

# 蓝宝石衬底上原子级光滑 AlN 外延层的 MOCVD 生长

赵 红<sup>1,†</sup> 邹泽亚<sup>1,2</sup> 赵文伯<sup>1</sup> 刘 挺<sup>1</sup> 杨晓波<sup>1</sup> 廖秀英<sup>1</sup> 王 振<sup>1</sup> 周 勇<sup>1</sup> 刘万清<sup>1</sup>

(1 中国电子科技集团第四十四研究所, 重庆 400060)

(2 电子科技大学电子薄膜与集成器件国家重点实验室, 成都 610054)

**摘要:** 在蓝宝石衬底表面无氮化、低 V/III 比的情况下, 采用 1200°C 的衬底温度、5kPa 反应室气压, 用 MOCVD 方法在蓝宝石衬底上生长出了表面原子级光滑的 AlN 外延层. 原子力显微镜测试表明其平均粗糙度为 0.44nm, X 射线衍射(0002)回摆曲线 FWHM 为 166". 实验结果和分析表明, 极性和气相反应是影响 AlN 表面形貌的主要原因. 以原子级光滑的 AlN 为模板生长出了高质量的高 Al 组分的 n 型 AlGaIn, 证实了 AlN 模板具有较好的质量.

**关键词:** MOCVD; AlN; 极性; 原子级光滑

**PACC:** 6150C; 6855

**中图分类号:** TN304.055

**文献标识码:** A

**文章编号:** 0253-4177(2007)10-1568-06

## 1 引言

目前, 国内外以蓝宝石/GaN 为基底的氮化物外延生长技术已经非常成熟, 并且已经实现了 GaN 基蓝绿光电子器件(LED, LD)的商品化. 但在紫外(特别是深紫外)GaN 基光电子器件的研发过程中遇到了极大的困难, 这主要体现为高质量、高 Al 组分 AlGaIn 外延层的生长和掺杂问题. 本文在此不讨论掺杂问题.

在 GaN 模板上生长高 Al 组分 AlGaIn 外延层的问题是大量裂纹的产生, 这是因为 AlGaIn 和 GaN 由于晶格失配形成的张应变所致. Amano 等人<sup>[1]</sup>采用低温中间层(interlayer)的方法, 在 GaN 模板上用 MOCVD 法生长出了厚而无裂纹的高 Al 组分 AlGaIn 外延层, 基本解决了 GaN 模板上 AlGaIn 外延层的裂纹问题. 但是, GaN 模板对深紫外光电子器件是有害的, 因为从发光器件的角度来说, GaN 材料对紫外光的强烈吸收导致低发光效率; 从探测器的角度来说, 特别是背照射的日盲型紫外探测器, 根本就无法采用蓝宝石/GaN 模板来生长, 因为几乎所有的入射光都会被 GaN 层吸收而无法进入有源区产生光电流.

于是, 屏弃 GaN 模板, 直接在对深紫外光有良好透过特性的蓝宝石衬底上生长高 Al 组分 AlGaIn 外延层, 是实现深紫外光电子器件的一条可能的技术路线. 采用低温 GaN<sup>[2,3]</sup>, AlGaIn<sup>[4,5]</sup>, AlN<sup>[3,6,7]</sup> 成

核层, 可以在蓝宝石衬底上生长出晶体质量较好的 AlGaIn 外延层, 但要生长出表面形貌很好的高 Al 组分 AlGaIn 外延层却是非常困难的事情. 作者曾经采用低温 AlN 成核层, 用 MOCVD 法直接在蓝宝石衬底上生长出了厚度大于 1 $\mu$ m, 组分大于 0.6, 表面光亮的 AlGaIn 外延层, 但是晶体质量较差.

生长高 Al 组分 AlGaIn 外延层, 最理想的衬底应是 AlN. AlN 晶体对波长大于 200nm 的紫外光都是透明的, 并且与氮化物系列材料可以形成较好的晶格匹配, AlN 还具有较好的热导性(热导率 3W/cm $\cdot$ K), 有利于提高器件的大功率性能. 除此之外, 由于在所有已知的声表面波材料中具有最大的声速(6200m/s)、较高的压电耦合系数, AlN 还是一种理想的射频声表面波材料<sup>[8]</sup>. 但是, 目前国内外 AlN 单晶衬底的制备技术还不成熟, 价格昂贵, 而且供货困难(特别是大尺寸衬底). 蓝宝石衬底技术成熟, 价格便宜, 从深紫外到可见光都有很高的透过率. 在蓝宝石衬底上生长高质量的 AlN 外延层模板作为 AlN 衬底的替代, 是一种现实而经济实用的方案, 在紫外光电子领域(LED 和 PD)有重要的应用价值. Soukhoveev 等人<sup>[9]</sup>报道了采用 HVPE(氢化物气相外延)的方法成功地在蓝宝石衬底上生长了高质量的 AlN 模板, 但这种模板尚未商品化, 价格也不得而知. 而且, 由于 GaN 基光电子器件主要是采用 MOCVD 方法生长, 采用 MOCVD 方法生长 AlN 外延层模板, 可以以原位生长的方式制备后续的器件外延结构, 简化工艺流程. 所以有必要研究用 MOCVD

† 通信作者. Email: zhhectc@163.com

2007-04-04 收到, 2007-05-24 定稿

方法在蓝宝石衬底上生长 AlN 模板的技术。

和 GaN 一样, AlN 与蓝宝石衬底之间存在着很大的晶格失配和热失配. 采用低温 GaN 或 AlN 缓冲层<sup>[10,11]</sup>, 可以很容易地在蓝宝石衬底上用 MOCVD 技术生长出表面光滑如镜面的 GaN 外延层, 但采用同样的方法却很难生长表面光滑的 AlN 外延层. 这可能是由于 Al 在衬底表面的附着力很强、横向迁移率低, 在蓝宝石上生长的 AlN 外延层往往表面形貌不好. Ohba 等人<sup>[12]</sup>采用 1200℃ 下的低 V/III 比缓冲层和 1250℃ 的高温层的两步法, 生长出了原子级光滑 AlN 外延层. Uehara 等人<sup>[8]</sup>在没有缓冲层的情况下, 通过调整反应室气体压力和流量控制气体流速, 在较大的气体流速下生长出了原子级光滑表面的 AlN 外延层. Yan 等人<sup>[13]</sup>采用在生长初始阶段间歇供氨气的方式 (initially alternating supply of ammonia, IASA), 用 MOCVD 生长出了原子级光滑表面的 AlN 外延层.

采用提高生长温度的办法, 可以提高 Al 在衬底表面的横向迁移率, 但这将会带来严重的残余应力问题, 同时温度的提高也会受到生长设备的限制. 采用 MEMOCVD (migration enhanced MOCVD) 技术<sup>[14]</sup>, 可以在不提高生长温度的情况下, 提高 Al 原子在表面的迁移率, 从而可以生长出高质量的 AlN 外延层<sup>[15]</sup>. 除了 Al 原子在衬底表面的横向迁移率低的原因外, 影响 AlN 外延层表面形貌的另一个原因是极性. 由于不同极性面上 AlN 的生长速度不一样, 具有混合极性晶畴的 AlN 外延层具有粗糙的表面, 而在蓝宝石衬底上控制混合极性 AlN 晶畴的有效方法是避免蓝宝石表面的氮化<sup>[16]</sup>.

本文主要通过避免蓝宝石表面氮化等生长条件的控制, 在 1200℃ 的温度、5kPa 反应室气压下用 MOCVD 技术在蓝宝石衬底上生长出了表面原子级光滑的 AlN 外延层.

## 2 实验

外延生长实验所用的 Aix200RF 型 MOCVD 是一种水平式、单片 50mm 金属有机物气相沉积设备. 其反应室为石英材料, 采用射频加热, 循环水冷却, 反应室中的石墨件专门镀了一层 SiC 薄膜以防止其表面在高温 (大于 1000℃) 的生长环境下被破坏. 我们所用的 MOCVD 设备配备了 Filmetrics30 型外延片表面反射谱原位监测仪, 采用白炽光作为光源, 利用一条多芯光缆传输输入射光和反射光. 借助 Filmetrics30 可以对生长速度和外延片表面状况 (如粗糙度) 进行原位检测和监控. 外延生长实验所用的 N 源是氨气 (蓝氨级别, 纯度 99.9999%), Ga 源是三甲基镓 (TMGa, 纯度级别加合物), Al 源是

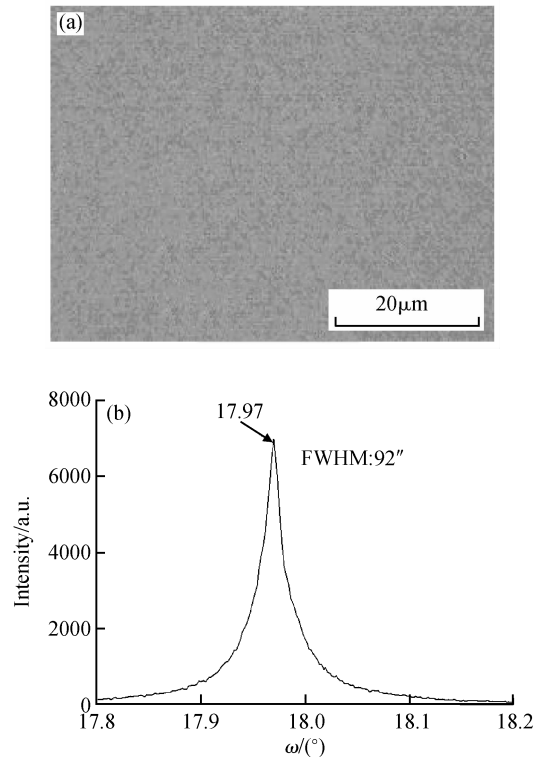


图 1 在高 V/III 比、蓝宝石衬底表面氮化的情况下 (样品 1) 生长的 AlN 外延层的表面形貌图 (a) 和 X 射线衍射 (0002) 峰回摆曲线 (b)

Fig.1 AlN epilayer with high V/III ratio and nitration (a) Surface morphology; (b) Double crystal X-ray rocking curve for (0002) plane

三甲基铝 (TMAI, 纯度级别低氧). 实验采用的衬底是洁净包装、无需清洗的 (0001) 偏 A0.1°~0.3° 晶向的蓝宝石衬底, 表面粗糙度小于 0.1nm, X 射线衍射回摆曲线半峰宽 (FWHM) 为 16''.

在所有外延生长实验中, 反应室压力固定为 5kPa, 生长温度固定为 1200℃, 氨气的流量在 500~2000sccm 之间调整, TMAI 的流量固定为 34.9 μmol/min, 蓝宝石衬底表面氮化时间为 0~5min. 生长速度在 0.48~0.9 μm/h 之间, AlN 外延层的厚度在 0.48~0.9 μm 之间.

用高分辨 X 射线衍射仪、光学金相显微镜、原子力显微镜对生长的样品进行了表征. 为了验证所生长的 AlN 模板的质量, 采用表面形貌好的 AlN 模板进行高 Al 组分 n 型 AlGaIn 外延层的生长, 并用 Hall 测试仪进行电学特性表征.

## 3 结果与讨论

我们通过调整蓝宝石表面的氮化时间和 V/III 比, 进行了一系列的实验. 图 1~3 给出了几种典型情况下 AlN 外延层的生长结果. 图 1(a) 和 (b) 分别

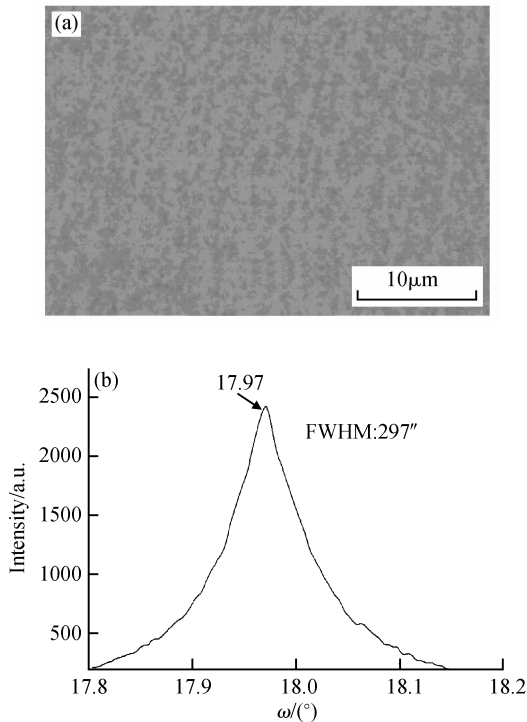


图 2 在高  $V/III$  比、蓝宝石衬底表面无氮化的情况下(样品 2)生长的 AlN 外延层的表面形貌图(a)和 X 射线衍射(0002)峰回摆曲线(b)

Fig.2 AlN epilayer with high  $V/III$  ratio and unnitridation (a)Surface morphology; (b)Double crystal X-ray rocking curve for (0002) plane

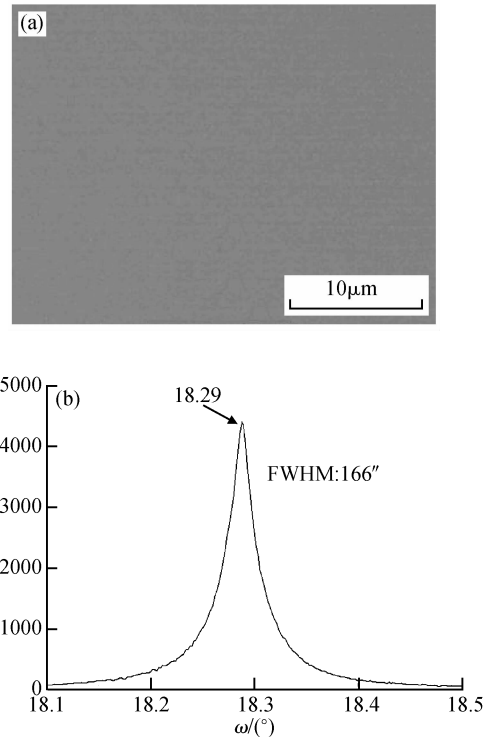


图 3 在低  $V/III$  比、蓝宝石衬底表面无氮化的情况下(样品 3)生长的 AlN 外延层的表面形貌图(a)和 X 射线衍射(0002)峰回摆曲线(b)

Fig.3 AlN epilayer with low  $V/III$  ratio and unnitridation (a)Surface morphology; (b)Double crystal X-ray rocking curve for (0002) plane

是在高  $V/III$  比、蓝宝石衬底表面氮化的情况下,生长的 AlN 外延层的光学显微图和 X 射线衍射(0002)峰回摆曲线(样品 1). 图 2(a)和(b)分别是在高  $V/III$  比、蓝宝石衬底表面无氮化的情况下,生长的 AlN 外延层的光学显微图和 X 射线衍射(0002)峰回摆曲线(样品 2). 图 3(a)和(b)分别是在低  $V/III$  比、蓝宝石衬底表面无氮化的情况下,生长的 AlN 外延层的光学显微图和 X 射线衍射(0002)峰回摆曲线(样品 3). 对所有的光学显微图,放大倍数均为 1000 倍. 具有最好的 X 射线衍射(0002)峰回摆曲线 FWHM 的样品是在高  $V/III$  比、蓝宝石衬底表面氮化的情况下生长得到的. 表面形貌最好的样品是在低  $V/III$  比、蓝宝石衬底表面无氮化的情况下生长得到的,其显微图几乎没有任何衬度特征. 我们对样品 3 进行了 10000 倍的扫描电镜观察,也未能观察到形貌特征. 图 4 是样品 3 在生长时原位记录的反射率随时间的振荡曲线,平整的振荡幅度也证实了样品良好的表面形貌. 图 5 显示了不同尺寸下样品 3 的原子力显微图,其平均粗糙度  $R_a$  为 0.44nm,表明样品 3 具有原子级光滑的表面. 也就是说,我们在低  $V/III$  比、生长开始前蓝宝石衬底表

面无氮化的情况下,生长出了表面原子级光滑的 AlN 外延层.

由于 Al 极性的 AlN 表面比 N 极性的 AlN 表面化学活性弱,因此可以用化学腐蚀实验来确定 AlN 的极性<sup>[14]</sup>. 我们采用 200℃ 的  $H_3PO_4$  对样品 1 与样品 3 进行 30min 腐蚀. 腐蚀前后的表面形貌 SEM 照片如图 6,图 7 所示.

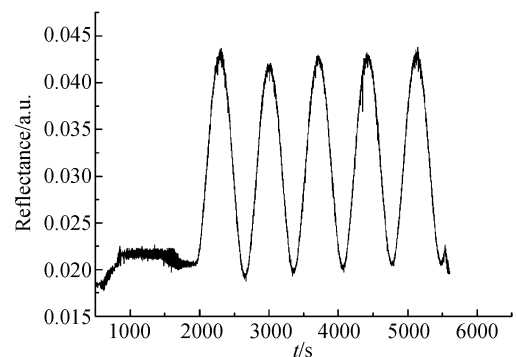


图 4 样品 3 在生长时原位记录的反射率随时间的振荡曲线  
Fig.4 In-situ reflectance measurement of the growth process of sample 3

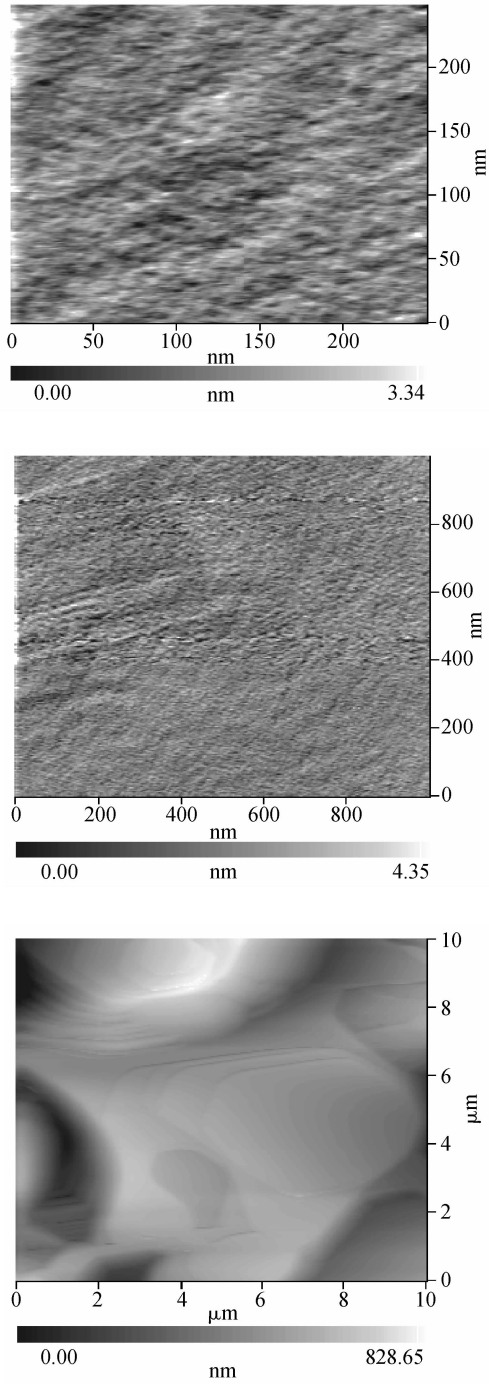


图 5 样品 3 的原子力显微镜图  
Fig.5 AFM images of sample 3

由图 6,图 7 对比可知,样品 3 腐蚀前后表面形貌没有明显变化,而样品 1 表面明显出现条纹.以上腐蚀实验可以直接证明样品 3 主要以 Al 极性为主,样品 1 为 N 极性面 AlN.

根据文献报道和我们的实验结果,可以得出结论:要在蓝宝石衬底上生长出表面光滑的 AlN 外延层,关键之一是要避免蓝宝石衬底表面的氮化.蓝宝石衬底被氮化后生长的 AlN 外延层具有 N 极性和

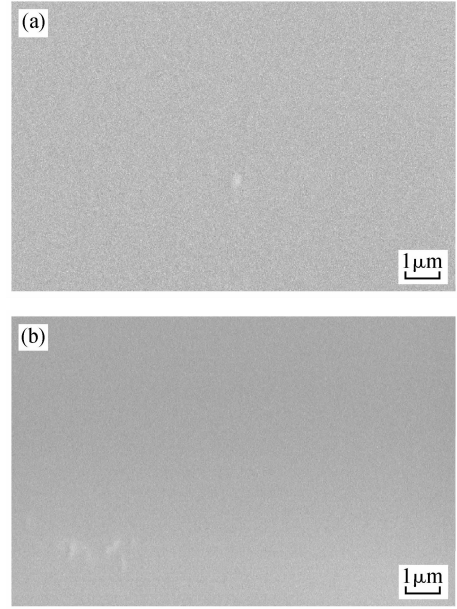


图 6 样品 3 表面形貌的 SEM 图 (a)腐蚀 0min;(b)腐蚀 30min

Fig.6 SEM images of sample 3 (a)Etch 0min;(b) Etch 30min

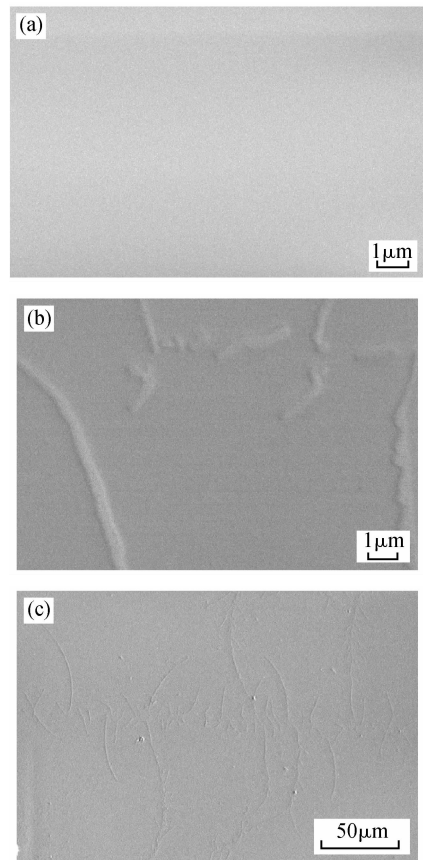


图 7 样品 1 表面形貌 SEM 图 (a)腐蚀 0 min;(b),(c)腐蚀 30min

Fig.7 SEM images of sample 1 (a)Etch 0min;(b), (c)Etch 30min

Al 极性两种晶畴,以哪种晶畴为主取决于氮化的时间<sup>[16]</sup>.当氮化时间较长,AlN 外延层将以 N 极性为主,在这种情况下,Al 极性晶畴的生长速度要快于 N 极性,我们认为这是在蓝宝石衬底上生长的 AlN 外延层表面粗糙的主要原因.此外,Al 极性的 AlN 表面比 N 极性的 AlN 表面化学活性弱,Al 在其上面的迁移势垒更低.因此,在蓝宝石衬底无氮化的情况下,才能生长出以 Al 极性为主的 AlN 外延层,才可能生长出表面光滑的 AlN 外延层.所以,要在蓝宝石衬底上生长表面光滑的 AlN 外延层,对生长初始阶段生长条件的控制是至关重要的.在生长原子级光滑表面的 AlN 外延层时,我们除了避免有意氮化蓝宝石衬底表面(生长开始前蓝宝石衬底表面无氮化),还采用了低 V/Ⅲ比,从而有效避免了生长初始阶段(蓝宝石未被 AlN 完全覆盖)时氨气对衬底的氮化作用.两步法<sup>[12]</sup>和初期间歇供氨法(IA-SA)<sup>[13]</sup>的实质就是在生长的初始阶段避免对蓝宝石衬底的氮化作用,维持了单极性 AlN 的生长,从而生长出了表面光滑的 AlN 外延层.除了生长极性影响 AlN 表面形貌以外,Al 原子前驱物 TMAI 与氨气的气相反应可能也是影响 AlN 表面形貌的因素.TMAI 与氨气的气相反应导致 AlN 气相成核形成 AlN 尘粒<sup>[17]</sup>,虽然大部分 AlN 尘粒被载气带走,但仍有可能有一部分 AlN 尘粒沉积到生长衬底表面,从而对表面形貌造成影响.文献<sup>[8]</sup>报导的对气体流速的控制来生长表面光滑的 AlN,其实质可能就是避免了气相反应对表面形貌的影响.我们在生长 AlN 外延层时采用低 V/Ⅲ比和低气压,客观上减小了气相反应发生的几率,有利于获得光滑的形貌.除此之外,采用低 V/Ⅲ比可以提高 Al 在衬底表面的迁移率,也有利于光滑 AlN 外延层的生长<sup>[18]</sup>.尽管如此,我们还是认为生长表面光滑的 AlN 外延层的关键是要避免蓝宝石衬底的氮化,这与在生长 GaN 外延层时的情况恰恰相反.在表面氮化的蓝宝石上采用传统的高低温两步法工艺生长 GaN 外延层,不仅可以降低位错密度,还可以改善表面形貌<sup>[19]</sup>.我们认为造成这种差别的根本原因就是,Al 原子在衬底表面的附着力要远远大于 Ga 原子,从而导致 GaN 和 AlN 不同的生长机理.对于在生长的初期具有混合晶畴的 GaN, Ga 极性晶畴的生长速度要大于 N 极性的晶畴,随着生长的进行,表面应越来越粗糙.由于 Ga 原子在衬底表面迁移率较高,使得横向生长作用很强,横向生长的 Ga 极性晶畴的尺寸会越来越大并最终覆盖 N 极性晶畴形成单极性(Ga)表面,从而使生长从三维岛状模式向准二维生长模式转变,最后形成光滑的表面.而对于 AlN 的生长来说,由于 Al 原子在衬底表面的附着力很强,横向生长受到限制,混合极性的表面无法通

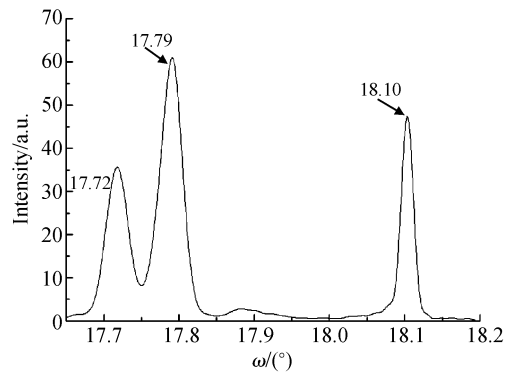


图 8 n 型 AlGaN 外延层 X 射线衍射(0002) $\omega$ - $2\theta$  三轴扫描曲线  
Fig. 8 Triple-axis X-ray diffraction  $\omega$ - $2\theta$  curve of the (0002) reflection for the n-AlGaN epilayer

过横向生长获得单一极性(Al)的表面,从而难以获得光滑的表面.

为了验证在蓝宝石衬底上所生长的 AlN 模板的质量,我们在 AlN 模板上生长了掺 Si 的 n 型 AlGaN 外延层.先在 AlN 模板上生长了一层低掺杂 Si 的 AlGaN 层,以此作为重掺杂 AlGaN 层的过渡.从 X 射线衍射曲线( $\omega$ - $2\theta$ , 三轴)图 8,可以得出两层 n 型 AlGaN 的峰位分别为 17.72, 17.79, 它们的 Al 组分分别为 50%, 60%.根据 Hall 测试结果,载流子浓度为  $6.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ,迁移率为  $48.5 \text{ cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$ ,与文献<sup>[20]</sup>报道的高质量 n 型 AlGaN 外延层具有可比性,说明 n 型 AlGaN 外延层具有较高的晶体质量和电气性能,这就间接说明了我们在蓝宝石衬底上生长的 AlN 模板具有较高的质量.

## 4 结论

通过对 V/Ⅲ比和蓝宝石衬底氮化时间的控制,在  $1200^\circ\text{C}$  的温度下,用 MOCVD 设备在蓝宝石衬底上生长出了表面原子级光滑的 AlN 外延层.通过原子力显微镜证实平均粗糙度为  $0.44 \text{ nm}$ .避免了生长前蓝宝石衬底的有意氮化,采用低 V/Ⅲ避免生长初期阶段对蓝宝石衬底的无意氮化,避免混合极性表面的产生,是获得原子级光滑 AlN 表面的关键.通过 SEM 观察热磷酸腐蚀后样品的表面形貌变化,直接证明了我们所生长出的样品具有 Al 极性.TMAI 和氨气的气相反应成核是影响 AlN 表面形貌的另一个可能的原因.我们采用低 V/Ⅲ比和低反应室气压,客观上有效抑制了气相反应的发生,有利于获得光滑的 AlN 表面.此外,采用低 V/Ⅲ比可以提高 Al 在衬底表面的横向迁移率,也有利于获得光滑的 AlN 外延层.通过 n 型 AlGaN 外延生长实验证实,我们生长出了适合于高 Al 组分 AlGaN 外延材料生长的蓝宝石/AlN 模板.

**致谢** 本文样品的原子力显微镜的测试工作得到重庆大学数理学院物理系方亮博士的大力支持,在此表示感谢。

### 参考文献

- [1] Amano H, Iwaya M, Hayashi N, et al. Control of dislocations and stress in AlGa<sub>N</sub> on sapphire using a low temperature interlayer. *Phys Status Solidi B*, 1999, 216:683
- [2] Omnes F, Marengo N, Beaumont B, et al. Metalorganic vapor-phase epitaxy-grown AlGa<sub>N</sub> materials for visible-blind ultraviolet photodetector applications. *J Appl Phys*, 1999, 86:5286
- [3] Lee S R, Wright A F, Crawford M H, et al. The band-gap bowing of Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N alloys. *Appl Phys Lett*, 1999, 74:3344
- [4] Wickenden D K, Bargeron C B, Bryden W A, et al. High quality self-nucleated Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N layers on (0001) sapphire by low-pressure metal organic chemical vapor deposition. *Appl Phys Lett*, 1994, 65:2024
- [5] Krost A, Blaessing J, Schulze F, et al. Nearly strain-free AlGa<sub>N</sub> on (0001) sapphire X-ray measurements and a new crystallographic growth model. *J Cryst Growth*, 2000, 221:251
- [6] Zhang J P, Wang H M, Gaevski M E, et al. Crack-free thick AlGa<sub>N</sub> grown on sapphire using AlN-AlGa<sub>N</sub> superlattices for strain management. *Appl Phys Lett*, 2002, 80:3542
- [7] <http://www.darpa.mil/mto/suvos/workshop.html>
- [8] Uehara K, Aota Y, Kameda S, et al. Growth of atomically flat-surface aluminum nitride epitaxial film by metal organic chemical vapor deposition. *Jpn J Appl Phys*, 2005, 44(5A):2987
- [9] Soukhoveev V, Kovalenkov O, Ivantsov V, et al. Recent results on AlN growth by HVPE and fabrication of free standing AlN wafers. *Phys Status Solidi C*, 2006, 3:1653
- [10] Amano H, Sawaki N, Akasaki I, et al. Metal organic vapor phase epitaxial growth of a high quality GaN film using an AlN buffer layer. *Appl Phys Lett*, 1986, 48:353
- [11] Nakamura S. GaN growth using GaN buffer layer. *Jpn J Appl Phys*, 1991, 30:L1705
- [12] Ohba Y, Sato R. Growth of AlN on sapphire substrates by using a thin AlN buffer layer grown two-dimensionally at a very low V-III ratio. *J Cryst Growth*, 2000, 221:258
- [13] Yan F, Tsukihara M, Nakamura A, et al. Surface smoothing mechanism of AlN film by initially alternating supply of ammonia. *Jpn J Appl Phys*, 2004, 43(8B):L1057
- [14] Zhang J P, Wang H M, Sun W H, et al. High-quality AlGa<sub>N</sub> layers over pulsed atomic-layer epitaxially grown AlN templates for deep ultraviolet light-emitting diodes. *J Electron Mater*, 2003, 32:364
- [15] Sun W H, Yang J W, Zhang J P, et al. n-Al<sub>0.75</sub>Ga<sub>0.25</sub>N epilayers for 250nm emission ultraviolet light emitting diodes. *Phys Status Solidi C*, 2005, 2:2083
- [16] Paduano Q S, Weyburne D W, Jasinski J, et al. Effect of initial process conditions on the structural properties of AlN films. *J Cryst Growth*, 2004, 261:259
- [17] Mihopoulos T G, Gupta V, Jensen K F. A reaction-transport model for AlGa<sub>N</sub> MOVPE growth. *J Cryst Growth*, 1998, 195:733
- [18] Yu H B, Strupinski W, Butun S, et al. Mg-doped AlGa<sub>N</sub> grown on an AlN-sapphire template by metal organic chemical vapour deposition. *Phys Status Solidi A*, 2006, 203(5):868
- [19] Jasinski J. Classic and novel methods of dislocation reduction in heteroepitaxial nitride layers. *Phys Status Solidi C*, 2005, 2(3):994
- [20] Nakarmi M L, Kim K H, Zhu K, et al. Transport properties of highly conductive n-type Al-rich Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N. *Appl Phys Lett*, 2004, 85:3769

## Epitaxial Growth of Atomically Flat AlN Layers on Sapphire Substrate by Metal Organic Chemical Vapor Deposition

Zhao Hong<sup>1,†</sup>, Zou Zeya<sup>1,2</sup>, Zhao Wenbai<sup>1</sup>, Liu Ting<sup>1</sup>, Yang Xiaobo<sup>1</sup>, Liao Xiuying<sup>1</sup>, Wang Zhen<sup>1</sup>, Zhou Yong<sup>1</sup>, and Liu Wanqing<sup>1</sup>

(1 *Chongqing Opto-Electronics Research Institute, Chongqing 400060, China*)

(2 *State Key Laboratory of Electronic Thin Films and Integrated Devices, University of Electronic Science and Technology of China, Chengdu 610054, China*)

**Abstract:** AlN layers were grown on sapphire substrate by metal organic chemical vapor deposition (MOCVD) at 1200°C, 5kPa. Atomically flat epilayers were obtained at a low V/III flow ratio without nitridation on the substrate. Atomic force microscopy (AFM) reveals a roughness of around 0.44nm for the atomically flat layers with an FWHM of (0002) X-ray diffraction rocking curve around 166". Analysis of the growth results demonstrates that the polarity of the AlN layer and vapor phase reaction between NH<sub>3</sub> and the Al-precursor are the primary factors affecting the AlN surface morphology. High quality n-doped AlGa<sub>N</sub> layers with high Al content were obtained using the as-grown atomically flat AlN layers, implying the good quality of the layers as epitaxial template.

**Key words:** MOCVD; AlN; polarity; atomically flat

**PACC:** 6150C; 6855

**Article ID:** 0253-4177(2007)10-1568-06

† Corresponding author. Email: zhhecet@163.com

Received 4 April 2007, revised manuscript received 24 May 2007