文章编号：1000-7032(2021)12-1914-07

复合成核层对 InGaN 基黄光 LED 内量子效率的影响

宫丽艳，唐　斌，胡红坡，赵晓宇，周圣军*
（武汉大学 动力与机械学院，湖北 武汉　430072）

摘要：开发了一种由溅射 AlN 层和中温 GaN 层组成的复合成核层来提高黄光 LED 的内量子效率。系统地研究了在溅射 AlN 成核层和复合成核层上生长的 InGaN 基黄光 LED 的晶体质量和光学性能，揭示了复合成核层对黄光 LED 内量子效率的影响机制。分别采用透射电子显微镜、X 射线衍射、拉曼光谱、变温光致发光谱和电致发光谱对黄光 LED 进行表征分析。结果发现，复合成核层能够诱导产生堆垛层错，可以有效降低外延层中的位错密度和残余应力。在溅射 AlN 成核层和复合成核层上生长的黄光 LED 外延层中的位错密度分别为 5.04×10^{8} cm^{-2} 和 3.98×10^{8} cm^{-2}，压应力分别为 482.71 MPa 和 266.38 MPa。通过变温光致发光谱计算得到在溅射 AlN 成核层和复合成核层上生长的黄光 LED 的内量子效率（室温 295 K）分别为 12.5% 和 29.8%。

关　键　词：黄光发光二极管；成核层；内量子效率；堆垛层错；压电极化
中图分类号：TN312.8　　**文献标识码：**A　　**DOI：**10.37188/CJL.20210286

Effect of Hybrid Nucleation Layer on Internal Quantum Efficiency of InGaN-based Yellow LEDs

GONG Li-yan, TANG Bin, HU Hong-po, ZHAO Xiao-yu, ZHOU Sheng-jun*
(*School of Power and Mechanical Engineering*, *Wuhan University*, *Wuhan* 430072, *China*)
* *Corresponding Author*, *E-mail*: *zhousj@ whu. edu. cn*

Abstract: A hybrid nucleation layer consisting of sputtered AlN component and mid-temperature GaN component was developed to improve the internal quantum efficiency of yellow LED. Transmission electron microscopy, X-ray diffraction, and Raman spectra were used to characterize the crystal quality of InGaN-based yellow LEDs. The optical properties of InGaN-based yellow LEDs were investigated by temperature-dependent photoluminescence spectra and electroluminescence spectra. It is found that stacking faults are formed using the hybrid nucleation layer, which can effectively reduce the dislocation density and residual stress in the epitaxial layer. The dislocation density of yellow LED epitaxial layer grown on the sputtered AlN nucleation layer and hybrid nucleation layer is 5.04×10^{8} cm^{-2} and 3.98×10^{8} cm^{-2}. The in-plane compressive stress of yellow LED grown on the sputtered AlN nucleation layer and hybrid nucleation layer is 482.71 MPa and 266.38 MPa. By replacing the conventional sputtered AlN nucleation layer with hybrid nucleation layer, the internal quantum efficiency of yellow LEDs is increased from 12.5% to 29.8% at room temperature of 295 K.

Key words: yellow light-emitting diodes; nucleation layers; internal quantum efficiency; stacking faults; piezoelectric polarization

收稿日期：2021-08-27；**修订日期：**2021-09-09
基金项目：国家自然科学基金(52075394,51775387,51675386)；国家“万人计划”青年拔尖人才支持计划资助项目
Supported by National Natural Science Foundation of China(52075394,51775387,51675386); National Youth Talent Support Program

1 引　言

Ⅲ族氮化物材料带隙覆盖了近紫外到近红外的宽光谱范围，在固态照明领域具有广泛的应用前景[1-5]。目前，InGaN 基发光二极管（Light-emitting diodes，LEDs）在蓝光波段的外量子效率（External quantum efficiency，EQE）已经超过 80%[6]。蓝光 LED 激发荧光粉的白光 LED 的发光效率已经超过 200 lm/W，但无法同时提高显色指数和发光效率[7]。多基色混合的白光 LED 能够同时获得高发光效率和高显色指数。InGaN 基蓝光 LED 具有很高的效率，但是 InGaN 基长波段 LED（绿光至红光）的外量子效率很低[8]。虽然 AlGaInP 基 LED 在红光波段具有很高的外量子效率，但是随着波长的减小，AlGaInP 材料的电子跃迁方式由直接带隙跃迁转为间接带隙跃迁，AlGaInP基 LED 在绿光至黄光波段的外量子效率也存在显著降低的现象[9]。因此，InGaN 基 LED 和 AlGaInP 基 LED 在绿光至黄光波段的效率均较低，这被称为“绿光鸿沟（Green gap）”现象[10-11]。

制约 InGaN 基黄光 LED 内量子效率（Internal quantum efficiency，IQE）进一步提升的因素主要有：（1）异质衬底与 GaN 之间的晶格常数和热膨胀系数差异较大，致使外延层中产生大量位错和残余应力，进一步降低了辐射复合效率；（2）InGaN 和 GaN 之间存在晶格失配，导致晶体质量下降[12]；（3）高 In 组分的 InGaN 量子阱层需要低温生长，导致量子阱中存在较高的位错密度和点缺陷密度[10]；（4）InGaN/GaN 多量子阱内的压电极化和自发极化引起的量子限制斯塔克效应（Quantum-confined Stark effect，QCSE）导致电子和空穴的波函数重叠积分减少，从而降低了辐射复合效率[13-18]。在蓝宝石衬底与 GaN 外延层之间生长低温 GaN 成核层、低温 AlN 成核层和溅射 AlN 成核层等可以缓解衬底与 GaN 之间的晶格失配和热失配[19-20]，降低外延层残余应力和位错密度，有效提高 LED 的内量子效率[21-23]。溅射 AlN 成核层可以缩短外延生长时间，提高生产效率。然而，AlN 与 GaN 之间固有晶格常数的差异制约了 GaN 晶体质量的进一步提高[24-25]。

本文开发了一种由溅射 AlN 层和中温 GaN 层组成的复合成核层，在复合成核层/GaN 界面处诱发形成堆垛层错，有效弛豫了 GaN/蓝宝石界面的失配应力并阻止位错沿[0001]晶向攀爬。采用透射电子显微镜（Transmission electron microscopy，TEM）、X 射线衍射（X-ray diffraction，XRD）、拉曼光谱、变温光致发光（Photoluminescence，PL）和电致发光（Electroluminescence，EL）测试分析黄光 LED 外延层的晶体质量和光学性能。研究结果表明，在复合成核层上生长的 InGaN 基黄光 LED 比在溅射 AlN 成核层上生长的 InGaN 基黄光 LED 具有更低的位错密度和压应力，并且具有更高的晶体质量和内量子效率。

2 实　验

采用德国 AIXTRON Crius Ⅱ金属有机化学气相沉积（Metal organic chemical vapor deposition，MOCVD）设备在 6 英寸 *c* 面平片蓝宝石衬底上生长 InGaN 基 LED 外延结构。采用三甲基镓（TMGa）、三甲基铟（TMIn）、三甲基铝（TMAl）和氨气（NH_3）分别作为 LED 外延生长过程中的 Ga 源、In 源、Al 源和 N 源，氢气（H_2）和氮气（N_2）作为载气，二茂镁（Cp_2Mg）、硅烷（SiH_4）分别作为 p-GaN 掺杂和 n-GaN 掺杂的 Mg 源和 Si 源。为了研究复合成核层对黄光 LED 发光性能的影响，我们生长了两组样品进行对比：具有溅射 AlN 成核层的 LED 样品 A，具有复合成核层的 LED 样品 B。溅射 AlN 成核层的制备：采用 NMC iTops A330 AlN 溅射系统在蓝宝石衬底上沉积 10 nm 厚的溅射 AlN 层，反应溅射过程中使用 99.999% 的纯铝作为溅射靶，生长温度为 650 ℃。复合成核层的制备：采用 MOCVD 在 10 nm 厚的溅射 AlN 层上外延生长约 5 nm 厚的中温 GaN 层，生长温度为 850 ℃。

分别在溅射 AlN 成核层/蓝宝石衬底和复合成核层/蓝宝石衬底上生长 InGaN/GaN LED 外延结构：在 1 100 ℃下生长 2.5 μm 的未掺杂 u-GaN 层；在 1 080 ℃下生长 1.5 μm 的重掺杂 n^+-GaN 层，其中 Si 的掺杂浓度为 2×10^{19} cm^{-3}；在 850 ℃下生长 6 个周期的 $In_{0.02}Ga_{0.98}N$（4 nm）/GaN（4 nm）超晶格应力释放层；然后在 730 ℃下生长 9 个周期的 $In_{0.35}Ga_{0.65}N$（3.5 nm）/GaN（12.5 nm）多量子阱；接着在相同温度下生长 25 nm 的低温 p-GaN 层，其中 Mg 的掺杂浓度为 1.8×10^{20} cm^{-3}；在 960 ℃下生长 7 个周期的 p-AlGaN（4 nm）/GaN（4 nm）超晶格电子阻挡层，其中 Mg 的掺杂浓度为 2×10^{19}

cm^{-3};接着在相同温度下生长 200 nm 的 p-GaN 层,其中 Mg 的掺杂浓度为 1×10^{20} cm^{-3};然后在 885 ℃下生长 5 nm 的重掺杂 p^+-GaN 层,其中 Mg 的掺杂浓度为 6×10^{20} cm^{-3};最后在 N_2 气氛中 720 ℃下退火 20 min 以激活 Mg 受主。

通过 FEI Tecnai F20 透射电子显微镜观察 LED 外延结构。采用 Bede D1 高分辨 X 射线衍射仪测试黄光 LED 外延层(002)对称面和(102)非对称面的 ω 扫描摇摆曲线。采用 Renishaw 拉曼散射光谱仪测试样品 E_2 振动模式的拉曼峰,激发光源为 514 nm Ar + 激光器,测试黄光 LED 外延层的残余应力。采用波长为 405 nm、激发功率为 16 mW 的 GaN 基半导体激光器作为激发光源,在 10 K 和 295 K 温度下测试光致发光谱。采用积分球、直流电源(Keithley 4200)和 SSP3112 光谱仪测试样品的电致发光谱。

3 结果与讨论

图 1(a)为黄光 LED 的外延结构示意图。图 1(b)为黄光 LED 的外延结构 TEM 图。从图中可知,蓝宝石衬底与 GaN 外延层的界面处产生大量位错,部分位错向上延伸并贯穿多量子阱。图 1(c)为样品 B 的 V 形坑及附近多量子阱的 TEM 图。外延生长过程中 InGaN/GaN 多量子阱的生长温度较低,在位错处形成一种呈倒六棱锥体的缺陷,即 V 形坑[26],V 形坑的顶部与位错相连。图 1(d)为 7 个周期的 p-AlGaN/GaN 超晶格、9 个周期的 InGaN/GaN 多量子阱 TEM 图。由图可知,InGaN/GaN 多量子阱结构中的 InGaN 的厚度约为 3.5 nm,GaN 的厚度约为 12.5 nm;p-AlGaN/GaN 超晶格结构中 p-AlGaN 的厚度约为 4 nm,GaN 的厚度约为 4 nm。

图 2 显示了成核层附近区域的样品形貌。由于蓝宝石和 GaN 的晶格常数和热膨胀系数相差较大,即使采用溅射 AlN 成核层,在外延生长的起始阶段也会产生大量位错以容纳晶格常数和热膨胀系数的失配,如图 2(a)所示。图 2(b)显示了在复合成核层/GaN 界面处产生堆垛层错结构,堆垛层错的存在有效抑制了位错沿[0001]晶向攀爬[27],提高了外延层晶体质量。

图 3 为样品沿[10-10]晶带轴的横截面 TEM 弱束暗场像。图 3(a)、(c)分别为样品 A 和样品 B 在衍射矢量 $g=0002$ 时获得的双束衍射像,图

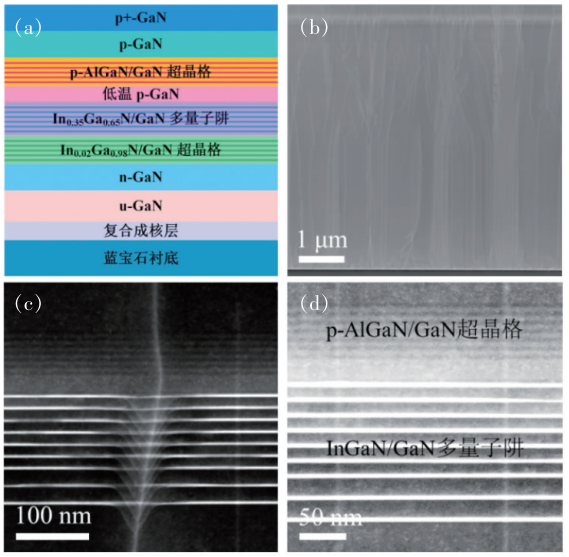

图 1 (a)黄光 LED 的外延结构示意图;(b)黄光 LED 的外延结构横截面 TEM 图;(c)V 形坑的横截面 TEM 图;(d)p-AlGaN/GaN 超晶格、$In_{0.35}Ga_{0.65}N$/GaN 多量子阱放大的横截面 TEM 图。

Fig. 1 (a) Schematic illustration of sample B epitaxial structure. (b) Cross-sectional TEM image of sample B epitaxial structure. (c) Cross-sectional TEM image of V-pits. (d) Cross-sectional TEM image of p-AlGaN/GaN superlattice and $In_{0.35}Ga_{0.65}N$/GaN multiple quantum wells.

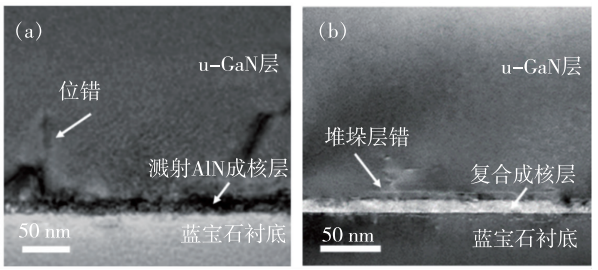

图 2 样品 A(a)、样品 B(b)的透射电子显微镜图。

Fig. 2 Cross-sectional TEM images of sample A(a) and sample B(b)

3(b)、(d)分别为样品 A 和样品 B 在衍射矢量 $g=11\text{-}20$ 时获得的双束衍射像。根据位错不可见准则,在 $g=0002$ 衍射条件下,图 3(a)、(c)中螺位错和混合位错可见;在 $g=11\text{-}20$ 衍射条件下,图 3(b)、(d)中刃位错和混合位错可见[28]。双束衍射 TEM 图像表明,黄光 LED 外延层中的位错类型主要为刃位错,复合成核层上生长的黄光 LED 外延层具有更低的位错密度。

图 4 为样品 A 和样品 B 的(002)对称面和(102)非对称面的 ω 扫描摇摆曲线。通过对比发

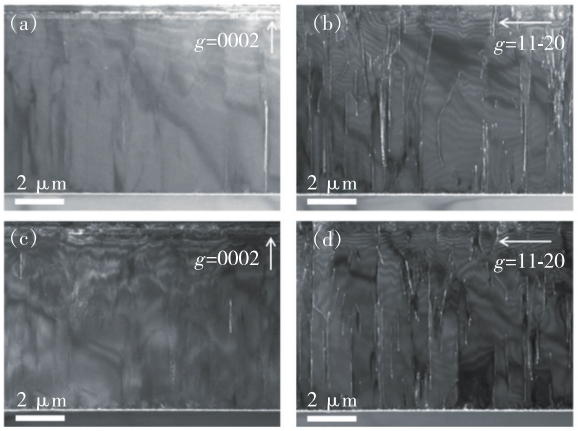

图 3　在蓝宝石衬底外延生长黄光 LED 的 TEM 弱束暗场图。在 $g=0002$ 衍射条件下，黄光 LED 的横截面 TEM 图：样品 A(a)，样品 B(c)；在 $g=11\text{-}20$ 衍射条件下，黄光 LED 的横截面 TEM 图：样品 A(b)，样品 B(d)。

Fig. 3　Weak beam dark-field TEM images of yellow LED. Cross-sectional TEM images of yellow LED with $g=0002$: sample A(a), sample B(c). Cross-sectional TEM images of yellow LED with $g=11\text{-}20$: sample A(b), sample B(d).

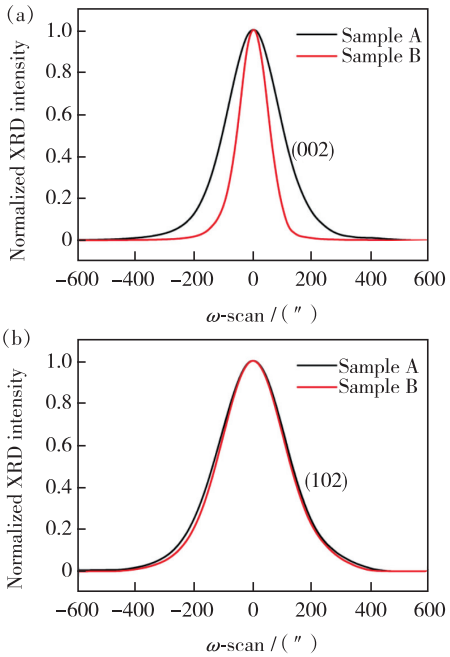

图 4　样品 A 和样品 B 的 XRD 摇摆曲线。(a)(002)对称面；(b)(102)非对称面。

Fig. 4　X-ray rocking curves of sample A and sample B. (a) Symmetric (002) plane. (b) Asymmetric (102) plane.

现，从样品 A 到样品 B，(002)面摇摆曲线的半峰宽(Full width at half maximum，FWHM)由 219″下降至 120″，(102)面摇摆曲线的半峰宽由 277″下降至 263″。GaN 外延材料的位错密度可由如下公式计算[29]：

$$D_s = \frac{\beta^2_{(002)}}{4.35 \times |\boldsymbol{b}_s|^2}, \tag{1}$$

$$D_e = \frac{\beta^2_{(102)}}{4.35 \times |\boldsymbol{b}_e|^2}, \tag{2}$$

其中，D_s 为螺位错密度，D_e 为刃位错密度，β 为 XRD 摇摆曲线的半峰宽，$\boldsymbol{b}$ 为位错的伯格斯矢量，其绝对值为伯格斯矢量长度($|\boldsymbol{b}_s|=0.518\ 6$ nm，$|\boldsymbol{b}_e|=0.318\ 8$ nm)。通过计算得到，从样品 A 到样品 B，外延层的螺位错密度由 9.71×10^7 cm^{-2}下降到 2.91×10^7 cm^{-2}，刃位错密度由 4.07×10^8 cm^{-2}下降到 3.69×10^8 cm^{-2}。由此可知，生长在复合成核层上的黄光 LED 外延层的位错密度显著降低，这与 TEM 测试结果吻合。

我们采用拉曼光谱分析了成核层对 GaN 外延层应力状态的影响，图 5 显示了样品 A 和样品 B 的 E_2(high)声子模拉曼峰。E_2(high)声子模的振动频率对应力敏感，因此，E_2(high)声子模常被用于评估 GaN 薄膜中的应力[30-31]。样品 A 的 E_2(high)声子模的频率为 570.64 cm^{-1}，样品 B 的 E_2(high)声子模的频率为 568.69 cm^{-1}，相对于无应力 GaN 的 E_2(high)声子模频率(566.65 cm^{-1})，两样品的 E_2(high)声子模均有红移，表明两种样品均处于压应力状态。样品 B 的红移幅度(2.04 cm^{-1})比样品 A(3.99 cm^{-1})小，表明生长在复合成核层上的 GaN 应变弛豫度更高。通过公式(3)可以计算 LED 外延层的应力：

$$\sigma = \frac{\Delta\omega}{4.2}, \tag{3}$$

其中，$\Delta\omega$ 为测试样品与无应力 GaN 的相对拉曼频移，拉曼应力系数为 4.2 $cm^{-1}\cdot GPa^{-1}$，样品 A 和样品 B 中的压应力分别为 482.71 MPa 和 266.38 MPa，

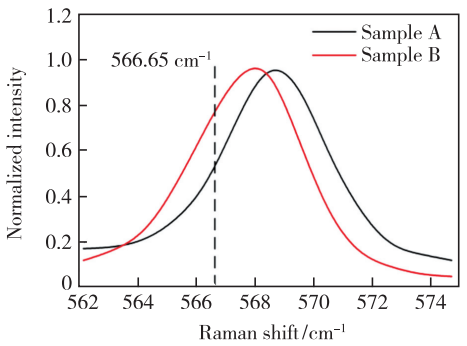

图 5　样品 A 和样品 B 的拉曼光谱

Fig. 5　Raman spectra of sample A and sample B

在复合成核层上生长的黄光 LED 压应力明显降低。

图 6 显示了样品 A 和样品 B 在温度为 10 K 和 295 K 的 PL 光谱。在 295 K 下的 PL 光谱峰值强度明显低于 10 K 下的 PL 光谱峰值强度,这是由于随着温度升高,载流子可以通过热活化逃逸出局部能量低点,导致发生非辐射复合的概率增加。假定近 0 K 的低温下非辐射复合的概率为零,内量子效率 η_{IQE} 可由如下公式计算[32-33]:

$$\eta_{IQE} = \frac{I_{295\ K}}{I_{10\ K}}, \tag{4}$$

其中,$I_{295\ K}$ 为室温(295 K)的 PL 积分强度,$I_{10\ K}$ 为低温(10 K)的 PL 积分强度。通过计算得到样品 A 和样品 B 的内量子效率(室温 295 K)分别为 12.5% 和 29.8%,在复合成核层上生长的黄光 LED 具有更高的内量子效率。

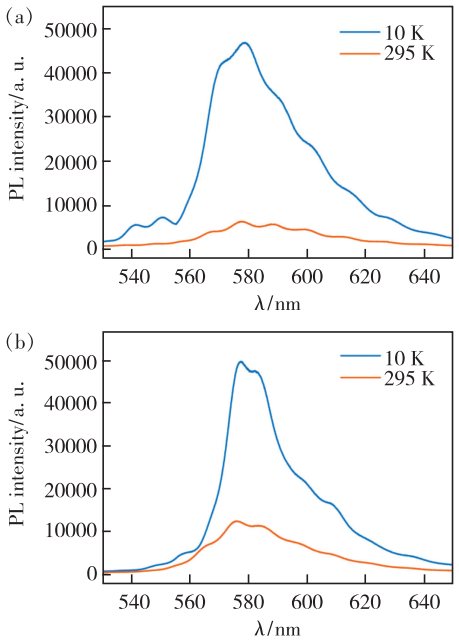

图 6 10 K 和 295 K 温度下样品 A(a)和样品 B(b)的 PL 光谱

Fig. 6 PL spectra of sample A(a) and sample B(b) under 10 K and 295 K

图 7 显示了在室温下两种 LED 样品的 EL 光谱随注入电流的变化。在复合成核层上生长的黄光 LED 相对于在溅射 AlN 成核层上生长的黄光 LED 具有更低的压应力。压应力减小一方面有利于增加量子阱中的 In 组分,导致发光波长变长;另一方面也会减弱量子限制斯塔克效应,导致发光波长变短。如图 7 所示,当注入电流为 10 mA 时,样品 A 的发光波长为 570 nm,样品 B 的发光波长为 579 nm,在复合成核层上生长的黄光 LED 发光波长更长,这表明压应力减小所引起的量子阱中 In 组分增加对黄光 LED 发光波长的影响更显著。随着注入电流的增大,两种样品的峰值波长都发生蓝移。目前普遍认为 LED 峰值波长随注入电流增大而发生蓝移的原因是载流子对极化电场的屏蔽效应以及能带填充效应抑制了 QCSE[17,34]。随着注入电流的增加,载流子对极化电场的屏蔽作用增强,能带倾斜减小导致峰值波长蓝移。由图 7 可知,在注入电流从 10 mA 增加到 70 mA 的过程中,样品 B 的蓝移(~13 nm)小于样品 A(~17 nm),这是因为在复合成核层上生长的黄光 LED 外延层比在溅射 AlN 成核层上生长的黄光 LED 外延层压应力小,QCSE 对能带倾斜影响不显著。

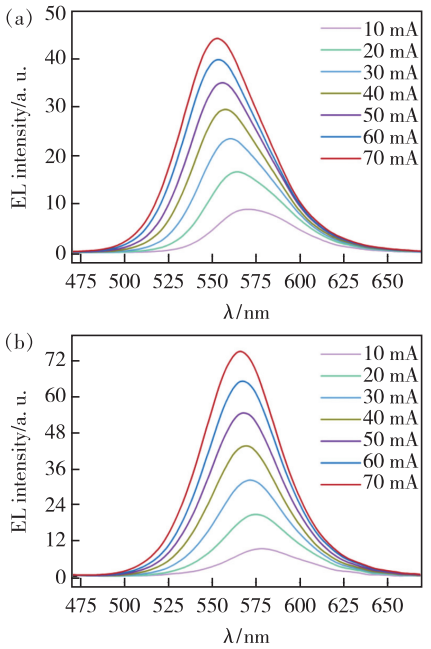

图 7 不同注入电流下样品 A(a)和样品 B(b)的 EL 光谱

Fig. 7 EL spectra of sample A(a) and sample B(b) at various injection currents

4 结 论

本文开发了一种由溅射 AlN 层和中温 GaN 层组成的复合成核层,采用透射电子显微镜、X 射线衍射和拉曼散射等方法证实了复合成核层能够诱发产生堆垛层错,有效降低黄光 LED 外延层的位错密度和残余应力。在溅射 AlN 成核层和复合成核层上生长的黄光 LED 外延层位错密度分别为 $5.04\times10^{8}\ cm^{-2}$ 和 $3.98\times10^{8}\ cm^{-2}$,压应力

分别为 482.71 MPa 和 266.38 MPa。通过电致发光谱和变温光致发光谱分析了复合成核层对黄光 LED 发光强度和内量子效率的影响。结果表明，在常规的溅射 AlN 成核层上生长和在复合成核层上生长的黄光 LED 的内量子效率(室温 295 K)分别为 12.5% 和 29.8%。

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.20210286.

参　考　文　献：

[1] LIN H W, LU Y J, CHEN H Y, *et al.* InGaN/GaN nanorod array white light-emitting diode [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2010, 97(7): 073101-1-3.

[2] SCHUBERT E F, KIM J K. Solid-state light sources getting smart [J]. *Science*, 2005, 308(5726): 1274-1278.

[3] PONCE F A, BOUR D P. Nitride-based semiconductors for blue and green light-emitting devices [J]. *Nature*, 1997, 386(6623): 351-359.

[4] HU H P, TANG B, WAN H, *et al.* Boosted ultraviolet electroluminescence of InGaN/AlGaN quantum structures grown on high-index contrast patterned sapphire with silica array [J]. *Nano Energy*, 2020, 69: 104427.

[5] ZHOU S J, LIU X T, YAN H, *et al.* Highly efficient GaN-based high-power flip-chip light-emitting diodes [J]. *Opt. Express*, 2019, 27(12): A669-A692.

[6] NARUKAWA Y, ICHIKAWA M, SANGA D, *et al.* White light emitting diodes with super-high luminous efficacy [J]. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 2010, 43(35): 354002.

[7] HU Y S, ZHUANG W D, YE H Q, *et al.* A novel red phosphor for white light emitting diodes [J]. *J. Alloys Compd.*, 2005, 390(1-2): 226-229.

[8] ZHAO X Y, TANG B, GONG L Y, *et al.* Rational construction of staggered InGaN quantum wells for efficient yellow light-emitting diodes [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2021, 118(18): 182102.

[9] PRINS A D, SLY J L, MENEY A T, *et al.* High pressure determination of AlGaInP band structure [J]. *J. Phys. Chem. Solids*, 1995, 56(3-4): 349-352.

[10] JIANG F Y, ZHANG J L, XU L Q, *et al.* Efficient InGaN-based yellow-light-emitting diodes [J]. *Photonics Res.*, 2019, 7(2): 144-148.

[11] ALHASSAN A I, YOUNG N G, FARRELL R M, *et al.* Development of high performance green *c*-plane Ⅲ-nitride light-emitting diodes [J]. *Opt. Express*, 2018, 26(5): 5591-5601.

[12] DER MAUR M A, LORENZ K, DI CARLO A. Band gap engineering approaches to increase InGaN/GaN LED efficiency [J]. *Opt. Quant. Electron.*, 2012, 44(3-5): 83-88.

[13] LEKHAL K, DAMILANO B, NGO H T, *et al.* Strain-compensated (Ga, In)N/(Al, Ga)N/GaN multiple quantum wells for improved yellow/amber light emission [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2015, 106(14): 142101-1-5.

[14] LEKHAL K, HUSSAIN S, DE MIERRY P, *et al.* Optimized In composition and quantum well thickness for yellow-emitting (Ga, In)N/GaN multiple quantum wells [J]. *J. Cryst. Growth*, 2016, 434: 25-29.

[15] ALAEI H R, ESHGHI H. Theoretical modeling for quantum-confined Stark effect due to internal piezoelectric fields in GaInN strained quantum wells [J]. *Phys. Lett. A*, 2009, 374(1): 66-69.

[16] YAMAMOTO S, ZHAO Y J, PAN C C, *et al.* High-efficiency single-quantum-well green and yellow-green light-emitting diodes on semipolar (2021) GaN substrates [J]. *Appl. Phys. Express*, 2010, 3(12): 122102.

[17] ROMANOV A E, BAKER T J, NAKAMURA S, *et al.* Strain-induced polarization in wurtzite III-nitride semipolar layers [J]. *J. Appl. Phys.*, 2006, 100(2): 023522-1-10.

[18] ANCHAL N, PANSARI A, SAHOO B K, *et al.* Effect of polarization field and Auger recombination on internal quantum efficiency of InGaN/GaN blue LED [J]. *AIP Conf. Proc.*, 2020, 2220(1): 050008.

[19] HU H P, ZHOU S J, WAN H, *et al.* Effect of strain relaxation on performance of InGaN/GaN green LEDs grown on 4-inch sapphire substrate with sputtered AlN nucleation layer [J]. *Sci. Rep.*, 2019, 9(1): 3447-1-9.

[20] 周圣军，刘胜. 氮化镓基发光二极管芯片设计与制造技术 [M]. 北京：科学出版社，2019.

ZHOU S J, LIU S. *Design and Manufacturing Technology of GaN-based Light-emitting Diodes* [M]. Beijing: Science Press, 2019. (in Chinese)

[21] YEN C H, LAI W C, YANG Y Y, *et al.* GaN-based light-emitting diode with sputtered AlN nucleation layer [J]. *IEEE Photonic. Tech. Lett.*, 2012, 24(4): 294-296.

[22] ITO S, NAKAGITA T, SAWAKI N, *et al.* Nature of yellow luminescence band in GaN grown on Si substrate [J]. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 2014, 53(11S): 11RC02-1-5.

[23] KOSLOW I L, HARDY M T, HSU P S, *et al.* Performance and polarization effects in $(11\bar{2}2)$ long wavelength light emitting diodes grown on stress relaxed InGaN buffer layers [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2012, 101(12): 121106-1-4.

[24] AMANO H, SAWAKI N, AKASAKI I, *et al.* Metalorganic vapor phase epitaxial growth of a high quality GaN film using an AlN buffer layer [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1986, 48(5): 353-355.

[25] HU H P, ZHOU S J, LIU X T, *et al.* Effects of GaN/AlGaN/sputtered AlN nucleation layers on performance of GaN-based ultraviolet light-emitting diodes [J]. *Sci. Rep.*, 2017, 7: 44627-1-10.

[26] WU X H, ELSASS C R, ABARE A, *et al.* Structural origin of V-defects and correlation with localized excitonic centers in InGaN/GaN multiple quantum wells [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1998, 72(6): 692-694.

[27] LESTER S D, PONCE F A, CRAFORD M G, *et al.* High dislocation densities in high efficiency GaN-based light-emitting diodes [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1995, 66(10): 1249-1251.

[28] KIM J, WOO H, JOO K, *et al.* Less strained and more efficient GaN light-emitting diodes with embedded silica hollow nanospheres [J]. *Sci. Rep.*, 2013, 3: 3201-1-7.

[29] CHIERCHIA R, BÖTTCHER T, HEINKE H, *et al.* Microstructure of heteroepitaxial GaN revealed by X-ray diffraction [J]. *J. Appl. Phys.*, 2003, 93(11): 8918-8925.

[30] HUSHUR A, MANGHNANI M H, NARAYAN J. Raman studies of GaN/sapphire thin film heterostructures [J]. *J. Appl. Phys.*, 2009, 106(5): 054317-1-5.

[31] ZHAO Y, XU S R, PENG R S, *et al.* Performance enhancement of InGaN/GaN MQWs grown on SiC substrate with sputtered AlN nucleation layer [J]. *Mater. Lett.*, 2021, 294: 129783.

[32] ZHOU S, HU H P, LIU X T, *et al.* Comparative study of GaN-based ultraviolet LEDs grown on different-sized patterned sapphire substrates with sputtered AlN nucleation layer [J]. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 2017, 56(11): 111001-1-8.

[33] WATANABE S, YAMADA N, NAGASHIMA M, *et al.* Internal quantum efficiency of highly-efficient $In_xGa_{1-x}N$-based near-ultraviolet light-emitting diodes [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2003, 83(24): 4906-4908.

[34] LV Q J, LIU J L, MO C L, *et al.* Realization of highly efficient InGaN green LEDs with sandwich-like multiple quantum well structure: role of enhanced interwell carrier transport [J]. *ACS Photonics*, 2019, 6(1): 130-138.

宫丽艳(1996 -),女,山东烟台人,硕士研究生,2019 年于华中农业大学获得学士学位,主要从事 GaN 基 LED 芯片和先进电子制造等方面的研究。

E-mail: 2019202080016@whu.edu.cn

周圣军(1983 -),男,湖北天门人,博士,教授,博士研究生导师,2011 年于上海交通大学获得博士学位,主要从事 GaN 基 LED 芯片和先进电子制造等方面的研究。

E-mail: zhousj@whu.edu.cn