

## ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУРИРОВАННОЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ПЛЕНОК AlN ПРИ ВЧ РЕАКТИВНОМ МАГНЕТРОННОМ РАСПЫЛЕНИИ

## GENERATION OF TEXTURED CRYSTALLINE PHASE FOR AlN FILMS UNDER HF REACTIVE MAGNETRON SPUTTERING

А.Ф.Белянин<sup>1</sup>, / belyanin@cnititm.ru  
А.С.Багдасарян<sup>2,3</sup>, / bagdassarian@mail.ru  
С.А.Налимов<sup>1</sup>, / san@cnititm.ru  
Е.Р.Павлюкова<sup>3</sup> / elena.pavlyukova@cplire.ru

A.F.Belyanin, A.S.Bagdassarian, S.A.Nalimov, E.R.Pavlyukova

<sup>1</sup> ЦНИТИ «Техномаш», г. Москва

<sup>2</sup> НПП «Технологии радиочастотной идентификации и связи», г. Москва

<sup>3</sup> Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, г. Москва

*Рассмотрено влияние условий реактивного ВЧ-магнетронного распыления мишени из Al в газовой смеси аргона и азота на концентрацию, размер и ориентирование кристаллитов кристаллической фазы пленок AlN. Показана возможность контроля упорядочения кристаллической фазы пленок AlN по спектрам комбинационного рассеяния света.*

*AlN films with a thickness from the several nm up to 10 μm were generated by reactive HF magnetron sputtering of Al target in a gas mixture of Argon and Nitrogen on substrates immobile relative to the target. AlN films consisted of crystalline and amorphous phases. The crystalline phase concentration changed depending on the generation conditions in the range of 0–90%. The AlN film crystallites, regardless of the substrate material, were axially textured along the crystallographic direction  $\langle 0001 \rangle$ . The orientation of the texture axis for the film crystallites with respect to the substrate depended on the flow direction of the film-forming particles in the process of their generation. The results of x-ray phase analysis and Raman spectroscopy of AlN films with different concentration and structure of the crystalline phase are presented. The effect of the composition and pressure of the gas mixture, temperature, substrate material and position with respect to the target on the concentration and structure of the crystalline phase of AlN films is demonstrated. On sapphire substrates at the temperatures of ~ 500–800 K, the epitaxial growth of AlN films was detected.*

Ключевые слова: пленки нитрида алюминия, строение, магнетронное распыление, спектроскопия комбинационного рассеяния света.

Keywords: aluminum nitride films, structure, magnetron sputtering, Raman spectroscopy.

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время активно проводятся работы по созданию новых материалов. В современном понимании, термин новые материалы подразумевает не столько новый химический состав, сколько соотношение концентраций кристаллических и аморфных (рентгеноаморфных) нанокластеров, составляющих материал, а также взаимное ориентирование нанокластеров. К таким новым материалам можно отнести наноструктурированные пленки AlN. Перспективность применения тонких пленок AlN в различных областях техники связана с высокими значениями твердости, износостойчивости, теплопроводности, электрического сопротивления, скорости звука, химической стойкости, стабильности при высоких температурах. AlN обладает свойствами пьезоэлектрика и автоэлектронной эмиссии. Легированные различными химическими

элементами пленки AlN применяются в катодолюминесцентных экранах с голубым свечением, ультрафиолетовых световых излучателях, а также в качестве широкозонных температурно- и радиационноустойчивых полупроводников. Пленки AlN используют при создании устройств на поверхностных акустических волнах, автоэмиссионных катодов, полупроводниковых приборов, стойких к воздействию ионизирующих излучений, [1–5]. Наноструктурированные пленки AlN, обладающие коррозионной стойкостью и цитосовместимостью, интересны для разработки био- и имплантируемых сенсоров [6, 7].

Создание устройств на основе тонких пленок AlN с воспроизводимыми характеристиками осложнено трудностью получения пленок с заданной концентрацией и строением кристаллической фазы [1, 2, 8–11]. Пленки AlN с контролируемым составом и строением получают магнетронным распылением [6, 12–19]. Понимание особенностей кристаллизации при выращивании пленок методами распыления, способствует созданию слоистых структур с улучшенными значениями функциональных свойств и эксплуатационных характеристик. Таким образом, пленки AlN представляют интерес и для фундаментальных исследований, и для разработки устройств в различных областях техники.

Цель работы – исследование связи условий получения пленок AlN реактивным ВЧ-магнетронным распылением с концентрацией и строением кристаллической фазы.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Пленки AlN получали на неподвижных подложках реактивным ВЧ-магнетронным (частота 13,56 МГц) распылением круглой мишени из Al диаметром 140 мм. Магнитное поле создавали два кольцевых магнита из Sm-Co. Индукция магнитного поля на поверхности мишени толщиной 6 мм составляла 0,1 Тл. Параметры процесса следующие: давление смеси аргона (Ar) и азота (N<sub>2</sub>)  $P = 0,6–1,5$  Па, концентрация N<sub>2</sub> в газовой смеси  $C_{N_2} \approx 60$  объемных %; мощность разряда 0,5–2,5 кВт; расстояние между мишенью и подложкой  $H = 50–100$  мм; температура подложки  $T = 400–800$  К. Подложки располагались параллельно поверхности мишени. Скорость роста пленок составляла до 5 мкм/ч.

Строение пленок анализировали с использованием растрового и просвечивающего электронных микроскопов (РЭМ и ПЭМ) Carl Zeiss Leo 1430 VP и JEM 200C; спектрометра комбинационного рассеяния света (КРС) LabRAM HR 800 (He-Ne лазер, линия 632,8 нм) и рентгеновского дифрактометра Rigaku D/MAX-2500/PC (Cu $k_{\alpha}$ -излучение). Толщину пленок измеряли профилометром-профилографом Alpha Step 200.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При выращивании пленок AlN образуются кристаллиты, рост и объединение которых приводит к формированию волокон (рис. 1,а). При определенных параметрах происходило объединение волокон в пластины с формированием ограниченной текстуры (рис. 1,б). Рентгеновские дифрактограммы пленок AlN (пространственная группа  $P6_3mc$ ) показали, что кристаллиты AlN аксиально текстурированы по кристаллографическому направлению  $\langle 0001 \rangle$  (наблюдаются максимумы 0002 и 0004) не зависимо от материала подложек – плавленый кварц; пленка алмаза на кремнии (Si(111)); галлий-гадолиниевый гранат (пр. гр.  $Ia3d$ ) (Gd<sub>3</sub>Ga<sub>5</sub>O<sub>12</sub>(111)); карбид кремния (пр. гр.  $P6_3mc$ ) (SiC(0001)) (рис. 2,а,б). Интенсивность ( $I$ ) дифракционных максимумов 000 $n$  ( $n$  – порядок отражения) AlN на рентгеновских дифрактограммах пропорциональна концентрации кристаллической фазы. Кристаллическая фаза пленок AlN имела строение от разупорядоченной до аксиальной текстуры с разориентацией кристаллитов  $< 0,5^\circ$ .

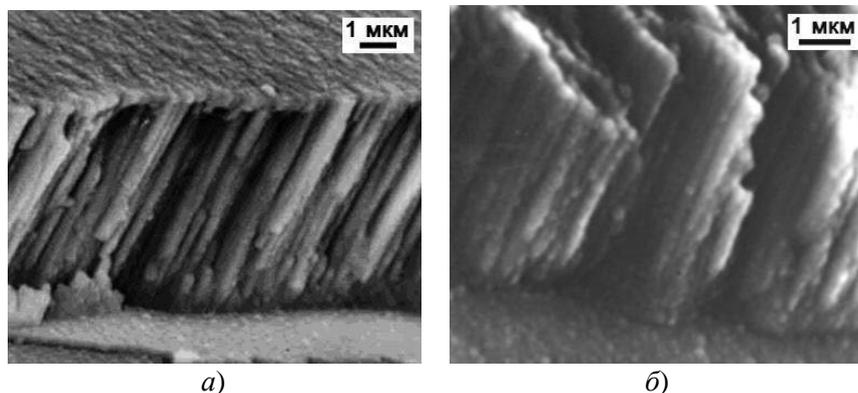


Рис. 1. РЭМ-изображение поперечных сколов пленок AlN, выращенных на подложках из плавленого кварца.

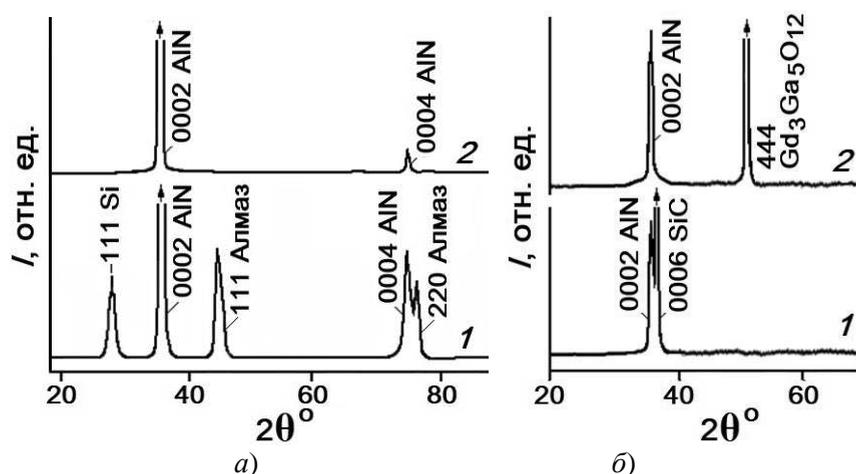


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы пленок AlN толщиной  $\sim 2,5$  мкм, выращенных при 400 К на подложках: а) пленка алмаза, сформированная на Si (1); плавленый кварц (2); б) SiC(0001) (1);  $Gd_3Ga_5O_{12}(111)$  (2).

Тип текстуры пленок связан с наличием атомной шероховатости ростовой поверхности AlN. Согласно этому, текстурирование AlN может происходить в основном по направлению винтовой оси симметрии  $b_3 - \langle 0001 \rangle$  [12, 20]. При некоторых условиях процесса получения кристаллическая фаза пленок состояла из кристаллитов, упорядоченно расположенных относительно подложки, и кристаллитов, не имеющих преимущественного кристаллографического ориентирования. На дифрактограммах пленок AlN, помимо  $000n$ , другие дифракционные максимумы были обнаружены в 3 случаях: при проявлении эпитаксиального роста; при использовании подложек с шероховатостью (перепад высот рельефа слоя)  $R_z > 0,3$  мкм и при легировании пленок металлами. Например, на дифрактограммах пленок AlN, полученных на подложках с шероховатостью  $R_z > 0,5$  мкм, помимо  $000n$  появляются дифракционные максимумы  $10\bar{1}1$ ,  $10\bar{1}3$ ,  $10\bar{1}4$  и  $10\bar{1}5$  AlN. Интенсивность дифракционных максимумов  $10\bar{1}n$  составляла не более 2% от интенсивности  $0002$ . Появление указанных дифракционных максимумов на дифрактограммах связано с наклоном волокон, ориентированных по  $\langle 0001 \rangle$ , по направлению  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  на угол до  $45^\circ$ . Аналогичные результаты наблюдали в работе [16], в которой при  $T > 770$  К или уменьшении  $C_{N_2}$  до 30 об.% наблюдали рост кристаллитов с ориентациями  $10\bar{1}2$  и  $10\bar{1}3$ . У пленок AlN, легированных редкоземельными металлами, наблюдались дифракционные максимумы  $10\bar{1}0$  и  $10\bar{1}1$  AlN.

Для спектров КРС рентгеноаморфных пленок AlN (толщина  $h = 0,1-0,3$  мкм) и пленок с концентрацией кристаллической фазы  $< 5\%$  характерны слабые полосы при сдвиге КРС  $\Delta\nu$  равном 636–639; 690–698; 780–796 и  $\sim 830$   $\text{см}^{-1}$  (рис. 3,а). Положение, форма и интенсивность полос на спектрах КРС отличаются для пленок AlN, сформированных различными методами (методы сублимации, вакуумного испарения и другие) [16, 21–23]. Кристаллическая и рентгеноаморфная фазы дают на спектрах КРС полосы при различных  $\Delta\nu$ .

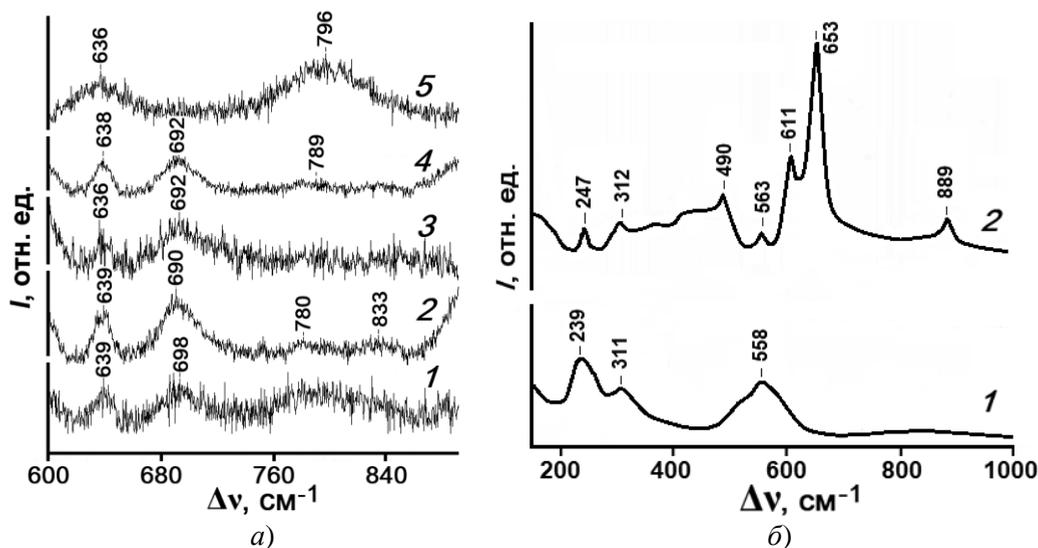


Рис. 3. Спектры КРС пленок AlN, выращенных на подложках: а) Si{111} (температура ( $T$ ) получения пленок: 570 К (1); 600 К (2); 620 К (3); 670 К (4); 720 К (5)); б) плавленый кварц (толщина пленок  $\sim 1,5$  мкм,  $T = 570$  К).

Для пленок AlN с концентрацией кристаллической фазы  $< 10\%$  и размером кристаллитов  $< 5$  нм характерны размытые полосы при  $\Delta\nu$  239, 311 и 558  $\text{см}^{-1}$  (рис. 3,б, кривая 1). У пленок AlN толщиной  $h > 1$  мкм с высокой концентрацией текстурированной по  $\langle 0001 \rangle$  кристаллической фазы, наблюдались полосы при  $\Delta\nu$  247  $\text{см}^{-1}$  (колебательная мода  $E_2$ ), 563  $\text{см}^{-1}$ , 611  $\text{см}^{-1}$  ( $A_1$ ) и 653  $\text{см}^{-1}$  ( $E_2$ ) (рис. 3,б, кривая 2). Положение полос на спектрах КРС зависело от строения пленок, обусловленного условиями их получения и значительно отличалось от теоретических.

Уширение полос на спектрах КРС пленок AlN пропорционально увеличению разориентации кристаллитов ( $\sigma$ ) и является результатом фоновго рассеяния, вызванного точечными дефектами, границами кристаллитов и механическими напряжениями. До толщины  $\sim 30$  нм пленки AlN были аморфны. О зарождение кристаллической фазы в отдельных областях пленки можно судить по проявлению муара (рис. 4,а). Методом дифракционного контраста установлено, что кристаллиты AlN содержат большое количество дефектов упаковки и двойников (рис. 4,б). В работе [21] показано, что аморфные пленки AlN, становятся нанокристаллическими (размер кристаллитов  $L > 1$  нм) после 1 часа отжига при 1270 К. В работе [24] увеличение концентрации и уменьшение разориентации кристаллитов, ориентированных по  $\langle 0001 \rangle$ , наблюдали у пленок AlN после отжига при 1070 К. Термическая обработка образцов с высокой концентрацией кристаллической фазы не приводила к улучшению строения пленок. Повышение температуры отжига увеличивало шероховатость поверхности и вызывало образование микротрещин и включений Zn по границам кристаллической фазы.

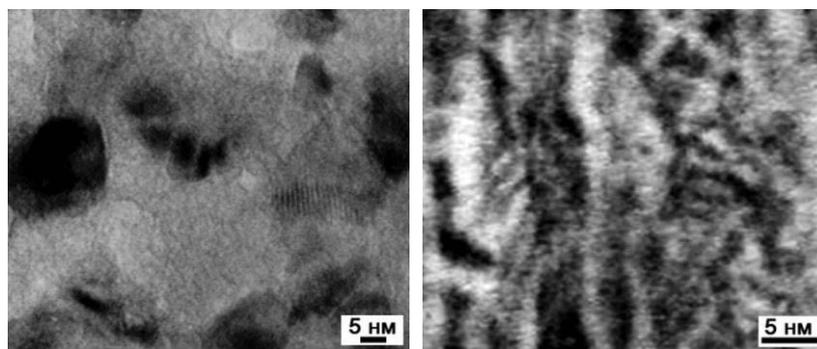


Рис. 4. ПЭМ-изображение пленок AlN, выращенных на подложках из плавленного кварца: а) первая стадия роста (толщина пленки 10 нм); б) отдельный кристаллит (толщина пленки 3 мкм).

Съемка спектров КРС показала возможность контролировать концентрацию кристаллической фазы ( $J$ ) пленок AlN по интенсивности и уширению полосы при  $\Delta\nu$  653  $\text{см}^{-1}$ , интенсивность которой пропорциональна  $J$  и упорядочению ориентированных по  $\langle 0001 \rangle$  кристаллитов. Положение и форму полос на спектрах КРС можно использовать для контроля механических напряжений в пленках, а также упорядоченности кристаллитов [25].

Кристаллизация пленок AlN на подложках из аморфных и поликристаллических материалов происходила по нетангенциальному механизму. Методы распыления основаны на создании неравновесных условий кристаллизации, при которых преобладает нетангенциальный рост (рост перпендикулярно к поверхности подложки). При нетангенциальном росте существенным фактором становится направление потока пленкообразующих частиц у поверхности подложки, зависящее от магнитного поля. Сравнение параметров, характеризующих строение пленки AlN от положения анализируемого участка пленки относительно мишени, дано на рис. 5 и 6,а, где  $l$  – расстояние от проекции центра мишени на подложке до анализируемого участка пленки. Результаты даны для пленок AlN, полученных на подложках из ситалла, плавленного кварца, поликристаллического корунда (поликор 22ХС,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) и сапфира (пр. гр.  $R3c$ ) ( $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3(01\bar{1}2)$ ). Параметры решетки и размер кристаллитов ( $L$ ) рассчитывали по рентгеновским дифрактограммам, а концентрацию кристаллической фазы ( $J$ ); наклон оси текстуры относительно нормали к поверхности подложки ( $\alpha$ ) и разориентацию кристаллитов относительно оси текстуры ( $\sigma$ ) определяли по дифрактограммам качания. Эталонном для определения  $J$  служила пленка AlN, выращенная эпитаксиально. Зависимости, представленные на рис. 5 и 6 построены на результатах анализа пленок AlN, выращенных при следующих условиях:  $C_{\text{N}_2} = 60$  об.%,  $P = 1$  Па и  $T = 570$  К. На рис. 6,а представлены данные пленок AlN, выращенных при расстоянии от мишени до подложки  $H = 50$  мм.

Участки пленки AlN, полученной при расстоянии от мишени до подложки  $H = 90$  мм и расположенные на подложке далее 60 мм от проекции центра мишени, имели параметры решетки меньше теоретических (рис. 5), что указывает на высокую концентрацию азотных вакансий и их сжимающее действие. Отклонение параметров решетки от теоретических указывает на механическую напряженность пленок.

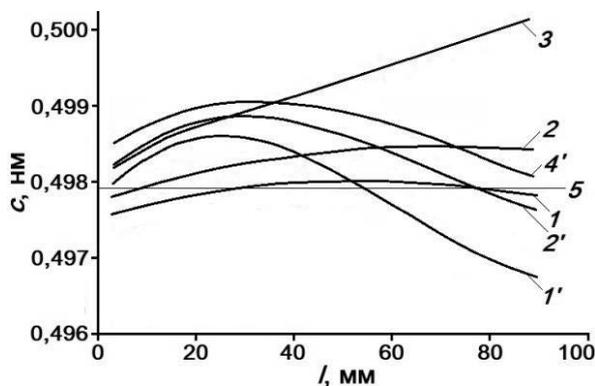


Рис. 5. Зависимость параметра решетки «с» от положения анализируемого участка пленки AlN относительно мишени. Расстояние от мишени до подложки равно 50 мм ( $l=3$ ) и 90 мм ( $l=2', 4'$ ) (материал подложек:  $1, 1'$  – плавленный кварц;  $2, 2'$  – поликор;  $3$  –  $\text{Al}_2\text{O}_3(01\bar{1}2)$ ;  $4'$  –  $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ ),  $5$  – теоретическая величина

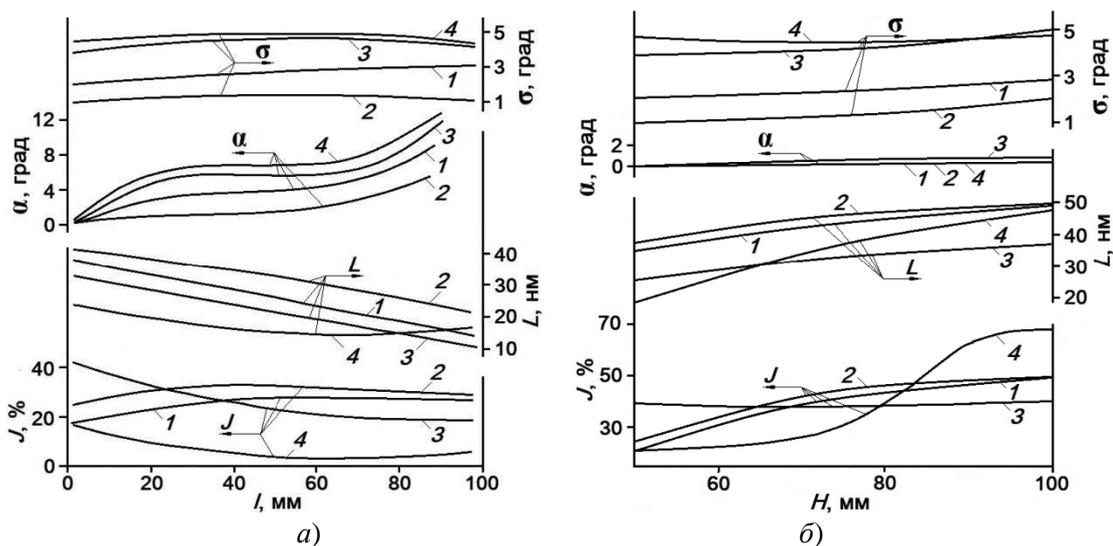


Рис. 6. Зависимости концентрации кристаллической фазы ( $J$ ); размера кристаллитов ( $L$ ); наклона оси текстуры ( $\alpha$ ) и разориентации кристаллитов ( $\sigma$ ) пленок AlN, выращенных на подложках:  $1$  – ситалл;  $2$  – плавленный кварц;  $3$  – поликор;  $4$  –  $\text{Al}_2\text{O}_3(01\bar{1}2)$ , от:  $a$ ) положения пленки относительно мишени в процессе роста;  $b$ ) расстояния от мишени до подложки (подложки расположены напротив центра мишени).

Как видно из рис. 6, наклон оси текстуры изменялся в пределах  $\alpha \approx 0-12^\circ$ . Размер и разориентация ( $L$  и  $\sigma$ ) кристаллитов пленок AlN составляли 10–50 нм и 1–5°, соответственно, и не зависели от концентрации кристаллической фазы AlN. Вид зависимостей, представленных на рис. 6, аналогичны при использовании магнетронов различной формы и размеров.

Параметры процесса выращивания пленок AlN, такие как  $T$ ,  $C_{\text{N}_2}$  и  $P$  существенно влияют на концентрацию и строение кристаллической фазы (рис. 7,  $a$  и 7,  $b$ , пленки толщиной 3 мкм выращены на подложках из плавленного кварца при  $H = 90$  мм, подложки помещали напротив центра мишени). Содержание  $\text{N}_2$  в газовой смеси ( $C_{\text{N}_2}$ ) и его парциальное давление не влияли на тип текстуры. Высокая текстурированность характерна для пленок AlN, полученных при  $C_{\text{N}_2} > 50$  об.%. Наименьшая разориентация кристаллитов

(2,6–2,7°) наблюдалась при  $C_{N_2} = 60\text{--}70$  об.%. В области  $C_{N_2} < 60$  об.% и  $> 70$  об.% имело место увеличение  $\sigma$  до величин 5,4–9,1°. При  $C_{N_2} = 50$  об.% концентрация кристаллической фазы пленок AlN составляла ~3%, а пленки, полученные при  $C_{N_2} < 50$  об.%, были рентгеноаморфны и содержали Al. Образование Al существенно изменяет прозрачность и электрические свойства пленок AlN.

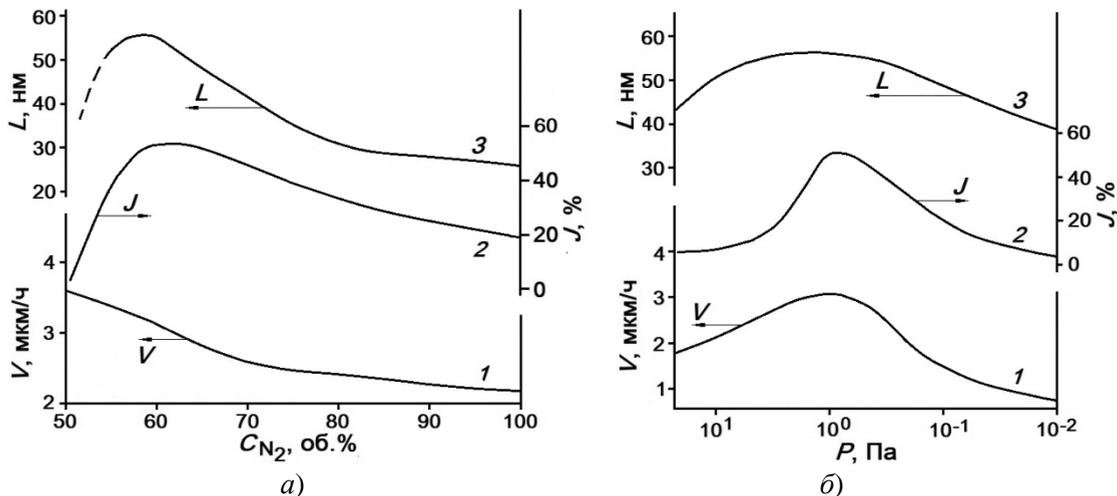


Рис. 7. Зависимости скорости роста ( $V$ ), концентрации кристаллической фазы ( $J$ ) и размера кристаллитов ( $L$ ) пленок AlN от: а) содержания в газовой смеси азота ( $C_{N_2}$ ); б) давления азота ( $P$ ).

Пленки AlN, сформированные при давления газовой смеси  $P > 10$  Па и  $P < 10^{-2}$  Па при  $C_{N_2} = 60$  об.%, имели малую концентрацию кристаллической фазы (3,6 % при  $P = 13$  Па и 4,5 % при  $P = 1,3 \cdot 10^{-2}$  Па) (рис. 7, б). Размер и разориентация кристаллитов от давления не зависели и составляли 39–55 нм и 1,3–3,0°, соответственно.

На подложках из  $Al_2O_3(01\bar{1}2)$  при температурах ~500–800 К рост пленок AlN происходил одновременно по нетангенциальному  $Al_2O_3(01\bar{1}2)/AlN(0001)$  и эпитаксиальному  $Al_2O_3(01\bar{1}2)/AlN(11\bar{2}0)$  механизмам. Указанное объясняет температурную зависимость  $L$  и  $\sigma$  с осями роста  $\langle 0001 \rangle$  и  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  (наблюдали соответствующее изменение интенсивности дифракционных максимумов 0002 и  $11\bar{2}0$ ) (рис. 8, а), а также  $J$  и интенсивность дифракционных максимумов, приведенную к толщине пленок ( $I_{0002}/h$ ) (рис. 8, б). Зависимость  $I_{0002}/h(T)$  имеет минимум в интервале температур ~550–650 К, при котором преобладает эпитаксиальный рост. Максимальные значения  $\sigma$  и минимальные значения  $L$ , пленок, кристаллиты которых ориентированы по  $\langle 0001 \rangle$ , приходятся на температуру, близкую к 570 К, и наоборот, для кристаллитов с осью  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  этой температуре соответствуют максимальное значение  $L$  и минимальное значение  $\sigma$ . При температурах 370–450 К происходил только нетангенциальный рост.

У пленок AlN, выращенных на подложках из  $Al_2O_3(01\bar{1}2)$ , переход к тангенциальному росту происходил при различных толщинах (при 470 К механизм роста меняется при толщине пленки ~4,5 мкм; при 570 К – ~7 мкм; при 670 К – ~2,5 мкм). Изменение направления ориентирования кристаллитов от  $\langle 0001 \rangle$  до  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  при различных условиях синтеза наблюдали также при получении пленок AlN вакуумным испарением в работе [26].

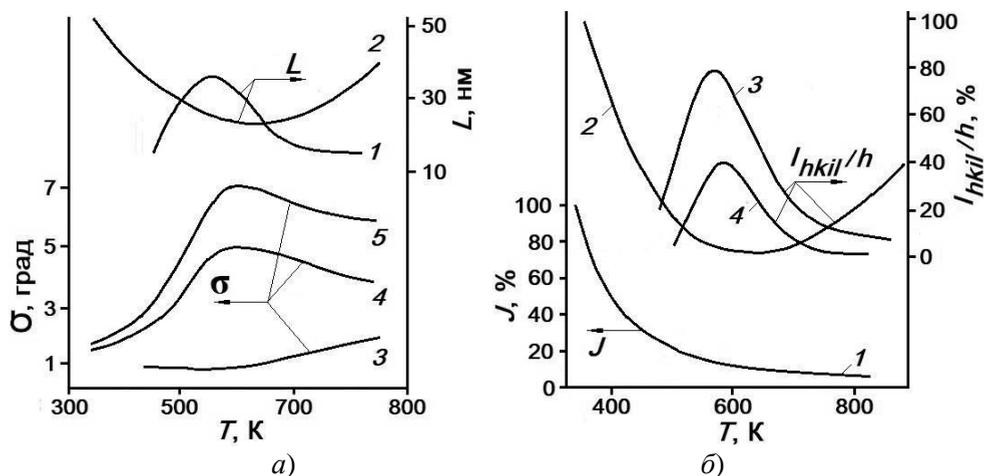


Рис. 8. Температурные зависимости для пленок AlN, выращенных на подложках  $Al_2O_3(01\bar{1}2)$ : а) величин  $L$  (в направлении  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  (1) и  $\langle 0001 \rangle$  (2)) и  $\sigma$  относительно кристаллографических направлений  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  (3) и  $\langle 0001 \rangle$  (4, 5;  $h = 2$  (4) и 6 мкм (5)) от температуры; б) относительной концентрации кристаллитов (1) и интенсивности дифракционных максимумов 0002 (2) и  $11\bar{2}0$  (3, 4;  $h = 3$  мкм (3) и 6 мкм (4)) от температуры

## ВЫВОДЫ

Представлены результаты исследования состава и строения наноструктурированных тонких пленок AlN, полученных на подложках различных материалов реактивным ВЧ-магнетронным распылением. Пленки AlN, синтезируемые в неравновесных условиях, характерных для магнетронного распыления, состояли из аморфной и кристаллической фаз. Получены пленки с различной концентрацией кристаллической фазы (0–90 об.%) и текстурированности. Было установлено, что для каждого материала подложки для получения пленки AlN с высокой концентрацией ориентированной по  $\langle 0001 \rangle$  кристаллической фазы, требовались разные условия выращивания. Применение отжига для улучшения упорядоченности кристаллической фазы пленок AlN неоднозначно, так как вызывает образование микротрещин и включений Zn по границам кристаллической фазы. При применении подложек из аморфных или поликристаллических материалов, кристаллизация происходит по нетангенциальному механизму. При температурах 500–800 K на монокристаллических подложках из сапфира происходил эпитаксиальный рост пленок AlN.

Показаны спектры КРС пленок AlN с различным содержанием и строением кристаллической фазы. Спектры КРС и рентгенограммы пленок AlN сравнивались для определения влияния текстуры кристаллитов на КРС. Было установлено, что концентрация и ориентирование кристаллитов у пленок AlN оказывают большое влияние на вид КРС. Ухудшение текстурированности по  $\langle 0001 \rangle$  (уменьшение концентрации кристаллической фазы, увеличение разориентации кристаллитов) и появление других дифракционных максимумов на рентгенограммах приводило к уменьшению интенсивности и уширению полосы при  $\Delta\nu 653 \text{ см}^{-1}$  в спектре КРС.

*Работа поддержана РФФИ (гранты 18-07-00282 А и 18-29-02076 мк).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Yasar E., Hrkac V., Zamponi C., Piorra A., Kienle L., Quandt E. Low temperature aluminum nitride thin films for sensory applications // AIP Advances. 2016. 6(7). 075115

2. Iqbal A., Mohd-Yasin F. Reactive Sputtering of Aluminum Nitride (002) Thin Films for Piezoelectric Applications: A Review // *Sensors*. 2018. 18 (6): 1797.
3. Spitsyn B.V., Blaut-Blachev A.N., Bouilov L.L., Zhirnov V.V., Bormatova L.V., Givargizov E.I., Belyanin A.F., Pashchenko P.V. Field emitters based on Si tips with AlN coating // *Diamond and Related Materials*. 1998. № 7. № 2–5. P. 692–694.
4. Белянин А.Ф., Борисов В.В., Багдасарян А.С. Наноструктурированные углеродные материалы в эмиссионной электронике // *Российский технологический журнал*. 2017. Т. 5. № 3(17). С. 22–40.
5. Belyanin A.F., Nalimov S.A., Luchnikov A.P., Bagdasaryan A.S. Properties of planar structures based on polycluster films of diamond and AlN // В сборнике: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 6. Сер. "6th International Conference: Modern Technologies for Non-Destructive Testing" 2018. С. 012041.
6. Besleaga C., Dumitru V., Trinca L.M., Popa A-C., Negrila C-C., Kołodziejczyk L., Luculescu C-R., Ionescu G-C., Ripeanu R-G., Vladescu A., Stan G.E. Mechanical, corrosion and biological properties of room-temperature sputtered aluminum nitride films with dissimilar nanostructure // *Nanomaterials*. 2017. 7, 394; doi:10.3390/nano7110394
7. Bo L., Xiao C., Hualin C., Ali Mohammad M., Xiangguang T., Luqi T., Yi Y., Tianling R. Surface acoustic wave devices for sensor applications // *Journal of semiconductors*. 2016. V. 37, № 2 DOI: 10.1088/1674-4926/37/2/021001
8. Wang C.C., Chiu M.C., Shiao M.H., Shieua F.S. Characterization of AlN thin films prepared by unbalanced magnetron sputtering // *Journal of The Electrochemical Society*. 2004. V. 151 № 10. P. 252–256.
9. Kumari N., Singh A.K., Barhai P.K. Study of Properties of AlN Thin films deposited by reactive magnetron sputtering // *International journal of thin films science and technology*. 2014. V. 3. № 2. P. 43–49. Doi.org/10.12785/ijfst/030203
10. Белянин А.Ф., Багдасарян А.С., Налимов С.А., Павлюкова Е.Р. Наноструктурированные пьезоэлектрические пленки AlN, полученные реактивным ВЧ-магнетронным распылением // *Журнал радиоэлектроники [электронный журнал]*. 2019. № 11. С. 9. Режим доступа: <http://jre.cplire.ru/jre/nov19/15/text.pdf>. DOI 10.30898/1684-1719.2019.11.15
11. Белянин А.Ф., Багдасарян А.С., Налимов С.А. Пьезоэлектрические пленки AlN, выращенные реактивным ВЧ-магнетронным распылением // *Наукоемкие технологии*. 2019. Т. 20. № 7. С. 25–34.
12. Самойлович М.И., Белянин А.Ф. Наноструктурированные пленки AlN: получение, строение и применение в электронной технике // *Инженерная физика*. 2006. № 5. С. 51–56.
13. Matsunami N., Venkatachalam S., Tazawa M., Kakiuchida H., Sataka M. Ion beam characterization of RF-sputter deposited AlN films on Si(111) // *Nuclear instruments and methods in physics research. Section B: Beam interactions with materials and atoms*. 2008. V. 266. № 8. P. 1522–1526.
14. Pat S., Kokkokoglu M. Characterization of deposited AlN films at various nitrogen concentrations by RF reactive sputtering // *Optoelectronics and advanced materials rapid communications*. 2010. V. 4. № 6. P. 855–858.
15. Shih W.-C., Zoh Z.-X. Fabrication of AlN films by magnetron sputtering for surface acoustic wave applications // *Ferroelectrics*. 2014. V. 459. № 1. P. 52–62.
16. Khan S., Mehmood M., Shahid M., Alam M., Mahmood A., Shah A., Aziz U., Raza Q., Ahmed I. Texture of the nano-crystalline AlN thin films and the growth conditions in DC magnetron sputtering // *Progress in natural science*. 2015. V. 25. № 4. P. 282–290.
17. Chen L.-X., Liu H., Liu S., Li C.-M., An K., Hua C.-Y., Liu J.-L., Wei J.-J., Hei L.-F., Lv F.-X., Wang Y.-C. Growth of high quality AlN films on CVD diamond by RF reactive magnetron sputtering // *Applied surface science*. 2018. V. 431. P. 152–159.

18. Ma D.L., Liu H.Y., Deng Q.Y., Huang N., Leng Y.X., Yang W.M., Silins K. Optimal target sputtering mode for aluminum nitride thin films deposition by high power pulsed magnetron sputtering // *Vacuum*. 2019. V. 160. P. 410–417.

19. Белянин А.Ф., Багдасарян А.С., Налимов С.А., Павлюкова Е.Р. Наноструктурированные пьезоэлектрические пленки AlN, полученные реактивным ВЧ-магнетронным распылением // *Журнал радиоэлектроники [электронный журнал]*. 2019. № 11. С. 9. Режим доступа: <http://jre.cplire.ru/jre/nov19/15/text.pdf>. DOI 10.30898/1684-1719.2019.11.15

20. Белянин А.Ф., Багдасарян А.С. Слоистая структура на основе пленок поликластерного алмаза и AlN для устройств на поверхностных акустических волнах // *Успехи современной радиоэлектроники*. 2017. № 3. С. 30–38.

21. Broas M., Sippola P., Sajavaara T., Vuorinen V., Perros A.P., Lipsanen H., Paulasto-Kröckel M. Structural and chemical analysis of annealed plasma-enhanced atomic layer deposition aluminum nitride films // *Journal of vacuum science & technology A*. 34, 041506 (2016)

22. Oliveira C., Otani C., Maciel H.S., Massi M., Noda L.K., Temperini M.L.A. Raman active E<sub>2</sub> modes in aluminum nitride films // *Journal of materials science: materials in electronics*. 2001. V. 12. P. 259–262.

23. Liu L., Liu B., Edgara J.H., Rajasingam S., Kuball M. Raman characterization and stress analysis of AlN grown on SiC by sublimation // *Journal of applied physics*. 2002. V. 92. № 9. P. 5183–5188.

24. Kar J.P., Bose G., Tuli S. Influence of rapid thermal annealing on morphological and electrical properties of RF sputtered AlN films // *Materials science in semiconductor processing*. 2005. V. 8. № 6. P. 646–651.

25. Lughì V., Clarke D.R. Defect and stress characterization of AlN films by Raman spectroscopy // *Applied physics letters*. 2006. V. 89. № 24. Article ID 241911.

26. Wang J., Chen D., Xu Y., Liu Q., Zhang L. Influence of the crystal texture on Raman spectroscopy of the AlN films prepared by pulsed laser deposition // *Journal of spectroscopy*. 2013. V. 2013. Article ID 103602.