

Получение пьезоэлектрических пленок AlN реактивным ВЧ-магнетронным распылением

А.Ф. Белянин, ***А.С. Багдасарян, С.А. Налимов

Москва, ЦНИТИ «Техномаш», РФ, 121108 ул. Ивана Франко 4, e-mail:belyanin@cnititm.ru

* Москва, НПП «Технологии радиочастотной идентификации и связи, РФ, 127051,
Сухаревская пл. 4, стр. 1

** Москва, Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН,
РФ, 125009 Моховая ул. 11-7

Представлены условия получения текстурированных пленок AlN на подложках различных материалов методом реактивного ВЧ-магнетронного распыления. Электронной микроскопией, рентгеновской дифрактометрией, энергетической дисперсионной спектроскопией и спектроскопией комбинационного рассеяния света показано влияние условий получения на строение пленок. Представлены результаты использования пленок AlN в качестве пьезоэлектрического слоя устройств на поверхностных акустических волнах. Показана возможность контроля пьезоэлектрической эффективности пленок AlN по спектрам комбинационного рассеяния света.

AlN piezoelectric film production by reactive high-frequency magnetron sputtering. A.F. Belyanin, A.S. Bagdasarian, S.A. Nalimov. The conditions for obtaining textured AlN films on substrates of various materials by the method of reactive HF-magnetron sputtering are presented. Electron microscopy, X-ray diffractometry, energy dispersion spectroscopy and Raman spectroscopy have shown the effect of the preparation conditions on the film structures. The results of using AlN films as a piezoelectric layer of devices based on surface acoustic waves are presented. The possibility of controlling the piezoelectric efficiency of AlN films by Raman spectra is shown.

Введение

Актуальность проблемы создания наноструктурированных материалов связана с тем, что значительная часть синтезированных однородных материалов, не пригодна для практического применения, так как они часто характеризуются неприемлемыми параметрами функциональных свойств в конкретных устройствах. Под наноструктурированными понимают материалы, элементы структуры которых (размер частиц кристаллической фазы в смеси аморфной и кристаллической составляющих вещества, размер кристаллитов) составляют нанометровый диапазон. Понимание особенностей получения наноструктурированных материалов, способствует созданию веществ с заданными функциональными свойствами.

В промышленности все большее значение приобретают не массивные материалы, а пленки, позволяющие улучшать функциональные свойства материалов и эксплуатационные характеристики устройств на их основе за счет варьирования состава и строения слоистых структур. Для изготовления устройств электронной техники перспективны слоистые структуры на основе веществ, характеризующихся комплексом уникальных свойств. К таким веществам относится AlN, который обладает свойством автоэлектронной эмиссии, является пьезоэлектрическим и широкозонным полупроводниковым материалом и имеет высокие твердость, теплопроводность, скорость распространения звука. Пленки AlN перспективны для разработки устройств микро-, акусто- и эмиссионной электроники, в частности, находят применение при создании полупроводниковых приборов, автоэмиссионных катодов, устройств на объемных и поверхностных акустических волнах (ПАВ) [1–5].

AlN является сильным пьезоэлектриком, но пьезоэлектрические свойства проявляются только при высокой концентрации упорядоченной кристаллической фазы. Широкое применение устройств, включающих в качестве функциональных сред тонкие пленки AlN, сдерживается сложностью синтеза пленок заданного строения [2, 5–7]. Для решения проблемы получения веществ с упорядоченным атомным строением перспективны методы распыления, в частности, магнетронное распыление, при применении которого нет ограничений по

температуре синтеза и требований к материалу подложек [8, 9]. Недостатком выращивания пленок методом магнетронного распыления является получение многофазного материала, что требует тщательной отработки условий синтеза и контроля свойств получаемых веществ. Понимание особенностей кристаллизации и фазовых превращений при выращивании пленок методами распыления, способствует созданию слоистых структур с управляемыми значениями функциональных свойств и эксплуатационных характеристик.

Цель работы – исследование взаимосвязи условий синтеза пленок AlN со строением и пьезоэлектрическими свойствами.

Методика эксперимента

Получение пленок AlN. Пленки AlN выращивали методом реактивного ВЧ-магнетронного распыления Al при следующих условиях: состав газа – Ar + (40–60)% (по объему) N₂; давление газа в реакционной камере 0,6–0,9 Па; напряжение ВЧ-разряда (частота 13,56 МГц) 250–350 В; мощность ВЧ-разряда 0,5–2,5 кВт; расстояние между мишенью и подложкой 60–100 мм; температура подложки 400–1020 К; напряжение электрического смещения на подложкодержателе +45 – –60 В. На подложках различных материалов выращены пленки AlN толщиной от 10 нм до 10 мкм. В качестве подложек использовали аморфные (плавленый кварц С-5; стекло К-8; ситалл С-50) и кристаллические материалы (поликристаллический корунд (поликор 22ХС); монокристаллы различной ориентации – сапфир (Al₂O₃{0001} и Al₂O₃{01 $\bar{1}$ 2}); галлий-гадолиниевый гранат (Gd₃Ga₅O₁₂{111})); кремний (Si{111})).

Методы исследования пленок AlN. Строение и состав пленок AlN анализировали с использованием растрового и просвечивающего электронных микроскопов (РЭМ и ПЭМ) Carl Zeiss Supra 40-30-87 и JEM 200С; лазерного спектрометра комбинационного рассеяния света (КРС) LabRAM HR 800 (линия 632,8 нм He-Ne лазера; мощность лазера < 300 мВт; площадь исследуемой поверхности образца ~4–6 мкм², анализируемая глубина образца от поверхности ~3 мкм) и рентгеновского дифрактометра Rigaku D/MAX-2500/PC (CuK α -излучение, графитовый монохроматор). Анализ элементного состава пленок проводили с использованием энергетического дисперсионного спектрометра, входящего в состав РЭМ Carl Zeiss Leo 1430 VP. Образцы для ПЭМ готовили химическим растворением подложки.

Изготовление устройств на ПАВ. Эквидистантные встречно-штыревые преобразователи (ВШП) тестовых устройств на ПАВ формировали фотолитографией методом контактной печати (установка проекционного экспонирования AUR-Carl Zeiss) из пленок Al толщиной 0,2 мкм, осажденных методом ВЧ-магнетронного распыления на поверхности AlN слоистой структуры подложка/AlN. Для увеличения адгезии, перед осаждением Al, методом термического испарения наносили пленку V толщиной ~0,05 мкм.

Результаты и их обсуждение

Строение пленок AlN. Методом ПЭМ установлено, что пленки AlN состояли из кристаллической и рентгеноаморфной фаз. Полностью аморфные пленки AlN получали только при положительном электрическом смещении на подложкодержателе. Состав аморфной фазы пленки существенно отличался от стехиометрического. Рентгеновские дифрактограммы пленок AlN (пространственная группа $R\bar{3}m$) толщиной > 0,2 мкм показали, что кристаллиты AlN аксиально текстурированы по кристаллографическому направлению <0001>. До толщины ~20 нм пленки рентгеноаморфны и образованы кристаллитами размером < 1 нм (рис. 1,а). Пленки толщиной 20–30 нм образованы нанокристаллитами конической формы в виде пирамид, основания которых имеют псевдогексагональную форму (рис. 1,б, где светлые полосы – аморфная фаза). Сформированные пленки AlN имели столбчатое строение, под которым подразумевается однородное ориентирование кристаллитов, имеющих форму волокон, проявляющихся на сколах пленки (рис. 2,а). Столбчатое строение (аксиальная текстура) указывает на нетангенциальный механизм роста пленок AlN. Размер кристаллитов (областей когерентного рассеяния рентгеновского излучения) синтезированных пленок, рассчитанный по уширению дифракционных максимумов на рентгеновских дифрактограммах,

составлял 25–65 нм. Размер кристаллитов не зависел от степени кристалличности AlN (концентрации кристаллической фазы в смеси аморфной и кристаллической составляющих вещества). Интенсивность (I) дифракционных максимумов AlN на рентгеновских дифрактограммах пропорциональна степени кристалличности пленок. Степень кристалличности изменялась в зависимости от условий выращивания в пределах 0–95 об.%. Наклон оси текстуры относительно нормали к поверхности подложки изменялся в пределах 0–12°, в зависимости от направления потока пленкообразующих частиц, формируемого магнетронной распылительной системой.

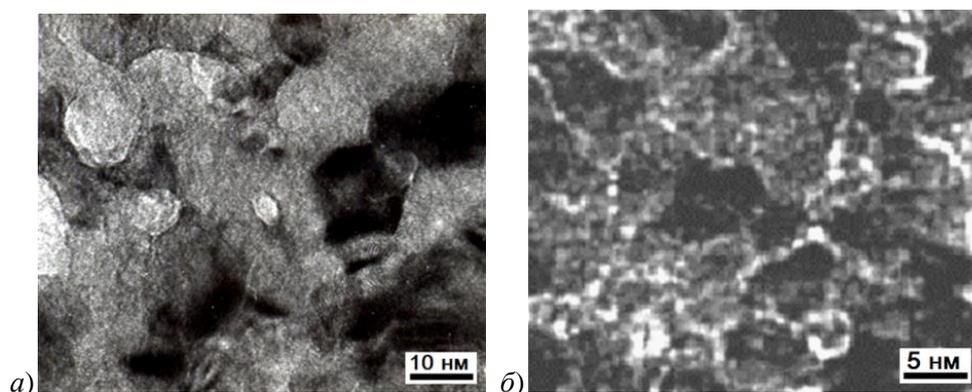


Рис. 1. ПЭМ-изображение выращенных на подложках из плавленого кварца пленок AlN толщиной: а) 7 нм; б) 30 нм.

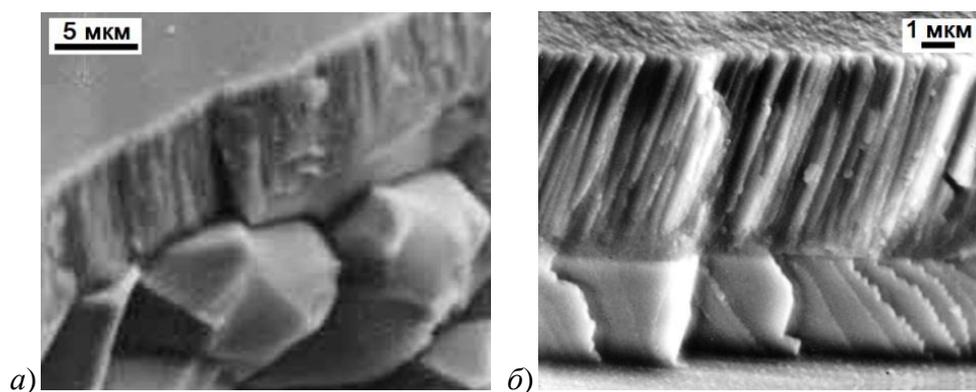


Рис. 2. РЭМ-изображение сколов пленок AlN, выращенных на подложках из: а) поликора; б) $Al_2O_3(01\bar{1}2)$.

Образование кристаллитов пленок AlN происходит вдоль направления потока атомов и ионов независимо от материала подложки. Кристаллическая фаза пленок AlN имела строение от разупорядоченного до аксиальной текстуры с разориентацией кристаллитов относительно оси текстуры $<0,5^\circ$. Высокая степень текстурированности характерна для пленок AlN, полученных при содержании азота в газовой смеси > 50 об.%. Разориентация кристаллитов в плоскости подложки составляла $< 2,5^\circ$, поэтому, в ряде случаев формировалась ограниченная текстура, которая проявлялась в пластинчатом строении скола. Строение скола пленки AlN, полученной на подложке из $Al_2O_3(01\bar{1}2)$, показывает перехода от пластинчатого строения в столбчатое при изменении условий синтеза (рис. 2,б). Схема строения пленок, содержащих разупорядоченную и аксиально текстурированную кристаллические фазы дана на рис. 3,а. При формировании пленок AlN на подложках различных материалов при температурах 600–900 К проявляется ограниченная текстура (рис. 3,б). Для указанных пленок разориентация кристаллитов относительно оси $<0001>$, перпендикулярной поверхности подложки, составляла $0,4\text{--}0,5^\circ$, а в плоскости параллельной подложке (относительно направления $[1\bar{1}00]$) – $0,8\text{--}2,0^\circ$.

Пленки, имеющие волокнистую или пластинчатую структуру проявляют пьезоэлектрические свойства.

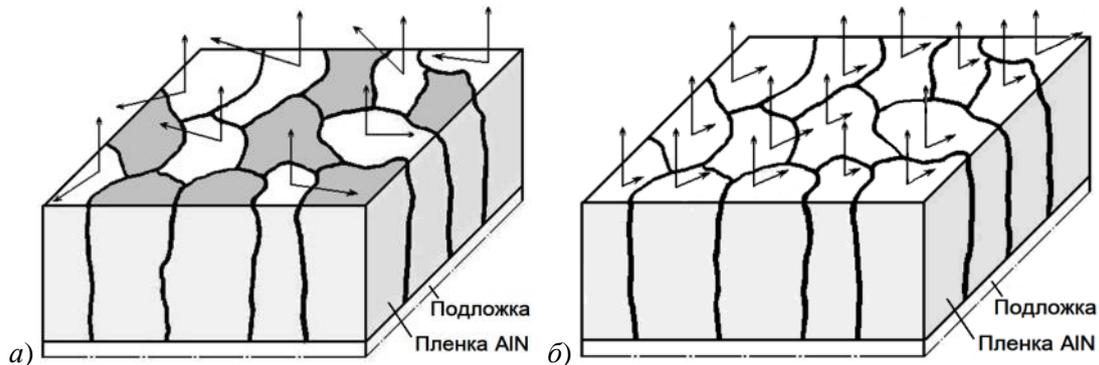


Рис. 3. Распределение ориентаций для кристаллитов относительно кристаллографических направлений $\langle 0001 \rangle$ (перпендикулярно поверхности пленки) и $[1 \bar{1} 00]$ (в плоскости пленки):
 а) аксиальная текстура (темные – поверхности кристаллитов, не имеющих преимущественного ориентирования); б) ограниченная текстура.

Формирование текстурированных по $\langle 0001 \rangle$ пленок во многих случаях не зависело от кристаллографического ориентирования монокристаллических подложек (рис. 4,а). При проявлении эпитаксии на рентгеновских дифрактограммах, в зависимости от температуры синтеза пленок AlN, изменялись интенсивности дифракционных максимумов 0002 и $11 \bar{2} 0$ (рис. 4,б). На оси ординат (рис. 4,б) представлены значения интенсивности дифракционных максимумов 0002 и $11 \bar{2} 0$ (I_{hkl}/I_0), приведенные к толщине пленок (h). Изменение направления ориентирования кристаллитов от $\langle 0001 \rangle$ до $\langle 10 \bar{1} 0 \rangle$ при различных условиях синтеза наблюдали при получении пленок AlN вакуумным испарением в работе [10].

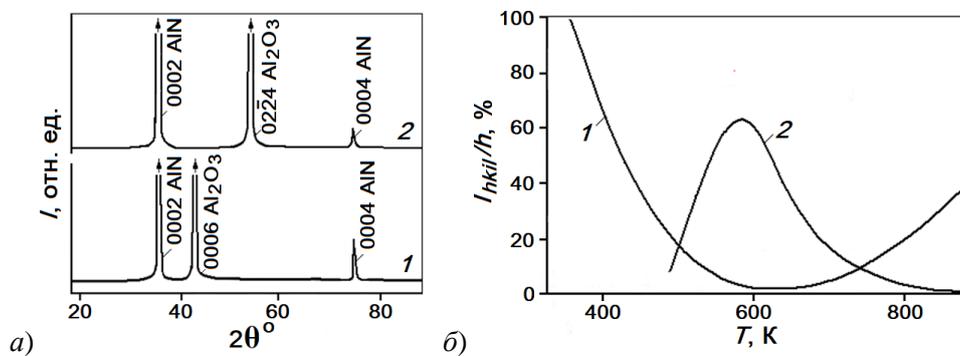


Рис. 4. а) Рентгеновские дифрактограммы пленок AlN толщиной $\sim 1,5$ мкм, выращенных при температуре 400 К на подложках из сапфира различной ориентации: 1 – $Al_2O_3(0001)$; 2 – $Al_2O_3(01 \bar{1} 2)$. б) Зависимости интенсивности дифракционных максимумов 0002 (1) и $11 \bar{2} 0$ (2) на рентгеновских дифрактограммах пленок AlN от температуры подложки из $Al_2O_3(01 \bar{1} 2)$.

Методы распыления основаны на создании неравновесных условий кристаллизации, при которых преобладает нетангенциальный рост (рост перпендикулярно к поверхности подложки). Образование текстурированных пленок на неориентирующих подложках в неравновесных условиях при использовании методов распыления характеризуется как формирование пленки в условиях потери морфологической устойчивости.

Для анализа состава и строения пленок AlN с высокой концентрацией рентгеноаморфной фазы применяли спектроскопию КРС. Рентгеноаморфное строение приводит к уширению и смещению полос на спектрах КРС, характерных для кристаллического строения, и появлению дополнительных полос. Положение, форма и интенсивность полос на спектрах КРС отличаются для пленок AlN, сформированных различными методами (методы

сублимации, вакуумного испарения и другие) [11–15]. Спектры КРС рентгеноаморфных пленок AlN толщиной 0,1–0,3 мкм характеризуются размытыми слабыми полосами при сдвиге КРС $\Delta\nu$ равном 636–639; 690–692; 776–796 и ~ 842 см^{-1} (рис. 5,а,б), положение, ширина и интенсивность которых зависят от температуры подложки, определяющей концентрацию и размер кристаллитов. Полосы средней интенсивности вблизи $\Delta\nu \sim 436$ –461; ~ 487 –491 и ~ 602 –605 см^{-1} относятся к подложке (рис. 5,а). В зависимости от температуры синтеза на спектрах КРС пленок AlN наблюдаются размытые слабые полосы при $\Delta\nu$ 815, 655, 764, 827, 866 см^{-1} (820 К); 619, 655, 694, 746, 789, 824, 869 и 885 см^{-1} (920 К); 619, 664, 823 и 885 см^{-1} (1020 К), причём кристаллическая и рентгеноаморфная фазы дают на спектрах КРС различные полосы: 610, 659, 895, 910 см^{-1} и 514, 650, 746, 765, 790 см^{-1} , соответственно.

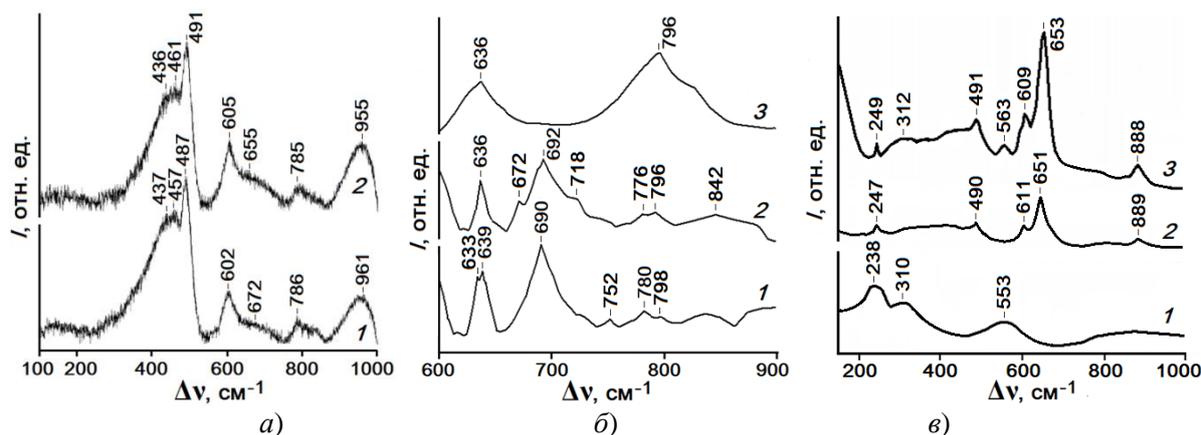


Рис. 5. Спектры КРС пленок AlN, выращенных при различных условиях на подложках из:
 а) стекла (концентрация N_2 в газовой смеси: 60 % (1); 50 % (2); толщина пленок $\sim 0,15$ мкм);
 б) Si (температура подложек: 570 К (1); 620 К (2); 720 К (3); толщина пленок $\sim 0,2$ мкм);
 в) плавленого кварца (толщина пленок: $\sim 0,5$ мкм (1); 1,5 мкм (2); 3,2 мкм (3); температура подложек 570 К).

На спектрах КРС пленок AlN толщиной $\sim 0,5$ мкм наблюдали размытые полосы в области $\Delta\nu$ 238, 310 и 553 см^{-1} (рис. 5,в, кривая 1). У пленок AlN толщиной > 1 мкм, обладающих большой концентрацией поликристаллической текстурированной по $\langle 0001 \rangle$ фазы, на спектрах КРС наблюдаются полосы при $\Delta\nu$ 247–249 см^{-1} (E_2 – колебательная мода пр. гр. $P6_3mc$) (уширение полос $\Delta\nu_{1/2} \approx 20$ –25 см^{-1}), 563 см^{-1} ($\Delta\nu_{1/2} \approx 50$ см^{-1}), 609–611 см^{-1} (A_1) ($\Delta\nu_{1/2} \approx 50$ см^{-1}) и 651–653 см^{-1} (E_2) ($\Delta\nu_{1/2} \approx 35$ –50 см^{-1}) (рис. 5,в, кривые 2,3). Положение полос на спектрах КРС зависило от строения пленок, обусловленного методами (условиями) их синтеза и значительно отличалось от теоретических [14]. Пленкам AlN, полученным методом сублимации, на спектрах КРС соответствовали полосы при $\Delta\nu$ 549, 653, 790, 891 и 930 см^{-1} [12]. При осаждении методом вакуумного испарения пленок AlN при температуре 1020 К на подложках из Si $\{111\}$ спектроскопия КРС показала полосы при $\Delta\nu$ 610, 655, 667, 825, 893 и 910 см^{-1} [15]. Полосы на спектрах КРС меняют форму и положение в зависимости от состава и строения пленки, отражающих изменения в электронных зонах. Анализ состава, проведенный с использованием энергетической дисперсионной спектроскопии, показал следующее содержание химических элементов на поверхности слоистой структуры Si/AlN (толщина пленок AlN $\sim 0,2$ мкм) (табл. 1). Наличие Si указывает на островковое строение пленок.

Таблица 1. Состав поверхности слоистой структуры Si/AlN, сформированной при различных температурах синтеза пленок AlN.

Температура подложки, К	Состав поверхности, весовые %			
	N	Al	Si	O
520	34,6	46,2	12,7	6,5
570	33,5	51,6	6,1	8,8
620	32,9	46,5	11,7	8,9
720	27,9	35,6	24,4	12,2

Пьезоэлектрические характеристики пленок AlN. AlN проявляет пьезоэлектрические свойства только в случае высокой концентрации кристаллической фазы и ее упорядоченного строения. Упорядоченное строение характерно для монокристаллических и текстурированных материалов [16]. При изготовлении устройств акустоэлектроники с использованием пленок AlN актуален вопрос контролирования их пьезоэлектрической эффективности [2, 5, 17]. С использованием звукопроводов (подложек) из различных материалов и пьезоэлектрических пленок AlN были изготовлены линии задержки на ПАВ. При приложении электрического потенциала к ВШП, возникающая акустическая волна движется по подложке (может быть монокристалл, аморфный или поликристаллический материал) и пленке AlN, представляющей сочетание аморфной и кристаллической (разного строения) фаз. Было исследовано влияние материала подложек и строения пленок AlN на рабочую частоту (f) и вносимые потери (γ , несогласованный режим) линий задержки (табл. 2 и 3). В таблицах приведены величины, характеризующие строение пленки AlN (J – степень кристалличности, L – размер кристаллитов, σ – разориентация кристаллитов).

Таблица 2. Влияние строения пленок AlN, выращенных на подложках из аморфных материалов, на параметры линий задержки на ПАВ.

Материал подложки	Параметры пленки AlN			Параметры линии задержки	
	J , %	L , нм	σ , град	f , МГц	γ , дБ
Стекло	59	63	2,2	40,5	35
Ситалл	51	44	2,4	54,4	36
Ситалл	28	45	2,3	54,0	38

Таблица 3. Влияние строения пленок AlN, выращенных на подложках из кристаллических материалов, на параметры линий задержки на ПАВ.

Материал подложки	Параметры пленки AlN			Параметры линии задержки	
	J , %	L , нм	σ , град	f , МГц	γ , дБ
Поликор	34	38	2,6	72,3	45
Gd ₃ Ga ₅ O ₁₂ {111}	35	51	3,4	41,6	40
Al ₂ O ₃ {0001}	95	58	0,9	71,0	33
Al ₂ O ₃ (01 $\bar{1}$ 2)	90	60	1,2	74,9	33

Измерения образцов, полученных при различных условиях, показали, что имеет место влияние на измеряемые параметры устройств на ПАВ концентрации кристаллической фазы в пленках AlN. Хорошие (сравнимые с монокристаллическими материалами) пьезоэлектрические свойства для изготовления устройств на ПАВ проявлялись у текстурированных пленок AlN, имеющих степень кристалличности $> 30\%$ и разориентацию кристаллитов $< 3^\circ$.

Было проведено сравнение результатов измерений линии задержки, сформированной на слоистой структуре Al₂O₃(01 $\bar{1}$ 2)[$\bar{2}$ 110]/AlN{0001} ([$\bar{2}$ 110] – направление распространения

ПАВ, пленка AlN получена реактивным ВЧ-магнетронным распылением) с результатами аналогичных исследований устройств на структуре $\text{Al}_2\text{O}_3(01\bar{1}2)[\bar{2}110]/\text{AlN}(11\bar{2}0)$, полученной методом эпитаксии. В отличие от эпитаксиального роста пленки магнетронным распылением синтезировали при температуре 400–750 К [3, 17]. Сравнение показало, что параметры линий задержки на ПАВ с пленками AlN, выращенными реактивным ВЧ-магнетронным распылением, лучше. Вносимые потери линии задержки на эпитаксиальной структуре с периодом ВШП равным 36 мкм превышают величину 55 дБ (несогласованный режим), что на ~20 дБ больше, чем линия задержки с пленкой AlN в 3 раза меньшей толщины, выращенной реактивным ВЧ-магнетронным распылением. Измеренное значение коэффициента электромеханической связи k^2 обеих структур (k – волновое число) примерно одинаково ~0,12% при одинаковых толщинах пленок AlN, что свидетельствует о высоком структурном совершенстве полученных магнетронным распылением пленок AlN.

При относительной толщине kh ($k = 2\pi/\lambda$, где $\pi = 3,14$, λ – длина ПАВ) пленки AlN порядка 1,0 и более измеренная экспериментально скорость ПАВ релеевского типа незначительно (< 3%) отличается от расчетной, что свидетельствует о близости значений упругих постоянных пленок AlN, выращенных эпитаксиально и методом реактивного ВЧ-магнетронного распыления. Расхождение экспериментальной и теоретической зависимостей при толщинах до ~50 нм выращенных магнетронным распылением пленок AlN объясняется малой степенью кристалличности пленки в начале роста. Для сравнительной оценки влияния изменений толщины пленки AlN и значений упругих постоянных выполнен расчет зависимости скорости ПАВ от толщины пьезоэлектрической пленки kh при изменении значений упругих постоянных пленки AlN для ориентационного соотношения $\text{Al}_2\text{O}_3\{0001\}[\bar{1}0\bar{1}0]/\text{AlN}\{0001\}$. Рассчитанная зависимость влияния изменения упругих постоянных C_{22} и C_{33} ($\pm 7\%$) пленки AlN значительно сильнее влияет на скорость ПАВ, чем толщина пленки AlN.

Спектроскопия КРС позволила проводить экспресс анализ (съемка занимает несколько минут) в процессе выращивания пленки и корректировать технологический процесс в зависимости от материала подложки и конструкции устройства на ПАВ. Под конструкцией устройств понимается взаимное расположение звукопровода (подложки), пьезоэлектрической пленки AlN и ВШП (подложка/AlN/ВШП или подложка/ВШП/AlN). В случае использования конструкции подложка/ВШП/AlN пьезоэлектрическую пленку AlN приходится наращивать на поверхности материалов различного состава и строения (в нашем случае это Al и материал подложки), от которых и зависит концентрация и текстурированность кристаллической фазы, разориентация кристаллитов, а, следовательно, пьезоэлектрическая эффективность пленки. Съемка спектров КРС показала возможность контролировать пьезоэлектрическую эффективность пленок AlN по интенсивности и уширению полосы при $\Delta\nu$ 653 см^{-1} , интенсивность которой прямо пропорциональна степени кристалличности и упорядочения кристаллической фазы.

Заключение

Методом реактивного ВЧ-магнетронного распыления выращены пленки AlN толщиной от 10 нм до 10 мкм. Установлено, что пленки AlN состоят из рентгеноаморфной и аксиально текстурированной по $\langle 0001 \rangle$ кристаллической фаз. Основным фактором, определяющим достижение и воспроизводимость необходимых физико-химических свойств пленок AlN, в частности, пьезоэлектрических – это строение пленки. С использованием электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии, энергетической дисперсионной спектроскопии и спектроскопии КРС изучено влияние условий синтеза на состав и строение текстурированных пленок AlN.

Показаны спектры КРС пленок AlN с различным содержанием и строением кристаллической фазы. Степень кристалличности пленок AlN изменялась в зависимости от условий выращивания в пределах 0–95 об.%. Показано влияние условий синтеза на степень кристалличности и ориентирование кристаллитов относительно подложки. Рассмотрена возможность проявления эпитаксиального роста. Пьезоэлектрическую эффективность пленок определяли на макетах линий задержки на ПАВ. Представлены результаты исследования влияния строения пленок AlN слоистого звукопровода на параметры линий задержки на ПАВ.

Показана возможность контролировать пьезоэлектрическую эффективность пленок AlN по спектрам КРС.

Представленные исследования выполнены при поддержке РФФИ (гранты 18-07-00282 А и 18-29-02076 МК).

Литература

1. 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. Doi:10.1088/1757-899X/289/1/012041.
2. Iqbal A., Mohd-Yasin F. Reactive Sputtering of Aluminum Nitride (002) Thin Films for Piezoelectric Applications: A Review // Sensors. 2018. 18 (6): 1797. doi:10.3390/s18061797
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. 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; doi: 10.1063/1.4959895
6. 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.
7. 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/ijtfst/030203
8. Самойлович М.И., Белянин А.Ф. Наноструктурированные пленки AlN: получение, строение и применение в электронной технике // Инженерная физика. 2006. № 5. С. 51–56.
9. Бабад-Захряпин А.А., Кузнецов Г.Д. Текстурированные высокотемпературные покрытия. М.: Атомиздат. 1980. 176 с.
10. Wang J., Chen D., Xu Y., Liu Q., Zhang L. Influence of the crystal texture on Raman spectroscopy of the AlN films prepared by puls laser deposition // Journal of spectroscopy. 2013. V. 2013. Article ID 103602. <http://dx.org/10.1155/2013/103602>
11. Oliveira C., Otani C., Maciel H.S., Massi M., Noda L.K., Temperini M.L.A. Raman active E₂ modes in aluminum nitride films // Journal of materials science: materials in electronics. 2001. V. 12. P. 259–262.
12. 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.
13. Jagannadham K., Sharma A. K., Wei Q., Kalyanraman R., Narayan J. Structural characteristics of AlN films deposited by pulsed laser deposition and reactive magnetron sputtering: A comparative study // Journal of vacuum science & technology A. 1998. V. 16. № 5. P. 2804–2815.
14. Fillipidis L., Siegle H., Hoffmann A., Thomsen C., Karch K., Bechstegt F. Raman frequencies and angular dispersion of polar modes in aluminum nitride and gallium nitride // Physica status solidi (b). 1996. V. 190. P. 621–627.
15. Vispute R.D., Narayan J., Wu H., Jagannadham K. Epitaxial growth of AlN thin films on silicon (111) substrates by pulsed laser deposition // Journal of applied physics. 1995. V. 77, № 9. P. 4724–4728.
16. Xu J., Thakur J.S., Hu G., Wang Q., Danylyuk Y., Ying H., Auner G.W. Angular dependence of surface acoustic wave characteristics in AlN thin films on a-plane sapphire substrates // Applied physics A. 2006. V. 83. P. 411–415.
17. 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.