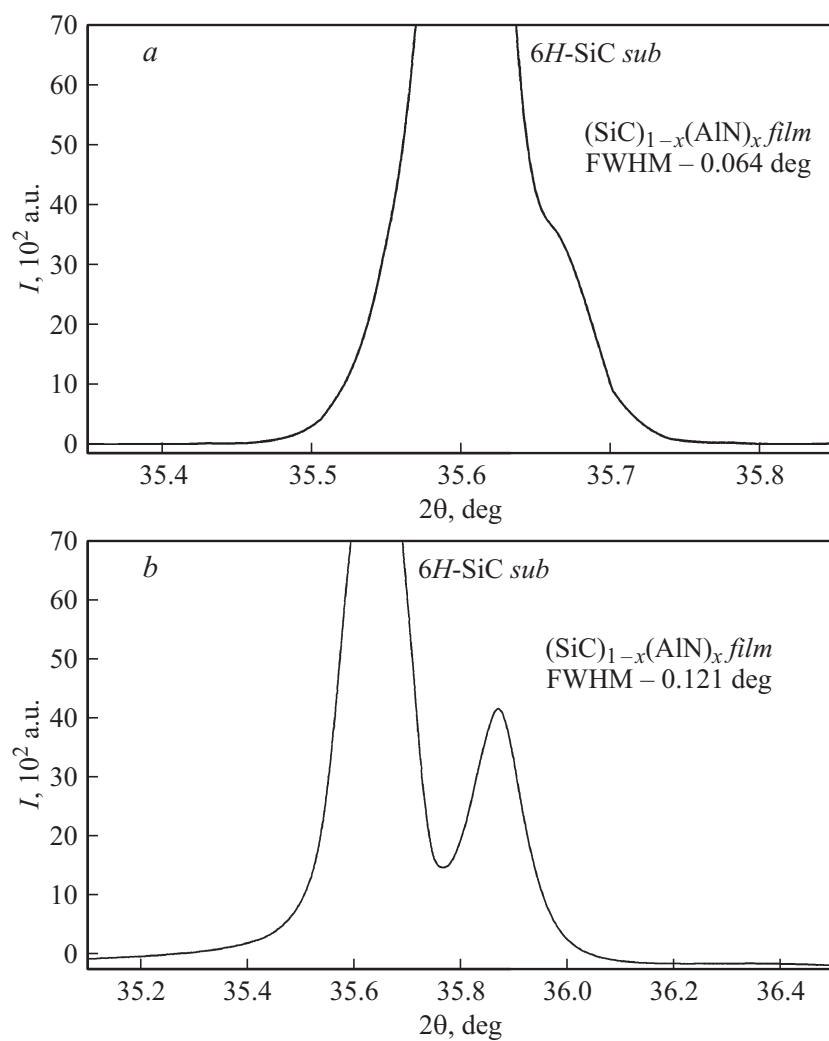


Рис. 1. Дифрактограммы от структур $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/6H\text{-SiC}$: a — при $x \approx 0.12$ с $\text{FWHM} \approx 0.064^\circ$, b — при $x = 0.64$ с $\text{FWHM} = 0.121^\circ$.

Параметры дифракционных максимумов от эпитаксиальных пленок $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$, подложки $6H\text{-SiC}$ и $2H\text{-AlN}$.

Образец	2θ , deg	d , Å	I/I_0	c , Å	hkl	FWHM, deg
$6H\text{-SiC}$ (sub.)	35.6556	2.5159	100	15.095	[006]	0.0592
$(\text{SiC})_{0.88}(\text{AlN})_{0.12}$	35.6784	2.5145	28	15.087	[006]	0.0642
$(\text{SiC})_{0.36}(\text{AlN})_{0.64}$	35.8900	2.500	12	5.000	[002]	0.1206
$2H\text{-AlN}$ (ICSD: 41482)	36.041	2.4900	100	4.980	[002]	—

стандартными значениями монокристаллических SiC и AlN, что говорит об образовании твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ в диапазоне концентраций $0 \leq x \leq 1$. Из рис. 1 видно, что при увеличении концентрации x в пленке пик плавно смещается в сторону больших углов. Сравнительный анализ результатов FWHM (см. таблицу) показывает, что структурное качество эпитаксиальных пленок схоже со структурой подложки ($\Delta_{\text{FWHM}} \sim 0.006^\circ$). На рис. 1, *a* показана дифрактограмма структуры $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x/\text{SiC}$ при $x \approx 0.12$, где видно, что спектры от подложки и пленки сливаются, затрудняя точное определение концентрации x в пленке. Для снижения погрешности значения межплоскостного расстояния d данного состава были получены дополнительные дифрактограммы образца, при котором среднее значение $\Delta(2\theta) = 0.002^\circ$.

Кристаллы в системе SiC–AlN образуют твердые растворы изоморфного замещения. В соответствии с ионными радиусами атомы замещаются по механизму $\text{Si} \leftrightarrow \text{Al}$ и $\text{C} \leftrightarrow \text{N}$ [6]. При возрастании x кристаллическая решетка эпитаксиальной пленки перестраивается в вюрцитную структуру с образованием $2H\text{-}(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ с отличиями параметров решеток менее 1% (см. таблицу). Линейная интерполяция параметра c кристаллических решеток исходных соединений SiC и AlN в соответствии с законом Вегарда показывает концентрацию x полученного твердого раствора (рис. 2, 1). Но для более точного определения концентрации x в эпитаксиальной пленке $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ необходимо учесть значения ~ 0.03 , полученное при сопоставлении стандартных данных из картотек ICSD:601178 и ICSD:606234 (рис. 2, 2) для

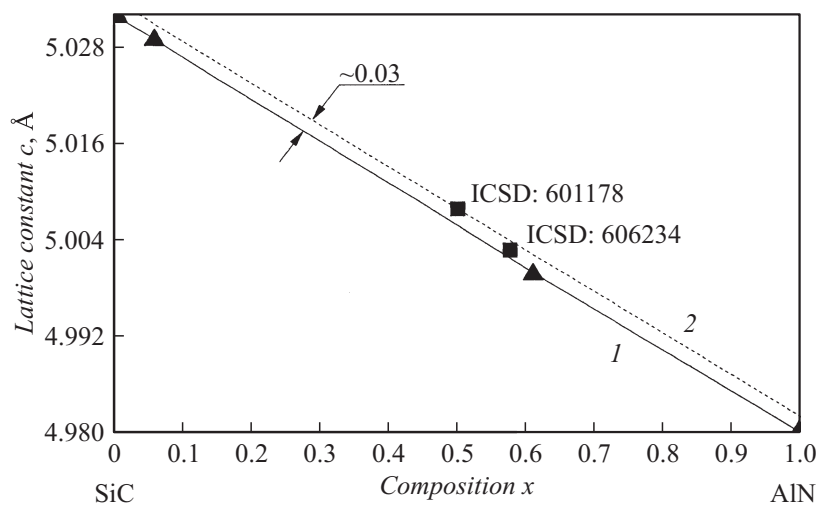


Рис. 2. Зависимость параметра решетки от состава для системы SiC–AlN: 1 — экспериментальные данные, лежащие на интерполяционной линии, построенной по закону Вегарда; 2 — линия с учетом стандартных значений из базы данных ICSD.

твердых растворов $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ с составами $x = 0.5$ и $x = 0.57$ соответственно.

Таким образом, замечено, что зависимость параметров кристаллических решеток от состава в системе SiC–AlN подчиняется закону Вегарда с погрешностью ~ 0.03 , это подтверждает образование твердых растворов изоморфного замещения $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ с концентрациями $x \approx 0.12$ и $x = 0.64$ без макроскопических структурных искажений и включений сверхструктурной фазы.

Работа выполнена на оборудовании центра коллективного пользования „Гетероструктурная СВЧ-электроника и физика широкозонных полупроводников“ НИЯУ „МИФИ“ НИЛ „Твердотельная электроника“ Дагестанского государственного университета при поддержке Министерства образования и науки РФ.

Список литературы

- [1] Сафаралиев Г.К., Таиров Ю.М., Цветков В.Ф. // ФТП. 1991. Т. 25. В. 8. С. 1437–1447.
- [2] Нурмагомедов Ш.А., Сафаралиев Г.К., Пихтин А.Н., Разбегаев В.Н., Таиров Ю.М., Цветков В.Ф. // Письма в ЖТФ. 1986. Т. 12. В. 17. С. 1043–1045.
- [3] Курбанов М.К., Билалов Б.А., Сафаралиев Г.К., Рамазанов Ш.М. // Неорганические материалы. 2007. Т. 43. № 12. С. 1–3.
- [4] Гусейнов М.К., Курбанов М.К., Билалов Б.А., Сафаралиев Г.К. // ФТП. 2010. Т. 44. В. 6. С. 841–844.
- [5] Рамазанов Ш.М., Курбанов М.К., Билалов Б.А., Сафаралиев Г.К. Способ получения эпитаксиальных пленок твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$: Патент на изобретение № 2482229, приоритет от 26.12.2011.
- [6] Jin-Cheng Zheng et al. // Appl. Phys. Lett. 2001. V. 11. P. 1643–1645.