

文章编号: 1000-7032(2023)06-1077-08

## 不同 Mo 层厚度的 AlN/Mo/Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 复合结构上 MOCVD 外延 GaN

李嘉豪<sup>1</sup>, 韩 军<sup>1</sup>, 邢艳辉<sup>1,2</sup>, 董晟园<sup>1</sup>, 王冰辉<sup>1</sup>,  
任建华<sup>1</sup>, 曾中明<sup>3</sup>, 张宝顺<sup>3</sup>, 邓旭光<sup>3\*</sup>

(1. 北京工业大学信息学部 光电子技术教育部重点实验室, 北京 100124;  
2. 长春理工大学 高功率半导体激光国家重点实验室, 吉林 长春 130022;  
3. 中国科学院 苏州纳米技术与纳米仿生研究所, 江苏 苏州 215123)

**摘要:** 采用脉冲直流磁控溅射法在 Si(100) 衬底上制备了 AlN/Mo/Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 复合结构薄膜, 在该结构上通过金属有机化学气相沉积(MOCVD)技术进行 GaN 薄膜的外延。使用原子力显微镜、高分辨 X 射线衍射、粉末 X 射线衍射、扫描电子显微镜和拉曼光谱研究了 Mo 插入层的厚度对 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层和 GaN 外延层晶体质量的影响, 研究了 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层对 Mo 上生长的 GaN 外延层的影响。研究表明, Mo 插入层的厚度是影响 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层和 GaN 外延层的重要因素, Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层对 Mo 上 GaN 晶体质量的提高具有重要意义。随 Mo 厚度的增加, Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层的表面粗糙度先减小后增大, GaN 外延层的(002)面 X 射线衍射摇摆曲线半峰全宽先减小后增大。当 Mo 插入层厚度为 400 nm 时, GaN 外延层的晶体质量最好, GaN(002)面的 X 射线衍射摇摆曲线半峰全宽为 0.51°, 由拉曼光谱计算得到的压应力 483.09 MPa; 直接在 Mo 上进行 GaN 的外延, GaN(002)面的 X 射线衍射摇摆曲线半峰全宽无法测得, 说明在 Mo 上进行 GaN 的外延需要 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层。

**关键词:** GaN; 金属有机化学气相沉积(MOCVD); ScAlN; X 射线衍射

中图分类号: O482.31 文献标识码: A DOI: 10.37188/CJL.20220406

## GaN Grown on Sputtered AlN/Mo/Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N Composite Structure with Different Mo Thickness

LI Jiahao<sup>1</sup>, HAN Jun<sup>1</sup>, XING Yanhui<sup>1,2</sup>, DONG Shengyuan<sup>1</sup>, WANG Binghui<sup>1</sup>, REN Jianhua<sup>1</sup>,  
ZENG Zhongming<sup>3</sup>, ZHANG Baoshun<sup>3</sup>, DENG Xuguang<sup>3\*</sup>

(1. Key Laboratory of Opto-electronics Technology, Ministry of Education, Faculty of Information Technology,  
Beijing University of Technology, Beijing 100124, China;  
2. State Key Laboratory of High Power Semiconductor Lasers, Changchun University of Science and Technology, Changchun 130022, China;  
3. Suzhou Institute of Nano-Tech and Nano-Bionics, Chinese Academy of Sciences, Suzhou 215123, China)  
\* Corresponding Author, E-mail: xgdeng2011@sinano.ac.cn

**Abstract:** AlN/Mo/Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N composite structure films were prepared on Si(100) substrate by pulsed DC magnetron sputtering, and the epitaxy of GaN films was grown by metal-organic chemical vapor deposition (MOCVD). Atomic force microscopy, high-resolution X-ray diffraction, powder X-ray diffraction, scanning electron microscopy and Raman spectroscopy were used to study the effect of the thickness of the Mo layer on the crystal quality of the Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N layer and the GaN epitaxial layer, and the importance of the Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N layer for the GaN epitaxial layer grown on Mo was also studied. The results show that the thickness of the Mo layer is an important factor affecting the Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N layer and the GaN epitaxial layer, and the Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N layer is of great significance to the epitaxy of GaN on Mo. When the thickness of the Mo layer is 400 nm, the crystal quality of the GaN epitaxial layer is the best, the

收稿日期: 2022-12-07; 修订日期: 2022-12-29

基金项目: 国家自然科学基金(61731019); 北京市自然科学基金(4202010)

Supported by National Natural Science Foundation of China(61731019); Beijing Natural Science Foundation Project(4202010)

full width at half maximum of the X-ray diffraction on the GaN(002) surface is  $0.51^\circ$ , and the compressive stress calculated by Raman spectroscopy is 483.09 MPa.

**Key words:** GaN; metal-organic chemical vapor deposition(MOCVD); ScAlN; X-ray diffraction(XRD)

## 1 引 言

氮化镓作为宽禁带半导体,具有较高的电子迁移率以及较高的临界击穿场强,使其在光电、电力电子、射频通讯等领域具有广泛应用<sup>[1-8]</sup>。GaN高电子迁移率晶体管(High electron mobility transistor, HEMT)作为主流 GaN 器件更加符合 5G 技术需要,可以大幅度提高通信效率,促进产业进步<sup>[9-10]</sup>。硅基互补金属氧化物半导体(Complementary metal oxide semiconductor, CMOS)工艺成熟,可以大幅降低成本、功耗,提高集成度,因此将 GaN HEMT 与硅基 CMOS 工艺相结合对无线通信电路领域有巨大的发展优势。GaN HEMT 常在 Si(111)衬底上生长制备;而 CMOS 技术则是基于 Si(100)衬底,再加上工艺复杂度与生产成本等差异的影响导致 CMOS 工艺与 GaN HEMT 存在兼容性问题。因此,如何在 Si(100)衬底上制备出高质量的 GaN 薄膜材料成为了解决 CMOS 工艺与 GaN HEMT 兼容性的关键问题。

GaN 为六方晶系的纤锌矿结构,而 Si(100)衬底为立方晶系的金刚石结构,二者晶格结构不同而且存在很大的晶格失配和热失配,直接导致在 Si(100)衬底上外延的 GaN 薄膜晶体质量较差<sup>[11-12]</sup>。为了缓解 GaN 与 Si 衬底之间的晶格失配,常使用 AlN 成核层和 AlGaIn 应力释放层结构<sup>[13-14]</sup>。然而, Si(100)衬底与 AlN 晶格结构不同,直接在 Si(100)上通过金属有机化合物气相沉积(Metal organic chemical vapor deposition, MOCVD)外延的 AlN 表面粗糙且晶体质量差。以往研究是通过引入插入层的方式屏蔽 Si(100)衬底的影响来解决这一问题。北京大学冯玉霞等在 Si(100)衬底上通过引入单原子层的石墨烯,用  $\text{NH}_3$  对石墨烯进行预处理,  $\text{sp}^3$  杂化的 C—N 键可以诱导 AlN 的成核,从而优化 GaN 外延层的晶体质量<sup>[15]</sup>。Bessolov 等通过在 Si(100)衬底上引入 50 nm 的薄层 SiC, 再进行 20 nm AlN/1  $\mu\text{m}$  GaN 的外延,使得 Si(100)衬底与 GaN 之间的晶格失配带来的后续外延位错高的问题大幅缓解,可获得高质量的 GaN 外延层<sup>[16]</sup>。这些研究都说明,选择合适的插入层可以

为后续 AlN、GaN 的 MOCVD 外延提供合适的生长基底。体声波(FBAR)和声表面波(SAW)器件中, Mo 常作为器件的下电极<sup>[17-18]</sup>。体心立方结构的 Mo(110)与 AlN(002)存在取向关系,意味着可以通过在 Si(100)衬底上制备 Mo(110)缓冲层改善 AlN 成核层的质量<sup>[19]</sup>。有研究表明,在生长 AlN 时掺入 Sc,可以减少 AlN 与 GaN 的晶格失配,当 Sc 含量为 20% 时,  $\text{Sc}_{0.2}\text{Al}_{0.8}\text{N}$  与 GaN 仅有 0.4% 的晶格失配;能够更好地缓解 Si(100)衬底与 GaN 之间的晶格失配<sup>[20]</sup>。本文研究了 Si(100)/Sputtered-Mo(Sp-Mo)基底(磁控溅射钼基底)上 GaN 的 MOCVD 外延,并且将  $\text{Sc}_{0.2}\text{Al}_{0.8}\text{N}$  和 Mo 结合,研究了 AlN/Mo/ $\text{Sc}_{0.2}\text{Al}_{0.8}\text{N}$  复合结构对  $\text{Sc}_{0.2}\text{Al}_{0.8}\text{N}$ 、GaN MOCVD 外延的影响。溅射的薄层 AlN 提供六方晶格结构的生长模板,并且一定程度上屏蔽衬底对外延层的影响。通过改变 Mo 的厚度对  $\text{Sc}_{0.2}\text{Al}_{0.8}\text{N}$  和 GaN 外延层的晶体质量进行优化,并对  $\text{Sc}_{0.2}\text{Al}_{0.8}\text{N}$ 、GaN 外延层的表面形貌和晶体质量进行了分析与表征。

## 2 实 验

### 2.1 样品制备

本文使用 Orbotech 公司的 SPTS's Sigma®fxp 磁控溅射设备在 5.08 cm(2 inch)的 Si(100)衬底上溅射了 200 nm 的 Mo 插入层,标记为样品 A。随后在 Si(100)衬底上溅射了 AlN/Mo/ $\text{Sc}_{0.2}\text{Al}_{0.8}\text{N}$  结构,根据 Mo 厚度的不同,将样品依次标记为 B、C、D、E。5 个样品的具体外延结构如图 1 所示,样品 A~E 的具体参数如表 1 所示。溅射所用靶材为高纯度 Mo、Al 靶以及 Sc 含量 20% 的 ScAl 合金靶,工作气体和反应气体分别为纯度 99.9995% 的 Ar 和  $\text{N}_2$ 。在溅射前,用丙酮、异丙醇和去离子水分别对衬底超声清洗 5 min,然后在真空度为 139 Pa 的预处理腔室内用 450  $^\circ\text{C}$  热板加热 5 min 以去除衬底表面的水汽。通过抽真空使溅射腔的本底气压小于  $6 \times 10^{-6}$  Pa,基板温度固定为 200  $^\circ\text{C}$ 。溅射上文所说的结构后,为了研究  $\text{Sc}_{0.2}\text{Al}_{0.8}\text{N}$  缓冲层对在 Mo 上进行 GaN 的外延的重要性以及不同 Mo 的厚度对 GaN 薄膜材料质量的影响,将溅射后的

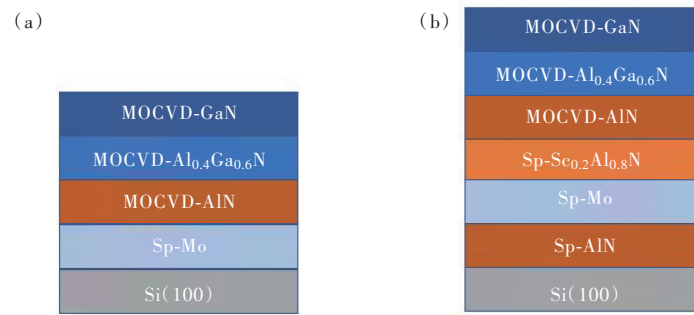


图 1 (a)样品 A 的外延结构示意图; (b)样品 B ~ E 的外延结构示意图。

Fig.1 (a) Schematic diagram of the epitaxial structure of sample A. (b) Schematic diagram of the epitaxial structure of sample B-E.

表 1 样品 A ~ E 的外延结构参数

Tab. 1 Epitaxial structural parameters of samples A-E

Samples	Sp-AlN 厚度/nm	Sp-Mo 厚度/nm	Sp-Sc <sub>0.2</sub> Al <sub>0.8</sub> N 厚度/nm	MOCVD-AlN 厚度/nm	MOCVD-Al <sub>0.4</sub> Ga <sub>0.6</sub> N 厚度/nm	MOCVD-GaN 厚度/nm
A	—	200	—	200	700	200
B	20	200	1 000	200	700	200
C	20	400	1 000	200	700	200
D	20	600	1 000	200	700	200
E	20	800	1 000	200	700	200

样品置于 CRIUS MOCVD 中在低压下外延厚度约 200 nm 的 AlN、700 nm 的 Al<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>N、200 nm 的 GaN。采用 H<sub>2</sub> 作为载气, 三甲基铝 (Trimethylaluminum, TMAI)、三甲基镓 (Trimethylgallium, TM-Ga) 和 NH<sub>3</sub> 分别用作 Al 源、Ga 源和 N 源, 生长 GaN 外延层的 V/III 为 1 129, 温度 1 290 °C。

## 2.2 样品表征

采用 Bruker 公司的 Dimension 3100 型原子力显微镜 (Atomic force microscope, AFM) 在轻敲模式下对 Sc<sub>0.2</sub>AlN 缓冲层的表面形貌进行测试; 通过 PANalytical 公司的 pw3040/60 型高分辨 X 射线衍射仪 (High resolution X-ray diffraction, HRXRD) 测试 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 和 GaN 的 (002) 面摇摆曲线; GaN 材料所受应力采用 HORIBA JobinYvon 公司的 Hr800 激光共聚焦显微拉曼光谱仪进行测试表征; 所使用的粉末 X 射线衍射仪是 BRUKER 公司的 D8 ADVANCE, 用于测量样品  $2\theta-\omega$  联动扫描曲线的衍射峰强度; 所使用的扫描电子显微镜 (Scanning electron microscope, SEM) 是 Raith 公司的 eLINE Plus 型扫描电子显微镜, 加速电压为 10 kV, 工作时的腔室真空度约  $6 \times 10^{-5}$  Pa, 用于表征样品的截面结构。

## 3 结果与讨论

图 2(a) 为 A 样品 Si(100)/Sp-Mo 基底和 D 样品 AlN/Mo/Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 的 MOCVD 生长在位监控曲线, 图 2(b)、(c) 分别为 A 样品和 D 样品的 SEM 截面形貌图。A 样品的曲线的反射信号较弱而且没有周期性振荡, 表明样品 A 上外延 AlN、AlGa<sub>0.6</sub>N 和 GaN 时不是二维生长模式。虽然 Mo(110) 与 AlN(002) 有取向关系, 但 AlN 的晶格结构为六方纤锌矿结构, 而 Mo 为立方结构, 二者晶格结构的差异导致在 MOCVD 中 Al 原子在 Mo 表面迁移能力较差, 浸润性差, 更容易形成岛状生长而非二维生长, 影响后续 GaN 外延层的晶体质量。如图 2(b) 所示, 外延层的表面粗糙并且界面区分不明显。D 样品生长时的振幅完整且强度较高, 表明样品的外延质量较好。在 Mo 上加入 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层后, Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 与 AlN 同为六方晶格结构, 晶格常数相近, 有利于 GaN 外延层的生长, 说明溅射 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 可以改善 Sp-Mo/Si(100) 上 GaN 的 MOCVD 外延。如图 2(c) 所示, D 样品的 Mo 层、Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 层、Al<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>N 层清晰明确, 这说明样品的外延结构完整, 具有较高的质量。

图 3 为不同 Mo 厚度的 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层样品

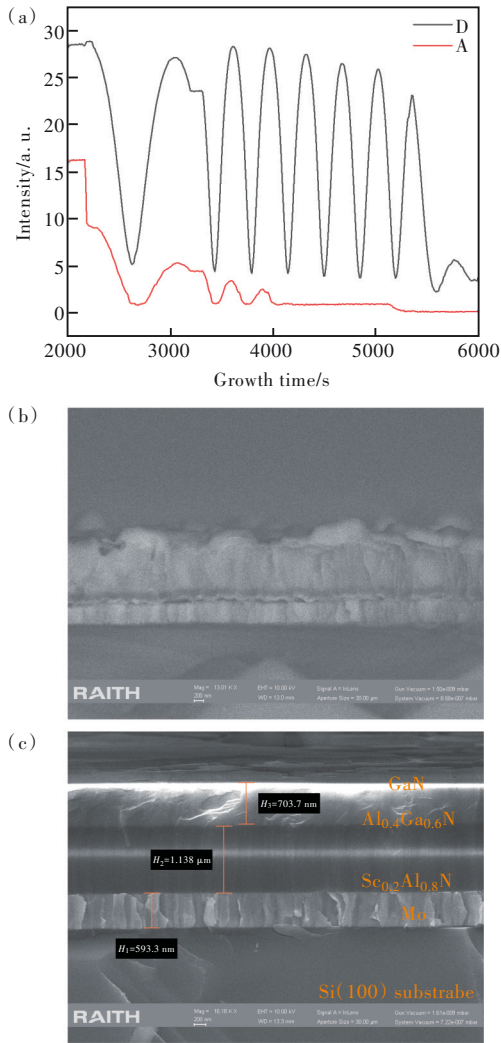


图2 (a)样品A和样品D的MOCVD反应监控曲线;(b)A样品的SEM截面形貌图;(c)D样品的SEM截面形貌图。

Fig.2 (a) MOCVD reaction monitoring curves for samples A and D. (b) SEM cross-sectional topography of sample A. (c) SEM cross-sectional topography of sample D.

的表面形貌 AFM 测试结果。图 4 为 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 样品的表面粗糙度随 Mo 厚度的变化趋势, Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 样品表面晶粒的横向尺寸和高度随着 Mo 厚度的增加先减小后增大, Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 表面粗糙度也随之先减小后增大, 分别为 1.17, 1.08, 1.22, 1.35 nm。这是因为, 当 Mo 的厚度较薄时, Mo 层的晶体质量较差, 导致后续生长的 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 层晶体质量也较差; 但若 Mo 的厚度过厚, 会因为应力原因使得 Mo 层开裂, 也会对 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 层造成一定的不良影响。相关 Al 金属层厚度的研究表明, Al 金属层厚度对后续生长的薄膜质量有重要影响, 影响半导体层的结晶度, 与我们的实验结果相吻合<sup>[21-23]</sup>。

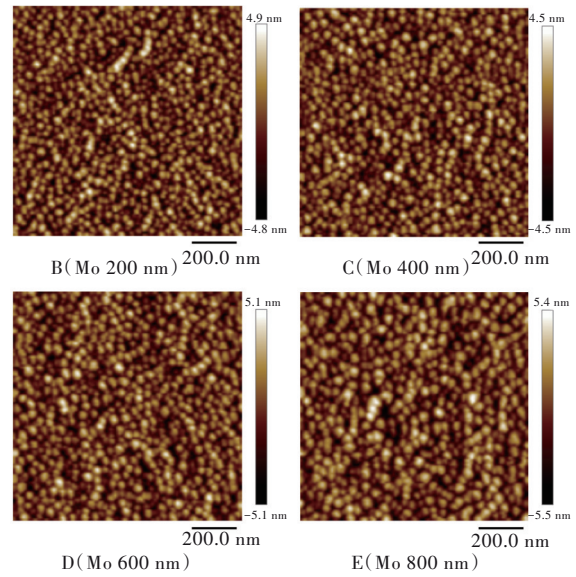


图3 不同 Mo 厚度的 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层的 AFM 表面形貌  
Fig.3 Surface morphology of AFM of Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N buffer layer with different Mo thicknesses

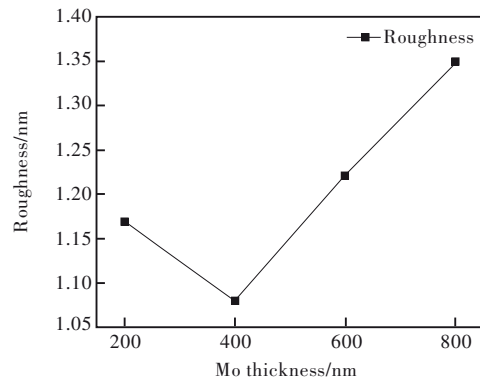


图4 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层的表面粗糙度随 Mo 厚度的变化趋势  
Fig.4 The surface roughness of the Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N buffer layer changes with Mo thickness

图 5(a) 是 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N(002) 面 XRD 测试半峰全宽(Full width at half maximum, FWHM)随 Mo 厚度的变化关系。由图 5(a) 可知, 样品 E 的 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N(002) 半峰全宽最小为 1.38°, 其次为 C 样品, 为 1.43°, 表明 4 个样品中, 样品 C、E 的晶体质量较好。当 Mo 层较薄时, 晶粒尺寸较小, 此时表面粗糙度起主要作用。粗糙度较大的表面影响溅射的 Al、Sc 等原子在表面迁移进而影响 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 的晶体质量。当 Mo 厚度为 800 nm 时, Mo 的晶粒尺寸较大, (110) 择优取向得到加强<sup>[24]</sup>。因为存在 Mo(110)/Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N(002), 所以 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N(002) 取向也得到促进, 半峰全宽有所降低, 此时晶粒尺寸成为决定晶体质量的主要方面。

图 5(b) 为在样品 B~E 上外延 200 nm 厚 GaN

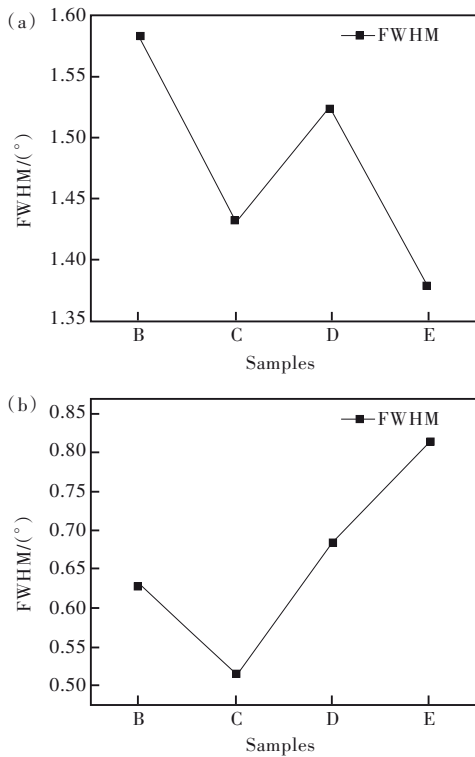


图 5 (a) Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N(002) 面 XRD 测试的 FWHM 变化趋势; (b) GaN(002) 面 XRD 测试的 FWHM 变化趋势。  
Fig.5 (a) FWHM trend of XRD test on Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N(002) surface. (b) FWHM trend of XRD test on GaN(002) surface.

材料后, XRD 测试(002)面半峰全宽的变化趋势。从图 5(b)中可以看出, GaN(002)面半峰全宽随 Mo 的厚度增加先减小后增大, 4 个样品中 C 样品的 GaN 晶体质量最好为 0.51°。这说明, GaN 外延层的晶体质量与缓冲层的表面形貌及晶体质量密切相关, 与上文 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 表面形貌及晶体质量变化趋势相吻合。缓冲层表面微晶尺寸大, 表面不平整, 影响 GaN 的成岛, 使得 GaN 的晶体质量较差。GaN(002)面摇摆曲线半峰全宽主要受到穿透螺型位错影响, GaN(002)的穿透螺型位错密度计算公式如下<sup>[25]</sup>:

$$\rho_{\text{screw}} = \frac{\beta^2}{4.35b^2}, \quad (1)$$

其中,  $\rho_{\text{screw}}$  为位错密度,  $\beta$  为 GaN(002)摇摆曲线半峰全宽,  $b=0.5185 \text{ nm}$  为伯格矢量长度。4 个样品 GaN(002)面的穿透螺型位错密度如表 2 所示。

图 6(a)为 B~E 4 个样品的粉末 XRD 的  $2\theta-\omega$  联动扫描曲线, 全部样品测试曲线的 AlN(002)和 Mo(110)晶面衍射峰都较强, 表明不同 Mo 厚度的 4 个样品皆可实现 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 和 Mo 的高质量生长。图 6(b)为 B~E 4 个样品外延 GaN 后的粉末 XRD 的  $2\theta-\omega$  联动扫描曲线, 全部样品测试曲线的

表 2 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 和 GaN 的 (002) 面 XRD 测试的 FWHM 以及 GaN 的螺型穿透位错密度

Tab. 2 FWHM for (002) surface XRD tests of Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N and GaN and screw-type penetration dislocation density of GaN

Samples	Sc <sub>0.2</sub> Al <sub>0.8</sub> N(002) FWHM/(°)	GaN(002) FWHM/(°)	$\rho_{\text{screw}}/\text{cm}^{-2}$
B	1.58	0.63	$1.02 \times 10^{10}$
C	1.43	0.51	$6.87 \times 10^9$
D	1.53	0.69	$1.22 \times 10^{10}$
E	1.38	0.81	$1.72 \times 10^{10}$

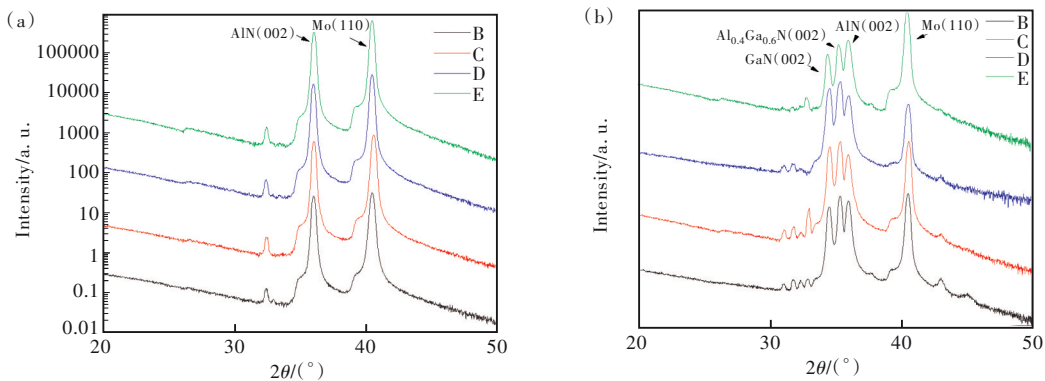


图 6 (a)不同 Mo 厚度的 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层的粉末 XRD 扫描曲线; (b)不同 Mo 厚度的 Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N 缓冲层上 GaN 的粉末 XRD 扫描曲线。

Fig.6 (a) XRD scanning curve of powder with Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N buffer layer with different Mo thicknesses. (b) XRD scanning curve of GaN powder on Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N buffer layer with different Mo thicknesses.

GaN(002)、AlN(002)和Mo(110)晶面衍射峰都较强,表明通过MOCVD高温外延生长GaN后,GaN的晶体质量较好,且高温生长并没有引起Mo的扩散,Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N、AlN和Mo的晶体质量不受影响,依然有较高的质量。

图7(a)为B~E样品的Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N拉曼测试曲线。图7(a)所示皆为Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N的E<sub>2</sub>(high)声子散射峰。4个样品的Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N E<sub>2</sub>(high)峰位分别位于624.5,629.0,625.1,620.1 cm<sup>-1</sup>。图7(b)为B~E样品的GaN拉曼测试曲线。图7(b)所示皆为GaN的E<sub>2</sub>(high)声子散射峰,虚线为无应力状态下GaN的E<sub>2</sub>(high)峰位,其值为567.6 cm<sup>-1</sup>。4个样品的GaN E<sub>2</sub>(high)峰位分别位于569.1,569.6,568.6,567.7 cm<sup>-1</sup>,相比于标准峰位,4个样品的GaN E<sub>2</sub>(high)峰位均发生蓝移,这表明4

个样品的GaN薄膜中均存在压应力。依据公式:

$$\Delta\omega = k\sigma, \quad (2)$$

计算4个样品的薄膜应力,其中 $\Delta\omega$ 为GaN的E<sub>2</sub>(high)拉曼峰位频移, $k$ 为GaN的拉曼应力因子(-4.2 cm<sup>-1</sup>/GPa), $\sigma$ 为薄膜双轴应力<sup>[26]</sup>。根据公式计算得到4个样品B~E的薄膜应力依次为366.19,483.09,249.28,15.71 MPa。可以看出,随Mo的厚度增加,GaN外延层所受压应力先增大后减小。这是因为,Mo的晶格常数为0.314 nm,而GaN的晶格常数为 $a = 0.3189$  nm、 $c = 0.5185$  nm,随着Mo厚度增大,应力积累增大,而GaN的晶格常数大于Mo,也受到压应力,因此C样品相较于B样品压应力变大;但随着Mo的厚度继续增厚,会超过临界厚度,薄膜出现裂纹,使得应力逐渐被释放,因此相较于C样品,D、E样品所受压应力依次减小<sup>[27]</sup>。

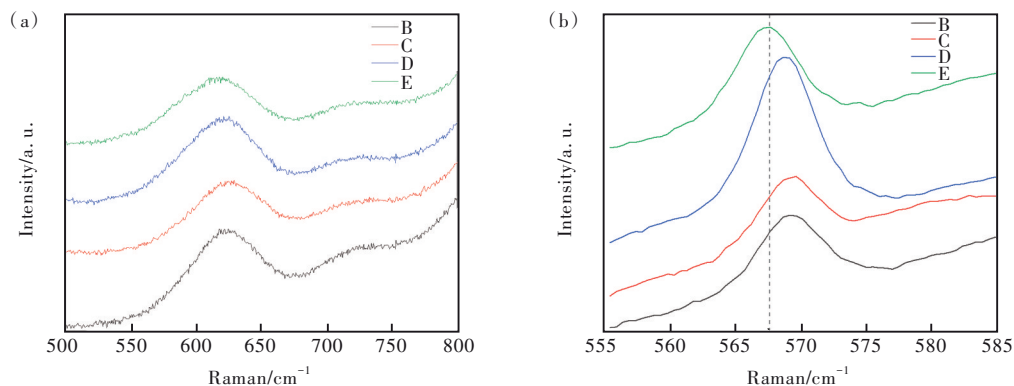


图7 (a)不同Mo厚度的Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N缓冲层的拉曼光谱;(b)不同Mo厚度的Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N缓冲层上GaN的拉曼光谱。

Fig.7 (a)Raman spectra of Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N buffer layers with different Mo thicknesses. (b)Raman spectra of GaN on Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N buffer layers with different Mo thicknesses.

## 4 结 论

为了改善在Si(100)上外延GaN的质量,我们引入了AlN/Mo/Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N复合结构。通过改变Mo的厚度对GaN的质量进行优化,随着Mo的厚度增加,GaN(002)面的FWHM先减小后增大,在Mo厚度为400 nm时,GaN(002)的FWHM最小为0.51°,表明该厚度的GaN晶体质量最优。研究表

明,AlN/Mo/Sc<sub>0.2</sub>Al<sub>0.8</sub>N复合结构降低了Si(100)衬底对GaN外延层的影响,大幅减少了晶格失配,为GaN外延层的生长提供了合适的六方结构基底。

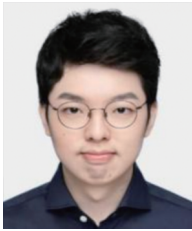
本文专家审稿意见及作者回复内容的下载地址:  
<http://cjl.lightpublishing.cn/thesisDetails#10.37188/CJL.20220406>.

## 参 考 文 献:

- [1] YIN S, LIN Y M, HAO R H, *et al.* Evaluation of reliability and lifetime of 650 V GaN-on-Si power devices fabricated on 200-mm CMOS-compatible process platform for high-density power converter application [C]. *Proceedings of the IEEE 34th International Symposium on Power Semiconductor Devices and ICs, Vancouver, 2022*: 93-96.
- [2] LU S C, ZHAO T Y, ZHANG Z C, *et al.* Low parasitic-inductance packaging of a 650 V/150 A half-bridge module using enhancement-mode gallium-nitride high electron mobility transistors [J]. *IEEE Trans. Ind. Electron.*, 2023, 70(1):

- 344-351.
- [ 3 ] KUMAR R, SARKAR A, ANAND S, *et al.* H-bridge derived topology for dynamic on-resistance evaluation in power GaN HEMTs [J]. *IEEE Trans. Ind. Electron.*, 2023, 70(2): 1532-1541.
- [ 4 ] YU S Y, ZHOU Q, SHI G, *et al.* A 400-V half bridge gate driver for normally-off GaN HEMTs with effective  $Dv/Dt$  control and high  $Dv/Dt$  immunity [J]. *IEEE Trans. Ind. Electron.*, 2023, 70(1): 741-751.
- [ 5 ] DAS R, LE H P. Gate driver circuits with discrete components for GaN-based multilevel multi-inductor hybrid converter [J]. *IEEE Trans. Ind. Electron.*, 2023, 70(2): 1105-1114.
- [ 6 ] ZHANG Y, XU W Z, XIE Y, *et al.* Analysis of dead-time energy loss in GaN-based TCM converters with an improved GaN HEMT model [J]. *IEEE Trans. Power Electron.*, 2023, 38(2): 1806-1818.
- [ 7 ] 许海龙, 陈孔杰, 陈培崎, 等. 无电学接触型氮化镓基 Micro-LED 器件光电性能 [J]. *发光学报*, 2022, 43(10): 1592-1600.
- XU H L, CHEN K J, CHEN P Q, *et al.* Photoelectric characteristics of non-electric contact GaN-based Micro-LED device [J]. *Chin. J. Lumin.*, 2022, 43(10): 1592-1600. (in Chinese)
- [ 8 ] 齐赵毅, 胡晓龙, 王洪. GaN 基薄膜 LED 倒装芯片表面结构设计及光萃取效率研究 [J]. *发光学报*, 2017, 38(3): 338-346.
- QI Z Y, HU X L, WANG H. Design of surface textures for high light extraction efficiency GaN-based flip-chip TFLEDs [J]. *Chin. J. Lumin.*, 2017, 38(3): 338-346. (in Chinese)
- [ 9 ] YUK K, BRANNER G R, CUI C. Future directions for GaN in 5G and satellite communications [C]. *Proceedings of the IEEE 60th International Midwest Symposium on Circuits and Systems, Boston*, 2017: 803-806.
- [ 10 ] NAKAJIMA S. GaN HEMTs for 5G base station applications [C]. *Proceedings of 2018 IEEE International Electron Devices Meeting, San Francisco*, 2018: 14. 2. 1-14. 2. 4.
- [ 11 ] ZHANG R C, ZHAO B J, HUANG K, *et al.* Silicon-on-insulator with hybrid orientations for heterogeneous integration of GaN on Si (100) substrate [J]. *AIP Adv.*, 2018, 8(5): 055323-1-10.
- [ 12 ] SARON K M A, IBRAHIM M, HASHIM M R, *et al.* Leakage current reduction in n-GaN/p-Si(100) heterojunction solar cells [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2021, 118(2): 023902-1-7.
- [ 13 ] CHROMIK Š, SOJKOVÁ M, VRETENÁR V, *et al.* Influence of GaN/AlGaIn/GaN(0001) and Si(100) substrates on structural properties of extremely thin MoS<sub>2</sub> films grown by pulsed laser deposition [J]. *Appl. Surf. Sci.*, 2017, 395: 232-236.
- [ 14 ] 李水明. 大尺寸硅衬底 GaN 基 HEMT 外延生长研究 [D]. 武汉: 华中科技大学, 2016.
- LI S M. *Epitaxial Growth of GaN-based HEMT on Large Diameter Silicon Substrates* [D]. Wuhan: Huazhong University of Science & Technology, 2016. (in Chinese)
- [ 15 ] FENG Y X, YANG X L, ZHANG Z H, *et al.* Epitaxy of single-crystalline GaN film on CMOS-compatible Si(100) substrate buffered by graphene [J]. *Adv. Funct. Mater.*, 2019, 29(42): 1905056-1-7.
- [ 16 ] BESSOLOV V, ZUBKOVA A, KONENKOVA E, *et al.* Semipolar GaN (10-11) epitaxial layer prepared on nano-patterned SiC/Si (100) template [J]. *Phys. Status Solidi (B)*, 2019, 256(2): 1800268-1-5.
- [ 17 ] GIANGU I, STAVRINIDIS G, STEFANESCU A, *et al.* Pressure sensors based on high frequency operating GaN FBARs [C]. *Proceedings of 2015 International Semiconductor Conference, Sinaia*, 2015: 99-102.
- [ 18 ] DARGIS R, CLARK A, ANSARI A, *et al.* Single-crystal multilayer nitride, metal, and oxide structures on engineered silicon for new-generation radio frequency filter applications [J]. *Phys. Status Solidi (A)*, 2020, 217(7): 1900813-1-8.
- [ 19 ] WOLFF N, FICHTNER S, HAAS B, *et al.* Atomic scale confirmation of ferroelectric polarization inversion in wurtzite-type AlScN [J]. *J. Appl. Phys.*, 2021, 129(3): 034103-1-9.
- [ 20 ] ZHANG S, FU W Y, HOLEC D, *et al.* Elastic constants and critical thicknesses of ScGaIn and ScAlIn [J]. *J. Appl. Phys.*, 2013, 114(24): 243516-1-6.
- [ 21 ] KUROSAWA M, KAWABATA N, SADOH T, *et al.* Enhanced interfacial-nucleation in Al-induced crystallization for (111) oriented Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> (0 ≤ x ≤ 1) films on insulating substrates [J]. *ECS J. Solid State Sci. Technol.*, 2012, 1(3): 144-147.
- [ 22 ] MURATA H, NAKAJIMA Y, SAITOH N, *et al.* High-electrical-conductivity multilayer graphene formed by layer exchange with controlled thickness and interlayer [J]. *Sci. Rep.*, 2019, 9(1): 4068-1-5.

- [ 23 ] TOKO K, NUMATA R, SAITOH N, *et al.* Selective formation of large-grained, (100)- or (111)-oriented Si on glass by Al-induced layer exchange [J]. *J. Appl. Phys.*, 2014, 115(9): 094301-1-4.
- [ 24 ] LI W M, YAN X, ABERLE A G, *et al.* Analysis of microstructure and surface morphology of sputter deposited molybdenum back contacts for CIGS solar cells [J]. *Procedia Eng.*, 2016, 139: 1-6.
- [ 25 ] LEE S R, WEST A M, ALLERMAN A A, *et al.* Effect of threading dislocations on the Bragg peakwidths of GaN, Al-GaN, and AlN heterolayers [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2005, 86(24): 241904-1-3.
- [ 26 ] KISIELOWSKI C, KRÜGER J, RUVIMOV S, *et al.* Strain-related phenomena in GaN thin films [J]. *Phys. Rev. B*, 1996, 54(24): 17745-17753.
- [ 27 ] 许振嘉. 半导体的检测与分析 [M]. 第2版. 北京: 科学出版社, 2007.  
XU Z J. *Semiconductor Detection and Analysis* [M]. 2nd ed. Beijing: Science Press, 2007. (in Chinese)



李嘉豪(1998-),男,北京人,硕士研究生,2020年于北京工业大学获得学士学位,主要从事半导体光电材料与器件的外延生长的研究。  
E-mail: 1483676540@qq.com



邓旭光(1987-),男,内蒙古呼和浩特人,硕士,高级工程师,2013年于北京工业大学获得硕士学位,主要从事GaN材料生长和HEMT器件制备的研究。  
E-mail: xgdeng2011@sinano.ac.cn