

气压对离子源增强磁控溅射制备氮化铝薄膜的影响

李鹏飞¹, 陈俊芳², 符斯列¹

(1. 华南师范大学 物理与电信工程学院, 广州 510006; 2. 华南师范大学 实验中心, 广州 510006)

摘要: 目的 制备性能优异的氮化铝薄膜。方法 采用射频感应耦合离子源辅助直流磁控溅射的方法制备氮化铝薄膜, 在不同的气压下, 在 Si(100) 基片和普通玻璃上生长了不同晶面取向的氮化铝薄膜。使用 X 射线衍射仪(XRD)、场发射扫描电镜(FESEM)、原子力显微镜(AFM)分析氮化铝薄膜的结构、晶面取向、表面形貌及薄膜表面粗糙度, 使用紫外可见分光光度计测定薄膜的透过率, 并计算薄膜的禁带宽度。研究气压的大小对磁控溅射制备氮化铝薄膜微观结构的影响。结果 在各气压下, 薄膜生长以(100)面取向为主。在 0.7 Pa 前, (100) 面的衍射峰强度逐渐增强, 0.7 Pa 之后减弱。(002) 面衍射峰强度在 0.6 Pa 之前较大, 0.6 Pa 之后变小。各气压下薄膜表面均方根粗糙度均小于 3 nm, 且随着气压的增大先增大后减小, 0.7 Pa 时最大达到 2.678 nm。各气压下所制备薄膜的透过率均大于 60%, 0.7 Pa 时薄膜的禁带宽度为 5.4 eV。结论 较高气压有利于(100)晶面的生长, 较低气压有利于(002)晶面的生长; (100)面衍射峰强度在 0.7 Pa 时达到最大; 随气压的增大, 薄膜表面粗糙度先增大后减小; 所制备的薄膜为直接带隙半导体薄膜。

关键词: 气压; 磁控溅射; 氮化铝薄膜; 离子源; 粗糙度; 直接带隙

中图分类号: TG174.444 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2016)04-0137-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2016.04.023

Effects of Pressure on Aluminum Nitride Thin Films Deposited by Ion Source Assisted Magnetron Sputtering

LI Peng-fei¹, CHEN Jun-fang², FU Si-lie¹

(1. School of Physics and Telecommunication Engineering, South China Normal University, Guangzhou 510006, China;

2. Research Resources Center, South China Normal University, Guangzhou 510006, China)

ABSTRACT: **Objective** To prepare aluminum nitride thin films with excellent performance. **Methods** Aluminum nitride thin films were deposited by RF inductively coupled plasma ion source enhanced DC magnetron sputtering technique, different orientations of aluminum nitride thin films were deposited on Si(100) and glass by changing the pressure. The crystal structure, orientation, surface morphology and surface roughness of the aluminum nitride thin films were investigated by X-ray diffraction, SEM and AFM,

收稿日期: 2015-11-06; 修订日期: 2016-02-09

Received: 2015-11-06; Revised: 2016-02-09

基金项目: 广东省自然科学基金(S2013010012548)

Fund: Supported by the Natural Science Foundation of Guangdong Province(S2013010012548)

作者简介: 李鹏飞(1988—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为薄膜物理。

Biography: LI Peng-fei(1988—), Male, Master graduate student, Research focus: thin film physics.

通讯作者: 陈俊芳(1957—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为薄膜物理。

Corresponding author: CHEN Jun-fang(1957—), Male, Ph. D., Professor, Research focus: thin film physics.

respectively. UV-spectrophotometer was used to measure the transmittance of aluminum nitride thin film, and the optical band gap of aluminum nitride thin film was calculated. The effect of pressure on the microstructure of aluminum nitride thin films deposited by magnetron sputtering was investigated. **Results** The aluminum nitride thin films were mainly textured along (100) direction under different pressures. The intensity of (100) plane diffraction peak became stronger when the pressure increased to 0.7 Pa, then became weaker when the pressure exceeded 0.7 Pa, and the intensity of (002) plane diffraction peak was stronger when the pressure was below 0.6 Pa than that at higher than 0.6 Pa. The RMS roughness values of AlN films deposited at various total gas pressure were below 3 nm and the roughness first increased and then decreased with the increase of gas pressure. The RMS roughness values reached 2.678 nm at the pressure of 0.7 Pa. The optical transmittance of AlN film at various total gas pressures was all above 60%. The thin film optical band gap was 5.4 eV at the pressure of 0.7 Pa. **Conclusion** The results showed that high pressure was beneficial to the growth of (100) crystal plane, while low pressure was beneficial to the growth of (002) crystal plane. The intensity of (100) plane diffraction peak reached the maximum at 0.7 Pa. Along with the increase of gas pressure, the surface roughness increased first and then decreased. The films were direct band gap semiconductor films.

KEY WORDS: pressure; magnetron sputtering; aluminum nitride thin films; ion source; roughness; direct band gap

AlN 是一种性能优异的压电、介电材料,具有纤锌矿结构,属于 III—V 族化合物半导体材料。氮化铝具有高硬度、高抗击穿场强(10 kV/m)、高热导率(3.2 W/(cm·K))、高电阻率($2 \times 10^{12} \Omega \cdot \text{cm}$)等物理特性。AlN 具有与氮化镓、硅相近的热膨胀系数及较小的晶格失配,故可作为层间材料用于大功率高温电子器件^[1]。例如在 SOI 材料中,由于氮化铝具有高导热率、低的热膨胀系数、高击穿场强、化学和热稳定性好等优点,已经被用于取代二氧化硅作为 SOI 材料的绝缘埋层。此外,氮化铝具有较小的声波损耗、高压电耦合系数和高声波传输速率等特点,是 GHz 级表面声波(SAW)器件的首选材料^[2-3]。

目前氮化铝薄膜的制备方法有很多,包括分子束外延法、化学气象沉积法、脉冲激光沉积法、磁控溅射法^[4]。其中反应磁控溅射法具有沉积温度低、成本低等优点,因而应用较广泛^[5-6]。反应磁控溅射制备氮化铝过程中需要对衬底进行加热,才能制备出高质量的氮化铝薄膜。离子源的辅助可以在不对衬底加热的情况下辅助沉积高质量的薄膜^[7]。相对于传统的磁控溅射,离子源辅助的等离子体可以在更低的气压下持续放电,因此粒子的碰撞较少,平均自由程增大,平滑的表面和好的晶体结构可以在较低的生长温度下获得^[8]。因此实验采用离子源辅助磁控溅射系统来制备氮化铝薄膜。氮化铝的散热能力与薄膜表面形貌、界面粗糙度、择优取向有关,这些因素在一定温度范围内决定着薄膜中声子的散射,进而影响薄膜的散热能力^[9-10]。此外在 SAW 器件中,薄膜的均方根粗糙度(RMS)越小,声波传播速率越快^[11]。气压直接影响着氮化铝薄膜的微观结构与性能^[12],所以研究反应气压对薄膜微观因素的影响有实用价值。

实验采用射频感应耦合(RF inductively coupled plasma, RF-ICP)离子源辅助磁控溅射系统在 Si(100)单晶片上制备 AlN 薄膜,文中所使用的射频感应耦合离子源为自行研制,重点研究气压对磁控溅射制备 AlN 薄膜微观结构的影响。

1 实验

1.1 氮化铝薄膜的制备

实验采用直径为 50 mm 的金属 Al 靶材,其纯度为 99.99%。采用纯度均为 99.99% 的 N_2 和 Ar 气为反应气体和工作气体。Si 衬底和玻璃衬底在实验前先后在丙酮、酒精中超声清洗 20 min。实验前抽腔室真空至 4×10^{-3} Pa 后通入 Ar 气,调节溅射电流(溅射功率源电流)至 0.25 A 后,对靶材表面进行预溅射 10 min,除去靶材表面的氧化物。放置靶材与衬底垂直,设置靶基距为 5 cm。在靶基距为 5 cm 时分别改变腔室气压在 0.4、0.5、0.6、0.7、0.8 Pa 条件下溅射 2 h。

实验中溅射系统的截面示意图为图 1,磁控溅射系统属于等离子体工艺中的应用型短间隙异常辉光放电。放电过程中形成了阴极暗区(阴极鞘层)、负辉区和阳极鞘层三个区域。阴极阳极之间的曲线为各区域电势随纵向距离的变化曲线。图 1 中阳极接地, U 为极间电压, U_p 为阳极鞘层电压,一般约为 10 V^[13]。溅射系统中的 RF-ICP ion Source(射频感应耦合离子源)结构如图 2,主要由放电室、感应耦合线圈、离子透镜构成。13.56 MHz 的射频电源感应耦合到离子源放电室而将 Ar 气离子化,产生等离子体并在离子透镜的迁移和聚焦下,形成一定形状的离子束被

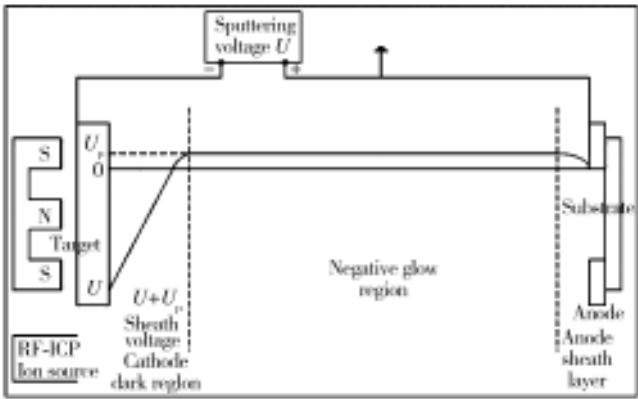


图 1 磁控溅射系统示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the magnetron sputtering system

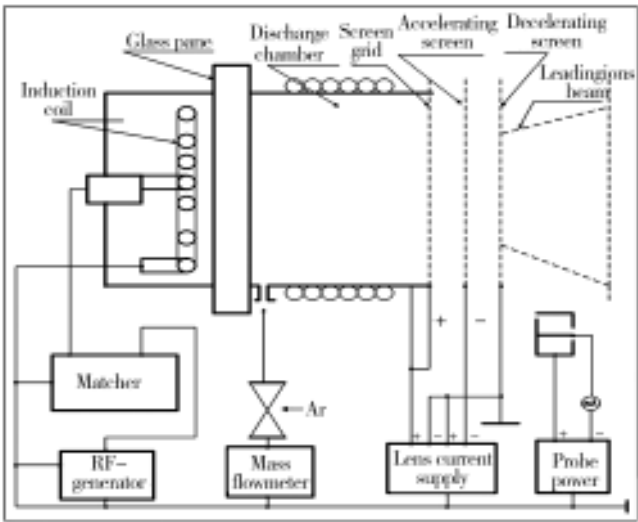


图 2 射频感应耦合离子源结构

Fig. 2 The structure of the RF inductively coupled plasma ion source

引入到反应腔室内增强薄膜的沉积^[14]。

1.2 AlN 薄膜的表征

采用 Bruker D8 Advance 型 X 射线衍射仪分析薄膜的晶体结构,采用 Cu K α 辐射源, $\lambda = 0.154\ 056\ \text{nm}$ 。利用 ZEISS Ultra 55 型场发射扫描电子显微镜 (FESEM) 测试样品的表面断面形貌。采用 Cypher A-sylum Research 型原子力显微镜观察样品的表面形貌,并计算薄膜表面粗糙度。采用岛津 UV-2550 紫外可见分光光度计测定薄膜的透过率。

2 结果与讨论

2.1 X 射线衍射结果分析

图 3 为溅射功率源电流 0.25 A、靶基距 5 cm、氮

气的体积分数为 50%、离子源辅助功率 250 W 不变的情况下,改变腔室内溅射气压所沉积的 AlN 薄膜的 XRD 图。从图 3 可以看出,从 0.4 Pa 至 0.8 Pa,均出现了 AlN 的 (100) 面和 (002) 面衍射峰,且薄膜生长以 (100) 面取向为主,此外 0.7 Pa 和 0.8 Pa 还出现了 AlN(110) 面衍射峰。薄膜之所以在各气压下生长均以 (100) 面取向为主,是因为氮化铝 (100) 面与 (002) 面的生长速率,取决于沉积单元是原子还是如 Al-N 这样的二聚物。当 Al 原子和 N 原子的平均自由程比靶基距长,Al 原子和 N 原子直接沉积在衬底上,此时 (002) 面生长速率快;当平均自由程短于靶基距时,Al 原子和 N 原子发生碰撞,在靶与衬底间形成 Al-N 二聚物沉积在衬底上,此时 (100) 面生长速率快,而粒子平均自由程取决于气压^[15-16]。实验选择从相对较大的气压 0.4 Pa 开始,造成空间粒子密度大,沉积粒子自由程变短,碰撞增多,形成大量的 Al-N 二聚物,有利于 (100) 面的生长。

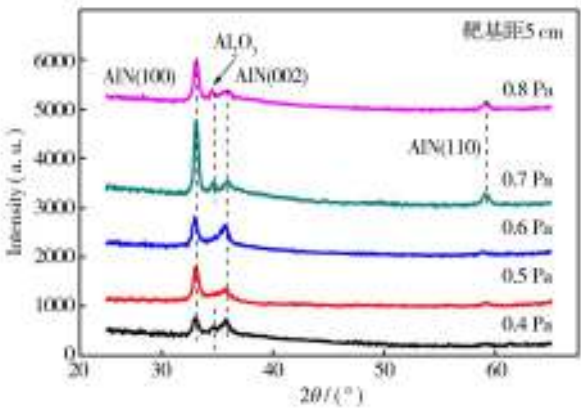


图 3 不同气压 AlN 薄膜 XRD 图谱

Fig. 3 XRD patterns of AlN films deposited under different pressures

从图 3 也可以看出,AlN (100) 面衍射峰强度随气压增大逐渐增强 (除 0.6 Pa 外),然后减弱,在 0.7 Pa 时衍射峰强度达到最大。这是因为随着气压的增大,空间等离子体密度增大,反应粒子活性增强,虽然沉积粒子与空间粒子碰撞加剧,但形成大量的 Al-N 二聚物,从而使得 (100) 面生长速率加快,其衍射峰强度增加。随着气压继续增大至 0.8 Pa,沉积粒子与空间等离子体中的粒子碰撞加剧,能量损失加剧,从而使得 (100) 面的衍射峰强度降低。从图 3 中亦可以看出, (002) 面衍射峰强度在 0.6 Pa 之前较大,0.6 Pa 之后变小。在 0.6 Pa 时强度最大且此时的 (100) 面衍射峰强度较 0.5 Pa 并未增大,是因为此时 (002) 晶面的生长速度较快,抑制了 (100) 晶面的生长^[17]。一般认为,AlN (100) 面只含有 B1 键, (002) 面既含 B1

键,又含有 B2 键,B2 键的形成需要沉积粒子有更大的能量,因此有较高能量的沉积粒子有助于(002)晶面的形成^[15]。由此,较低的压强下,沉积粒子碰撞少,能量大,(002)面生长速率快,衍射峰强度大。较高压强下,衍射峰强度小。此外在 0.4、0.7、0.8 Pa 均出现了氧化铝微弱的衍射峰,这可能是因为制备过程中靶材表面残留的氧化铝及反应过程中混入腔室的氧气所致。

2.2 AlN 薄膜的 SEM 形貌分析

图 4 为不同气压下氮化铝薄膜的表面和断面 SEM 形貌,其中图 4a 和图 4c 分别为 0.7 Pa 时,薄膜的表面和断面形貌,图 4b 和图 4d 分别为 0.8 Pa 时,薄膜的表面和断面形貌。从图 4 可以看出,薄膜表面颗粒呈卵状均匀分布,且颗粒大小一致,排列致密,薄膜表面平滑。0.7 Pa 时薄膜表面颗粒粒径较 0.8 Pa

时的大,这是因为随着气压的增大,粒子平均自由程变短,与空间粒子的碰撞加剧,沉积粒子能量变小,使得颗粒粒径变小。这与靶基距为 5 cm 时对应的 XRD 衍射峰的半高宽变化一致。图 4d 为 0.8 Pa 时薄膜断面图,可知在氮化铝膜层下端并未出现柱状生长结构,而是细小的粒状结构,在氮化铝膜层上端才出现了典型的、致密的柱状生长结构。这说明氮化铝薄膜的成核过程先是细小的粒状结构,然后转变为柱状结构^[18]。这是因为氮化铝与 Si(100)面有一定的晶格失配等因素^[19],优先外延生长在硅表面的氮化铝晶粒作为缓冲层生长取向自由,随着氮化铝薄膜的继续生长,晶体生长取向变得明显,出现了柱状生长结构^[20-22]。图 4c 为 0.7 Pa 时,薄膜断面亦出现了氮化铝膜层分层的情况,下端没有柱状生长结构,上端出现较为细小的柱状结构。

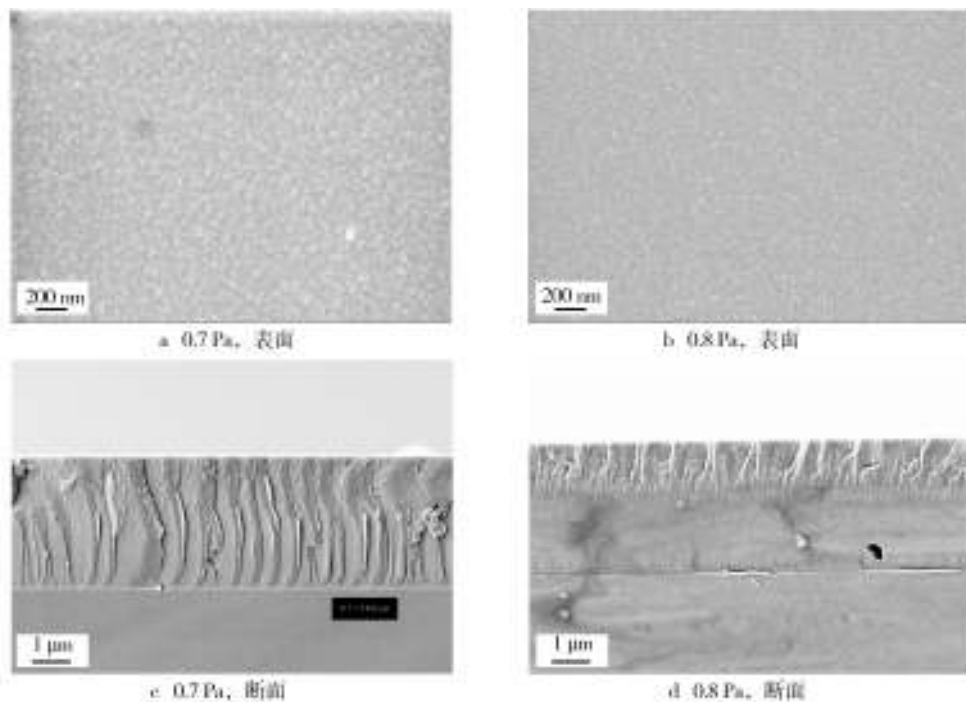


图 4 不同气压下硅基氮化铝薄膜的表面和断面 SEM 形貌

Fig. 4 Planar view (a and b) and cross-sectional (c and d) SEM images of AlN films deposited on Si substrates at total gas pressures of 0.7 Pa (a and c) and 0.8 Pa (b and d) respectively

2.3 AlN 薄膜的 AFM 形貌及表面粗糙度分析

图 5 为不同气压下 AlN 薄膜的 AFM 形貌。可以看出薄膜表面颗粒整体上呈卵状分布,在 0.7 Pa 以前,薄膜表面较粗糙,颗粒较大且大小不一,0.7 Pa 后,薄膜表面颗粒大小均匀一致,表面平滑。0.7 Pa 前薄膜颗粒较大是因为气压低时生长速率快,较易形

成较大颗粒,颗粒大小不一可能是因为气压较低时沉积粒子能量较大,引起了已经沉积粒子的二次溅射所致^[17]。

图 6 为薄膜表面均方根粗糙度(RMS)随气压的变化曲线。可以看出随着气压的增大,薄膜表面粗糙度随着气压的增大整体上先增大后减小,在 0.7 Pa 时达到最大。这是因为随着气压的增大,虽然沉积粒

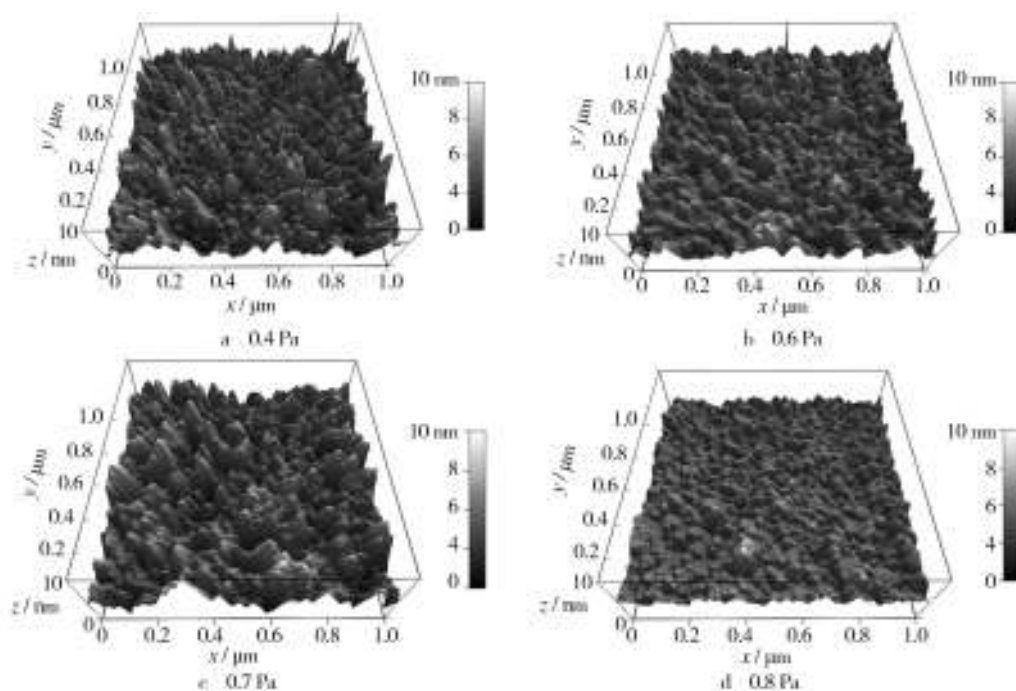


图5 不同气压下 AlN 薄膜的 AFM 图

Fig. 5 AFM images of AlN films at various total gas pressures

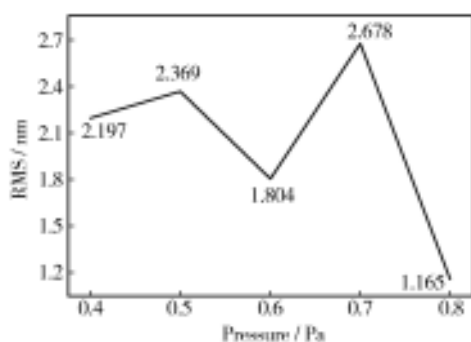


图6 薄膜表面均方根粗糙度随气压的变化

Fig. 6 RMS roughness values of AlN films deposited at various total gas pressures

子与空间粒子碰撞增加,但形成了大量的 Al-N 二聚物,从而使得(100)面生长速率加快,形成较大颗粒,而较大颗粒会使薄膜表面粗糙度增加^[7,17,23]。在 0.6 Pa 时出现下降是因为(100)面与(002)面的竞争生长致使沿着两个面生长的晶粒尺寸都较小,从而使得表面粗糙度下降。当气压继续增大时,沉积粒子的碰撞加剧,使得沉积粒子能量降低,粒子迁移能降低,从而形成较小的颗粒,使表面粗糙度下降。RMS 的变化规律与 XRD 衍射峰强度的变化规律一致。

在 SAW 器件中,氮化铝薄膜的表面粗糙度对器件性能有重要影响,由于表面声波仅在表面传播,其能量几乎集中在从表面到内部一个波长内,所以当表面粗糙度大于一个波长时,表面波无法通过,所以要

求表面粗糙度在 30 nm 内^[24]。从图 6 可以看出,所制备的薄膜粗糙度均满足表面波器件的要求且粗糙度较小。薄膜粗糙度均较小可能是因为离子源的引入,增加了空间离子率、等离子体浓度及空间等离子体均匀性,使粒子活性增强,有助于平滑表面的形成^[8]。

2.4 AlN 薄膜的光透过率与禁带宽度

图 7 为不同气压下沉积在玻璃上的氮化铝薄膜的透射谱,其与靶基距为 5 厘米时在硅片上生长的薄膜生长条件一致。图 7 测试波长范围为 200 ~ 1000 nm。由图 7 可见,在可见光波长范围内,透过率均大于 60%,这与相关文献的报道相似^[9,25],且各气压下薄膜的透过率相近。

氮化铝薄膜为直接带隙的宽禁带半导体,其吸收系数 α 与透过率 T 和薄膜厚度 d 满足以下关系^[26]:

$$T = A \exp(-\alpha d) \quad (1)$$

其中, A 为常数且在吸收边附近时 $A \approx 1$ 。直接带隙半导体材料的吸收系数和禁带宽度关系为:

$$(\alpha h\nu)^2 = K(h\nu - E_g) \quad (2)$$

间接带隙半导体材料的吸收系数和禁带宽度关系为:

$$(\alpha h\nu)^{0.5} = K(h\nu - E_g) \quad (3)$$

式中: K 为常数; $h\nu$ 为光子能量; E_g 为禁带宽度。气压为 0.7 Pa 条件下的 $(\alpha h\nu)^2 - h\nu$ 图如图 8a,得到了

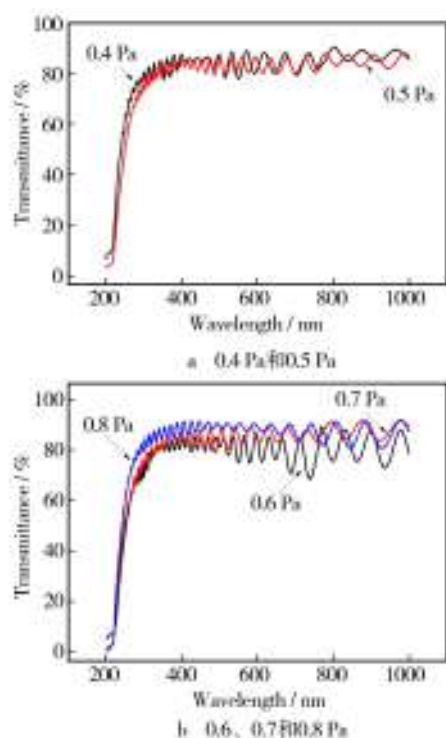


图7 不同气压下沉积的氮化铝薄膜的透射谱

Fig. 7 Optical transmittance spectra of AlN films deposited at various total gas pressures

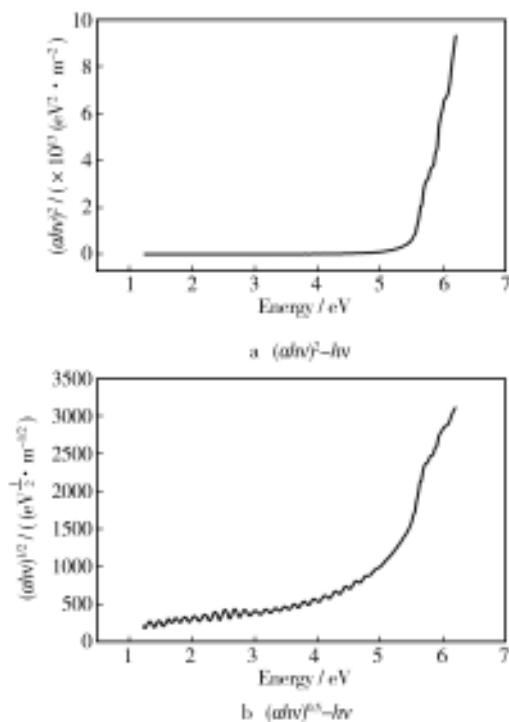


图8 气压为0.7 Pa时制备的氮化铝薄膜的 $(\alpha h\nu)^2-h\nu$ 关系图及 $(\alpha h\nu)^{0.5}-h\nu$ 关系图

Fig. 8 $(\alpha h\nu)^2-h\nu$ (a) and $(\alpha h\nu)^{0.5}-h\nu$ (b) plots for AlN films deposited at a total gas pressure of 0.7 Pa

较明显的线性吸收边,证明所制备的氮化铝为直接带隙半导体材料。通过拟合吸收边直线得到零吸收时的光子能量即为薄膜的禁带宽度,0.7 Pa时的禁带宽度为5.4 eV,这与其他文献的研究结果近似^[9]。一般薄膜的光学禁带宽度都小于其理论值,这可能是因为薄膜内存在一些晶格缺陷,及溅射过程中生成的氧化铝等杂质使得薄膜光学禁带宽度变小^[27-28]。气压为0.7 Pa条件下的 $(\alpha h\nu)^{0.5}-h\nu$ 关系曲线如图8b,图8b中没有观察到明显的线性吸收边,更加证明了所制备的薄膜为直接带隙半导体材料。

3 结论

实验采用离子源辅助磁控溅射系统制备了AlN薄膜,在其他实验条件不变的情况下,改变气压制备了AlN薄膜。实验发现,气压较高时有利于(100)晶面的生长,在本实验条件下0.7 Pa时(100)面衍射峰最强,气压较低时有利于(002)晶面生长。在硅片上直接外延生长的氮化铝薄膜出现了分层现象,薄膜底层未见柱状生长结构,薄膜上层出现了典型的柱状生长结构。薄膜表面的粗糙度随气压整体上先增大后减小。薄膜透过率均大于60%,且所制得的薄膜为直接带隙半导体材料。

参考文献

- [1] DETTMER E S, ROMENESKO B M, CHARLES J R H K, et al. Steady-state Thermal Conductivity Measurements of AlN and SiC Substrate Materials[J]. IEEE, 1989, 12(4): 543—547.
- [2] RODRÍGUEZ-MADRID J G, LRIARTE G F, ARAUJO D, et al. Optimization of AlN Thin Layers on Diamond Substrates for High Frequency SAW Resonators[J]. Materials Letters, 2012, 66(1): 339—342.
- [3] CLEMENT M, OLIVARES J, LBORRA E, et al. AlN Films Sputtered on Iridium Electrodes for Bulk Acoustic Wave Resonators[J]. Thin Solid Films, 2009, 517(16): 4673—4678.
- [4] VENKATARAJ S, SEVERIN D, DRESE R, et al. Structural, Optical and Mechanical Properties of Aluminum Nitride Films Prepared by Reactive DC Magnetron Sputtering[J]. Thin Solid Films, 2006, 502(1/2): 235—239.
- [5] LIU H Y, TANG G S, ZENG F, et al. Influence of Sputtering Parameters on Structures and Residual Stress of AlN Films Deposited by DC Reactive Magnetron Sputtering at Room Temperature[J]. Journal of Crystal Growth, 2013, 363: 80—85.

- [6] KUANG Xu-ping, ZHANG Hua-yu, WANG Gui-gen, et al. AlN Films Prepared on 6H-SiC Substrates under Various Sputtering Pressures by RF Reactive Magnetron Sputtering [J]. *Applied Surface Science*, 2012, 263: 62—68.
- [7] BIN Feng, SHU RONG-dong, HAO Jin, et al. Ultra-violet Light Assisted Reactive RF Magnetron Sputtering Deposition of AlN Thin Films at Room Temperature [J]. *Materials Letters*, 2012, 79: 25—28.
- [8] JIAN S R, CHEN G J, CHEN H J, et al. Cross-sectional Transmission Electron Microscopy Studies for Deformation Behaviors of AlN Thin Films under Berkovich Nanoindentation [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 504: 395—398.
- [9] SUBRANMANIAN B, SWAMINATHAN V, JAYACHANDRAN M. Micro-structural and Optical Properties of Reactive Magnetron Sputtered Aluminum Nitride Nanostructured Films [J]. *Current Applied Physics*, 2011, 11: 43—49.
- [10] WANG B, ZHAO Y N, HE Z. The Effects of Deposition Parameters on the Crystallographic Orientation of AlN Films Prepared by RF Reactive Sputtering [J]. *Vacuum*, 1997, 48: 427—429.
- [11] PAN D T, CHUNG G S. The Effect of Geometry and Post-annealing on Surface Acoustic Wave Characteristics of AlN Thin Films Prepared by Magnetron Sputtering [J]. *Applied Surface Science*, 2011, 257: 8696—8701.
- [12] YANG Wei-jia, WANG Wen-liang, LIN Yun-hao, et al. Effect of Target-substrate Distance on the Quality of AlN Films Grown on Si (110) Substrates by Pulsed Laser Deposition [J]. *Materials Letters*, 2015, 160: 20—30.
- [13] 赵华侨. 等离子体化学与工艺 [M]. 合肥: 中国科学技术大学出版社, 1993.
- ZHAO Hua-qiao. *Plasma Chemistry and Processing* [M]. Hefei: Press of University of Science and Technology of China, 1993.
- [14] LI D K, CHEN J F, ZOU C W, et al. Effects of Al Concentrations on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti-Al-N Films Deposited by RF-ICPIS Enhanced Magnetron Sputtering [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 609: 239—243.
- [15] XU X H, WU H S, ZHANG C J, et al. Morphological Properties of AlN Piezoelectric Thin Films Deposited by DC Reactive Magnetron Sputtering [J]. *Thin Solid Films*, 2001, 388 (1/2): 62—67.
- [16] ISHIHARA M, LI S J, YUMOTO H, et al. Control of Preferential Orientation of AlN Films Prepared by the Reactive Sputtering Method [J]. *Thin Solid Films*, 1998, 316: 152—157.
- [17] KUANG Xu-ping, ZHANG Hua-yu, WANG Gui-gen, et al. AlN Films Prepared on 6H-SiC Substrates under Various Sputtering Pressures by RF Reactive Magnetron Sputtering [J]. *Applied Surface Science*, 2012, 263: 62—68.
- [18] TOSHIHIRO K, MORITO A, NAOHIRO U, et al. Improvement in Crystal Orientation of AlN Thin Films Prepared on Mo Electrodes Using AlN Interlayers [J]. *Ceramics International*, 2008, 34: 985—989.
- [19] LEE J B, JUNG J P, LEE M H, et al. Effects of Bottoms Electrodes on the Orientation of AlN Films and the Frequency Responses of Resonators in AlN-based FBARs [J]. *Thin Solid Films*, 2004, 447/448: 610—614.
- [20] TOSHIHIRO K, MORITO A, NORIYUKI K. Influence of Molybdenum Bottom Electrodes on Crystal Growth of Aluminum Nitride Thin Films [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2008, 310: 345—350.
- [21] HWANG B H, CHEN C S, LU H Y, et al. Growth Mechanism of Reactively Sputtered Aluminum Nitride Thin Films [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 325: 380—388.
- [22] WANG Wen-liang, QIAN Hui-rong, YANG Wei-jia, et al. Effect of Al Substrate Nitridation on the Properties of AlN Films Grown by Pulsed Laser Deposition and Its Mechanism [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 644: 444—449.
- [23] GAURAV S, ALIKA K. Dependence of N₂ Pressure on the Crystal Structure and Surface Quality of AlN thin Films Deposited via Pulsed Laser Deposition Technique at Room Temperature [J]. *Applied Surface Science*, 2008, 255: 2057—2062.
- [24] XU C K, MENG X L. *Acoustic Surface Wave Apparatus and Its Application* [M]. Beijing: Science Press, 1984: 99.
- [25] OU K L, CHEN C C, LIN C T, et al. Application of Aluminum Nitride Thin Film on Biosensing of Cell Differentiation Interdisciplinary Topics [J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 2007, 154 (2): 11—15.
- [26] SARAVANAN S, BERENSCHOL E, KRIJINEN G, et al. A Novel Surface Micromachining Process to Fabricate AlN Unimorph Suspensions and Its Application for RF Resonators [J]. *Sensors and Actuators A: Physical*, 2006, 130/131: 340—345.
- [27] SIGNORE M A, TAURINO A, VALERINI D, et al. Role of Oxygen Contaminant on the Physical Properties of Sputtered AlN Thin Films [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 649: 1267—1272.
- [28] 赖珍荃, 邹文祥, 李海翼, 等. 溅射气压对 DC 磁控溅射制备 AlN 薄膜的影响 [J]. *南昌大学学报*, 2011, 35 (1): 52—55.
- LAI Zhen-quan, ZOU Wen-xiang, LI Hai-yi, et al. Influence of Sputtering Pressure on AlN Thin Films Prepared by DC Magnetron Sputtering [J]. *Journal of Nanchang University*, 2011, 35 (1): 52—55.