

文章编号: 1000-7032(2024)02-0204-07

极性、半极性和非极性 InN 薄膜的 MOCVD 外延生长与表征

赵见国^{1,2*}, 殷 瑞¹, 徐 儒¹, 倪海彬¹, 陶 涛²,
庄 喆², 严 羽², 谢自力², 刘 斌^{2*}, 常建华^{1*}

(1. 南京信息工程大学 电子与信息工程学院, 江苏 南京 210044;

2. 南京大学 电子科学与工程学院, 江苏 南京 210093)

摘要: 利用金属有机化合物化学气相沉积(MOCVD)技术,在不同晶面的蓝宝石(Al_2O_3)衬底上实现了极性(0002)面、半极性(11-22)面和非极性(11-20)面 InN 薄膜的外延生长,并通过多种表征手段对三个不同极性面 InN 薄膜的结构和光学特性进行了系统研究。X 射线衍射(XRD)曲线展示了(0002)、(11-22)和(11-20)面 InN 较强的衍射峰,表明 InN 薄膜具有较高的成膜质量。通过扫描电子显微镜(SEM)表面图发现,极性(0002)面 InN 的表面形貌较光滑,而半极性和非极性 InN 表面均存在未完全合并的孔洞。光致发光(PL)光谱展示,不同极性面 InN 的峰值能量在 0.63 eV 附近,并从极性、半极性到非极性逐渐红移。此外,可见-红外分光光度计测得的透射谱显示,极性(0002)面 InN 的吸收边约为 0.85 eV,而半极性(11-22)面和非极性(11-20)面 InN 的吸收边约为 0.78 eV,表明极性 InN 具有更大的斯托克斯位移。

关键词: 半极性面; 非极性面; InN 薄膜; 外延生长

中图分类号: O482.31

文献标识码: A

DOI: 10.37188/CJL.20230303

MOCVD Epitaxial Growth and Characterization of Polar, Semipolar and Nonpolar InN Thin Films

ZHAO Jianguo^{1,2*}, YIN Rui¹, XU Ru¹, NI Haibin¹, TAO Tao², ZHUANG Zhe²,
YAN Yu², XIE Zili², LIU Bin^{2*}, CHANG Jianhua^{1*}

(1. School of Electronics and Information Engineering, Nanjing University of Information Science and Technology, Nanjing 210044, China;

2. School of Electronic Science and Engineering, Nanjing University, Nanjing 210093, China)

* Corresponding Authors, E-mail: zhaojg@nuist.edu.cn; bliu@nju.edu.cn; jianhuachang@nuist.edu.cn

Abstract: In this paper, polar (0002), semipolar (11-22) and nonpolar (11-20) planes of InN thin films were grown on different planes of sapphire (Al_2O_3) substrates by using metal-organic chemical vapor deposition (MOCVD) technology, and the structural and optical properties of these InN thin films were intensively investigated by various characterization means. The X-ray diffraction (XRD) curves show the stronger diffraction peaks of the (0002), (11-22) and (11-20) planes of InN, indicating the relatively high crystalline quality of the InN films. The scanning electron microscopy (SEM) surface images reveal that the surface morphology of polar (0002)-plane InN was smoother, while incompletely merged holes were presented on both semipolar and nonpolar InN surfaces. Photoluminescence (PL) spectra demonstrate that the peak energies of different planes of InN were around 0.63 eV and gradually red-shifted from polar, semipolar to nonpolar. In addition, the transmission spectra measured with a visible-infrared spectrophotometer show that the absorption edge of polar (0002)-plane InN is around 0.85 eV, while the absorption edge of semipolar (11-22) and nonpolar (11-20)-planes InN is around 0.78 eV, suggesting a larger Stokes' shift for polar InN.

Key words: semipolar; nonpolar; InN film; epitaxial growth

收稿日期: 2023-11-29; 修订日期: 2023-12-17

基金项目: 国家自然科学基金(62204121)

Supported by National Natural Science Foundation of China(62204121)

作为第三代半导体的典型代表,Ⅲ族氮化物氮化镓(GaN)基半导体材料因其优异的物理和化学性能,已在光电子和功率射频电子器件等方面得到了广泛的应用^[1-2]。例如,发光二极管(Light-emitting diodes, LED)^[3]、激光二极管(Laser diode, LD)^[4]、光电探测器(Photodetector, PD)^[5-6]、高电子迁移率晶体管(High-electron mobility transistor, HEMT)^[7]和肖特基二极管(Schottky barrier diode, SBD)^[8]等。GaN基半导体的三元或四元合金可以通过调节金属组分的比例实现禁带宽度的连续变化,从氮化铝(AlN)的6.2 eV到氮化铟(InN)的0.7 eV,覆盖了从深紫外到近红外的整个光谱范围^[9]。目前,Ⅲ族氮化物三元合金AlGaIn和InGaIn分别在紫外^[10-12]、绿光^[13-14]与红光^[15-16]LED领域取得了较好的进展,而由于InN的外延生长温度较低,导致其生长相对困难,限制了InN与相关器件的发展。

InN是一种具有仅约0.7 eV的禁带宽度^[17-18]和低电子有效质量的半导体材料,因此具有高迁移率和高饱和速度^[19],是一种很有前途的近红外光电子器件材料,可以用于制备红外激光二极管、全光谱太阳能电池等^[20-21]。因为金属有机化合物化学气相沉积(Metal-organic chemical vapor deposition, MOCVD)技术需要较高的温度才能实现MO源的分解^[22],因此InN的外延生长多采用分子束外延(Molecular beam epitaxy, MBE)技术^[23]。事实上,高质量的InN薄膜多是通过MBE技术生长获得^[22],但MBE技术较高的成本和较慢的生长速度限制了其大规模应用。另一方面,传统的Ⅲ族氮化物半导体通常是沿着其极性[0001]*c*方向生长的,由于其自身较强的自发极化和压电极化,会在量子阱内产生较强的内部极化电场,导致电子与空穴的波函数发生空间分离,即所谓的量子限制斯塔克效应(Quantum confined Stark effect, QCSE)^[24],进一步导致载流子寿命延长、复合效率下降等不利影响^[11, 25]。此外,内部极化电场还会在半导体表面诱导大量的表面电荷,使半导体具有较高的n型背景载流子浓度,增加了p型InN掺杂的难度^[26]。实际上,沿着与极化电场一定角度的方向生长半极性InN或沿着与极化电场垂直的方向生长非极性InN可以抑制或消除极化电场带来的不利影响^[27-28]。Waltereit等证明,沿非极性方向生长量子阱可将载流子复合寿命降低1个数量

级^[28];而且,因为非极性InN表面不存在In吸附层,其表面不会产生电子积累层^[29],因此不会产生较高的n型背景载流子浓度。此外,Ahn等观察到,非极性*a*面InN的太赫兹发射相较于极性*c*面InN显著增强^[30]。尽管对InN的生长与特性研究已经取得了一定的进展,但因为其较低的生长温度导致利用MOCVD技术外延生长InN、尤其是生长极性、半极性和非极性InN的比较研究非常有限。

本研究利用MOCVD技术在不同晶面的蓝宝石衬底上分别生长了极性(0002)面、半极性(11-22)面和非极性(11-20)面InN薄膜,并通过多种表征手段系统研究了不同极性面InN薄膜的结构特性与光学特性,为不同极性面InN薄膜的MOCVD外延生长提供了重要的参考。

在极性(0002)*c*面、非极性(10-10)*m*面和半极性(10-12)*r*面蓝宝石(Al₂O₃)衬底上外延生长的极性(0002)、半极性(11-22)和非极性(11-20)面InN薄膜分别命名为样品InN₀₀₀₂、InN₁₁₋₂₂和InN₁₁₋₂₀。生长时,分别使用三甲基铟(Trimethylindium, TMIIn)和氨气(Ammonia, NH₃)作为In和N源,并用氢气(Hydrogen, H₂)和氮气(Nitrogen, N₂)作为载气。具体的外延生长流程如下:(1)在H₂氛围下将温度升高至990 °C并维持5 min对衬底进行烘烤,以去除衬底表面可能存在的污染,随后通入NH₃对衬底进行5 min的氮化处理;(2)将温度降低至550 °C,以7 000的V/Ⅲ比生长一层低温GaN成核层;(3)将温度升高至1 030 °C,以2 000的V/Ⅲ比生长一层高温GaN缓冲层;(4)载气切换为N₂,再次将温度降低至550 °C,以12 000的V/Ⅲ比生长最上面的InN薄膜(通过反射率曲线估算的厚度约为200 nm);(5)关闭TMIIn,维持NH₃通入,降温至400 °C后,关闭NH₃并开始自然降温。外延生长时,发现InN₁₁₋₂₂难以在高温GaN缓冲层上生长,而InN₁₁₋₂₀只有在高温GaN缓冲层较薄时可以正常生长。因此,本文中样品InN₀₀₀₂、InN₁₁₋₂₂和InN₁₁₋₂₀的成核层与缓冲层结构稍有不同,其每层外延层生长时间总结在表1中。

完成生长后,使用帕纳科(PANalytical)公司型号为X'Pert Pro MRD的X射线衍射(X-ray diffraction, XRD)系统在“双轴”模式测试了InN样品的2θ-ω曲线和X射线摇摆曲线(X-ray rocking curve, XRC)曲线,以分析InN薄膜的结晶取向和

表 1 三个不同极性面 InN 样品的每层外延层的生长时间

Tab.1 Growth time of each epitaxial layer for three InN samples

Sample	生长时间/min		
	GaN 成核层	GaN 缓冲层	InN 外延层
InN ₀₀₀₂	3.5	4.0	120
InN ₁₁₋₂₂	10.0	0	120
InN ₁₁₋₂₀	3.5	1.5	120

质量。使用蔡司 (ZEISS) 公司型号为 Gemini500 的扫描电子显微镜 (Scanning electron microscopy, SEM) 测试了三个不同极性面的 InN 样品的表面形貌, 以评估 InN 薄膜的表面平整度。使用海洋光学 (Ocean optics) 公司型号为 USB2000 的光纤光谱仪在室温下测试了 InN 样品的光致发光 (Photoluminescence, PL) 光谱, 以研究 InN 薄膜的发光特性。使用日立 (HITACHI) 公司型号为 U-4100 的可见-红外分光光度计测试了 InN 样品的透过率曲线, 以计算 InN 薄膜的吸收边。

图 1(a) 展示了三个 InN 样品 InN₀₀₀₂、InN₁₁₋₂₂ 和 InN₁₁₋₂₀ 归一化后的 XRD 2θ - ω 扫描曲线。如图中标示, 位于 $2\theta = 41.67^\circ, 52.56^\circ, 68.22^\circ$ 的三个尖锐的衍射峰分别对应极性 c 面蓝宝石衬底 (0006) 面、半极性 r 面蓝宝石衬底 (2-204) 面和非极性 m 面蓝宝石衬底 (30-30) 面的衍射峰; 位于

$2\theta = 31.33^\circ, 34.57^\circ$ 的衍射峰分别对应 (0002) 面 InN 和 (0002) 面 GaN; 位于 $2\theta = 51.52^\circ, 57.77^\circ$ 的衍射峰分别对应 (11-20) 面 InN 和 (11-20) 面 GaN; 位于 $2\theta = 62.08^\circ, 69.01^\circ$ 的衍射峰分别对应 (11-22) 面 InN 和 (11-22) 面 GaN。由于外延结构的差异, 三个不同极性面的样品中, 极性 (0002) 面 GaN 的衍射峰强度较强, 而非极性 (11-20) 面 GaN 和半极性 (11-22) 面 GaN 衍射峰强度相对较弱。另一方面, 从极性面到非极性面、再到半极性面, 三个样品的 InN 薄膜的衍射强度逐渐减小, 这与 InN 薄膜的结晶质量相关。为了定量评估不同极性面 InN 薄膜的结晶质量, 对每个样品的 InN 衍射峰进行了 ω 扫描, 获得了对应的 XRC, 并通过高斯线性拟合获得相应 XRC 的半高宽 (Full width at half maximum, FWHM), 如图 1(b) 所示。测试时, 对于半极性样品 InN₁₁₋₂₂, 分别沿面内 [1-100] 和 [-1-123] 两个方向进行了扫描; 而对于非极性样品 InN₁₁₋₂₀, 分别沿面内 [1-100] 和 [0001] 两个方向进行了扫描, 以反映半极性和非极性 InN 晶体质量的各向异性。结果显示, InN₀₀₀₂ XRC 的 FWHM 为 0.876° , InN₁₁₋₂₀ 沿 [0001] 和 [1-100] 两个方向 XRC 的 FWHM 分别为 1.032° 和 1.185° , 而 InN₁₁₋₂₂ 沿 [1-100] 和 [-1-123] 两个方向 XRC 的 FWHM 分别为 1.107° 和 1.527° 。本研究中, 非极性 InN 薄膜沿 [0001] 方向 XRC 的 FWHM 稍高于之前报道的结果 ($0.90^\circ \sim 0.92^\circ$), 但沿 [1-100] 方向

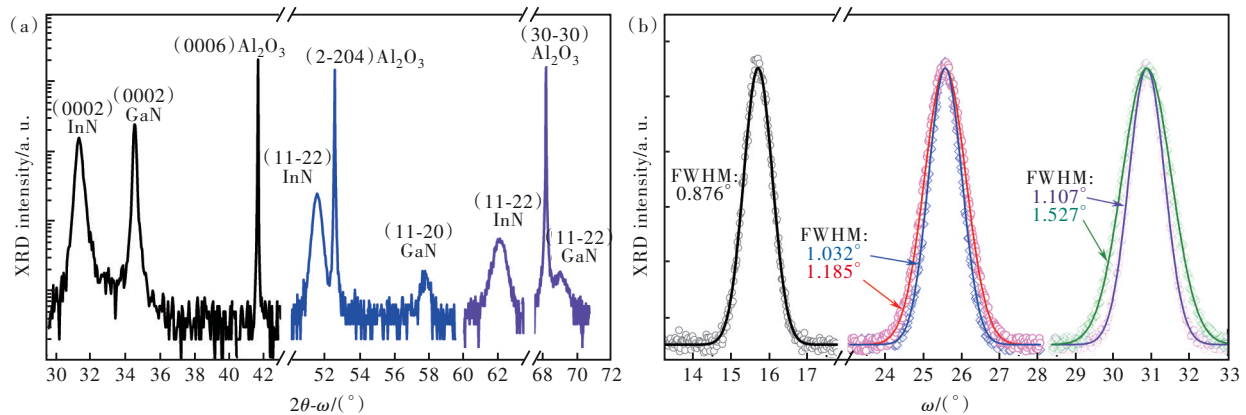


图 1 三个不同极性面 InN 样品的 XRD 2θ - ω 曲线(a)和对应的 XRC(b)。其中图(b)中散点曲线表示实际测得的数据, 实线曲线表示高斯线性拟合后的数据, 黑色、红色、蓝色、绿色和紫色分别表示 InN (0002) 面、(11-20) 面沿面内 [1-100] 和 [0001] 两个方向, 以及 (11-22) 面沿面内 [1-100] 和 [-1-123] 两个方向扫描获得的 XRC

Fig.1 XRD 2θ - ω curves (a) and corresponding XRCs (b) of three InN samples. The scattering curves in (b) represent the actual measured data, while the solid curves represent the fitted curve with Gaussian linear, and the black, red, blue, green, and purple colors represent the XRCs obtained by scanning the InN (0002) plane, (11-20) plane along the in-plane [1-100] and [0001] directions, and (11-22) plane along the in-plane [1-100] and [-1-123] directions, respectively

的结果却优于之前的报道($1.25^\circ \sim 1.29^\circ$)^[31]。对于半极性 InN 薄膜 InN₁₁₋₂₂, 沿两个方向 XRC 的 FWHM 均优于之前的报道^[32](1.73° 和 2.13°)。非极性与半极性 InN 薄膜较差的晶体质量通常认为是由于半极性和非极性面氮化物面内生长速度各向异性以及与衬底间晶格失配各向异性导致的^[22,33-34]。

图 2 显示了三个 InN 样品 InN₀₀₀₂、InN₁₁₋₂₂ 和 InN₁₁₋₂₀ 的 SEM 表面形貌图。从图中可以看出, 所有样品的表面形貌均不够平整, 这通常是 InN 较低的生长温度导致的^[19,31]。我们对三个不同极性面的 InN 样品进行对比时发现, 极性 InN 样品 InN₀₀₀₂ 的表面相对比较平滑, 而半极性和非极性

InN 样品 InN₁₁₋₂₂ 和 InN₁₁₋₂₀ 的表面形貌与极性 InN 表面显著不同, 均存在未完全合并的现象。这是因为, 半极性(11-22)面 InN 和非极性(11-20)面 InN 沿表面内不同方向的晶向不同, 从而导致沿面内不同方向的生长速度不同: 对于非极性(11-20)面 InN 薄膜, 其沿面内[0001]方向具有最快的生长速度, 沿面内[1-100]和[-1100]方向的生长速度稍慢, 而沿[000-1]方向的生长速度最慢; 对于半极性(11-22)面 InN 薄膜, 沿[-1-123]方向生长速度最快, 而其反方向生长速度最慢, 即存在生长速度的各向异性^[34]。正是由于生长速度的各向异性, 使得半极性(11-22)面 InN 和非极性(11-20)面 InN 表面出现不规则的起伏和孔洞。

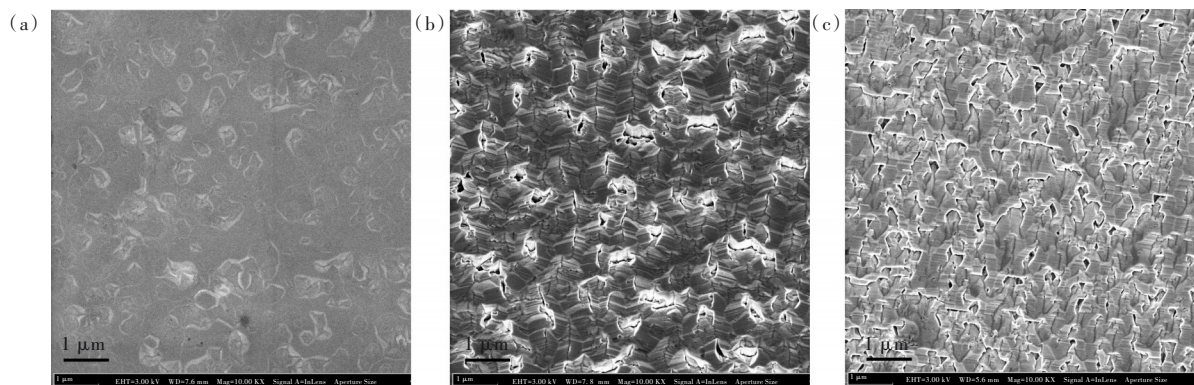


图 2 极性 InN 样品 InN₀₀₀₂(a)、半极性 InN 样品 InN₁₁₋₂₂(b) 和非极性 InN 样品 InN₁₁₋₂₀(c) 的 SEM 表面图

Fig.2 SEM surface images of polar InN sample InN₀₀₀₂(a), semipolar InN sample InN₁₁₋₂₂(b), and nonpolar InN sample InN₁₁₋₂₀(c)

图 3 所示是三个不同极性面 InN 样品 InN₀₀₀₂、InN₁₁₋₂₂ 和 InN₁₁₋₂₀ 在室温下的 PL 光谱。从图中可以看出, 三个样品的 PL 峰值能量均低于 0.7 eV, 这与之前的报道结果类似^[20,35]。具体而言, InN₀₀₀₂、

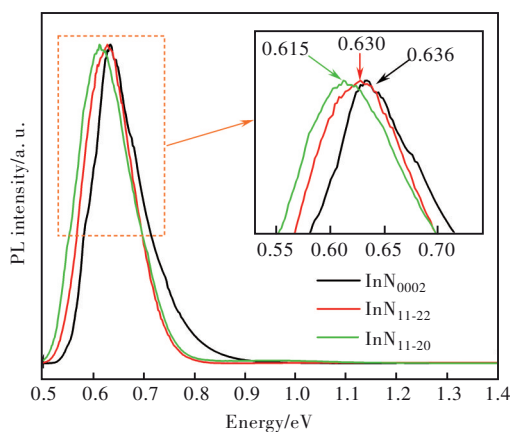


图 3 极性、半极性和非极性 InN 样品的 PL 光谱(嵌入图局部放大)

Fig.3 PL spectra of polar, semipolar, and nonpolar InN samples(embedded figure is a partial enlargement)

InN₁₁₋₂₂ 和 InN₁₁₋₂₀ 的 PL 峰值能量分别为 0.636, 0.630, 0.615 eV。可以发现, 相较于极性 InN 样品 InN₀₀₀₂, 半极性和非极性 InN 样品 InN₁₁₋₂₂ 和 InN₁₁₋₂₀ 的 PL 峰值能量出现明显的红移现象。该现象不仅与半极性和非极性 InN 薄膜相较于极性 InN 薄膜具有更高的缺陷密度相关, 也与半极性和非极性 InN 薄膜在面内存在应变各向异性相关。具体而言, 由于半极性和非极性 InN 与衬底间存在晶格失配的各向异性, 沿薄膜面内不同方向的应变存在各向异性, 从而导致价带劈裂现象的发生, 使空穴带上移, 载流子复合的能级变窄, 从而出现 PL 能量红移^[36-37]。

图 4 为三个不同极性面 InN 样品 InN₀₀₀₂、InN₁₁₋₂₂ 和 InN₁₁₋₂₀ 的可见-红外透射光谱曲线。图中显示, 三个样品均表现出比较陡峭的吸收边, 且它们的吸收边能量均高于图 3 所示的 PL 峰值能量, 这表明存在斯托克斯位移(Stokes' shift)^[38-39]。但是, 半极性和非极性 InN 样品 InN₁₁₋₂₂ 和 InN₁₁₋₂₀

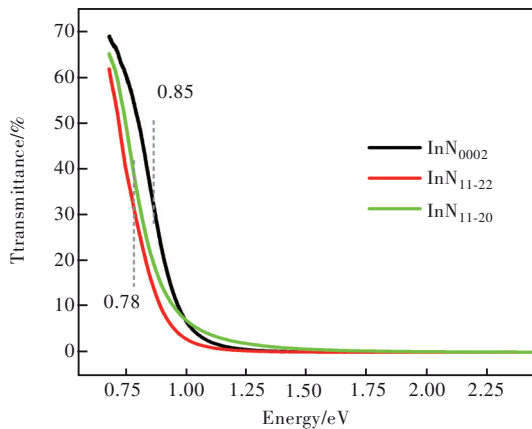


图4 极性、半极性和非极性InN样品的透射光谱

Fig.4 Transmission spectra of polar, semipolar, and nonpolar InN samples

的吸收边相较于极性InN样品InN₀₀₀₂红移更加明显,即半极性和非极性的斯托克斯位移更小,该现象与Zhang报道的结果一致^[39]。考虑到前面讨论的半极性和非极性InN薄膜因价带劈裂导致载流子复合的能级变窄的现象,以及半/非极性面InN薄膜稍差的晶体质量,推测半/非极性面InN透射

谱较明显的红移是价带劈裂以及缺陷吸收导致的。

本研究使用MOCVD技术,在不同晶面的蓝宝石衬底上实现了极性(0002)面、半极性(11-22)面和非极性(11-20)面InN薄膜的外延生长。XRD曲线展示的(0002)、(11-22)和(11-20)面InN的较强衍射峰表明,本文生长的不同极性面InN薄膜具有较高的结晶质量。但是,SEM表面形貌图表明,由于面内生长速度各向异性以及与衬底间晶格失配各向异性,(11-22)和(11-20)面InN表面均存在未完全合并的孔洞。此外,PL光谱表明不同极性面InN的峰值能量差别较小,在0.63 eV附近,并从极性、半极性到非极性逐渐红移。透射谱显示(11-22)和(11-20)面InN的吸收边相比(0002)面出现明显的红移,从而使极性(0002)面InN表现出更大的斯托克斯位移。

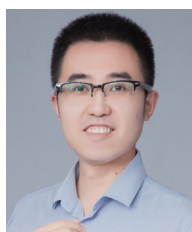
本文专家审稿意见及作者回复内容的下载地址:
<http://cjl.lightpublishing.cn/thesisDetails#10.37188/CJL.20230303>.

参 考 文 献:

- [1] LIU B, CHEN D J, LU H, *et al.* Hybrid light emitters and UV solar-blind avalanche photodiodes based on III-nitride semiconductors [J]. *Adv. Mater.*, 2020, 32(27): 1904354.
- [2] 王新强, 黎大兵, 刘斌, 等. 大失配、强极化第三代半导体材料体系生长动力学和载流子调控规律 [J]. *发光学报*, 2016, 37(11): 1305-1309.
 WANG X Q, LI D B, LIU B, *et al.* Growth dynamics and carrier control of the third generation semiconductor with large mismatch and strong polarization [J]. *Chin. J. Lumin.*, 2016, 37(11): 1305-1309. (in Chinese)
- [3] 高江东, 刘军林, 徐龙权, 等. 垒温对硅衬底 GaN 基蓝光 LED 发光效率的影响 [J]. *发光学报*, 2016, 37(2): 202-207.
 GAO J D, LIU J L, XU L Q, *et al.* Dependence of electroluminescence on barriers temperature in GaN base blue LED on silicon substrate [J]. *Chin. J. Lumin.*, 2016, 37(2): 202-207. (in Chinese)
- [4] 杜小娟, 刘晶, 董海亮, 等. 电子阻挡层 Al 组分对 GaN 基蓝光激光二极管光电性能的影响 [J]. *发光学报*, 2022, 43(5): 773-785.
 DU X J, LIU J, DONG H L, *et al.* Effect of Al composition of electron blocking layer on photoelectric performance of GaN-based blue laser diode [J]. *Chin. J. Lumin.*, 2022, 43(5): 773-785. (in Chinese)
- [5] CAI Q, YOU H F, GUO H, *et al.* Progress on AlGaIn-based solar-blind ultraviolet photodetectors and focal plane arrays [J]. *Light Sci. Appl.*, 2021, 10(1): 94.
- [6] 尤坤, 宋航, 黎大兵, 等. GaN 基 MIS 紫外探测器的电学及光电特性 [J]. *发光学报*, 2012, 33(1): 55-61.
 YOU K, SONG H, LI D B, *et al.* Electrical and optoelectronics characteristics of GaN based MIS photo-detectors [J]. *Chin. J. Lumin.*, 2012, 33(1): 55-61. (in Chinese)
- [7] 赵勇兵, 张韵, 程哲, 等. 具有高阈值电压和大栅压摆幅的常关型槽栅 AlGaIn/GaN 金属氧化物半导体高电子迁移率晶体管 [J]. *发光学报*, 2016, 37(6): 720-724.
 ZHAO Y B, ZHANG Y, CHENG Z, *et al.* High-threshold-voltage normally-off recessed MOS-gate AlGaIn/GaN HEMT with large gate swing [J]. *Chin. J. Lumin.*, 2016, 37(6): 720-724. (in Chinese)

- [8] 吴月芳, 郭伟玲, 陈艳芳, 等. GaN 基肖特基势垒二极管结构优化研究进展 [J]. 发光学报, 2017, 38(4): 477-486.
WU Y F, GUO W L, CHEN Y F, *et al.* Progress on structure optimization of GaN based Schottky diode [J]. *Chin. J. Lumin.*, 2017, 38(4): 477-486. (in Chinese)
- [9] LI J M, WANG J X, YI X Y, *et al.* *III-Nitrides Light Emitting Diodes: Technology and Applications* [M]. Singapore: Springer, 2020.
- [10] HIRAYAMA H, MAEDA N, FUJIKAWA S, *et al.* Recent progress and future prospects of AlGaIn-based high-efficiency deep-ultraviolet light-emitting diodes [J]. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 2014, 53(10): 100209.
- [11] ZHAO J G, PAN J Y, LIU B, *et al.* Improved optical properties of nonpolar AlGaIn-based multiple quantum wells emitting at 280 nm [J]. *IEEE Photonics J.*, 2021, 13(1): 1-7.
- [12] 赵见国. 非极性 AlGaIn 基量子阱外延生长技术的研究 [D]. 南京: 东南大学, 2018.
ZHAO J G. *Study on the Epitaxial Growth Technology of Non-polar AlGaIn-based Multiple Quantum Well* [D]. Nanjing: Southeast University, 2018. (in Chinese)
- [13] WANG L, WANG L, CHEN C J, *et al.* Green InGaIn quantum dots breaking through efficiency and bandwidth bottlenecks of micro-LEDs [J]. *Laser Photonics Rev.*, 2021, 15(5): 2000406.
- [14] CHANG Y H, HUANG Y M, GUNAWAN W H, *et al.* 4.343-Gbit/s green semipolar (20-21) μ -LED for high speed visible light communication [J]. *IEEE Photonics J.*, 2021, 13(4): 7300204.
- [15] ZHUANG Z, HIDA D, VELAZQUEZ-RIZO M, *et al.* 630-nm red InGaIn micro-light-emitting diodes (<20 μ m \times 20 μ m) exceeding 1 mW/mm² for full-color micro-displays [J]. *Photonics Res.*, 2021, 9(9): 1796-1802.
- [16] ZHUANG Z, HIDA D, KIRILENKO P, *et al.* Optimal ITO transparent conductive layers for InGaIn-based amber/red light-emitting diodes [J]. *Opt. Express*, 2020, 28(8): 12311-12321.
- [17] DAVYDOV V Y, KLOCHIKHIN A A, SEISYAN R P, *et al.* Absorption and emission of hexagonal InN. Evidence of narrow fundamental band gap [J]. *Phys. Stat. Sol. B*, 2002, 229(3): r1-r3.
- [18] BUTCHER K S A, TANSLEY T L. InN, latest development and a review of the band-gap controversy [J]. *Superlattices Microstruct.*, 2005, 38(1): 1-37.
- [19] BHUIYAN A G, HASHIMOTO A, YAMAMOTO A. Indium nitride (InN): a review on growth, characterization, and properties [J]. *J. Appl. Phys.*, 2003, 94(5): 2779-2808.
- [20] ZHU X L, GUO L W, PENG M Z, *et al.* Characterization of a-plane InN film grown on r-plane sapphire by MOCVD [J]. *J. Cryst. Growth*, 2008, 310(16): 3726-3729.
- [21] FENG Z C. *III-Nitride Devices and Nanoengineering* [M]. New Jersey: World Scientific, 2008.
- [22] TAN A K, HAMZAH N A, AHMAD M A, *et al.* Recent advances and challenges in the MOCVD growth of indium gallium nitride: a brief review [J]. *Mater. Sci. Semicond. Process.*, 2022, 143: 106545.
- [23] NANISHI Y, SAITO Y, YAMAGUCHI T, *et al.* MBE-growth, characterization and properties of InN and InGaIn [J]. *Phys. Stat. Sol. A*, 2003, 200(1): 202-208.
- [24] FIORENTINI V, BERNARDINI F, SALA F D, *et al.* Effects of macroscopic polarization in III-V nitride multiple quantum wells [J]. *Phys. Rev. B*, 1999, 60(12): 8849-8858.
- [25] ZHAO J G, CHEN K, GONG M G, *et al.* Epitaxial growth and characteristics of nonpolar a-plane InGaIn films with blue-green-red emission and entire In content range [J]. *Chin. Phys. Lett.*, 2022, 39(4): 048101.
- [26] JONES R E, YU K M, LI S X, *et al.* Evidence for p-type doping of InN [J]. *Phys. Rev. Lett.*, 2006, 96(12): 125505.
- [27] ZHAO J G, ZHANG X, HE J Q, *et al.* High internal quantum efficiency of nonpolar a-plane AlGaIn-based multiple quantum wells grown on r-plane sapphire substrate [J]. *ACS Photonics*, 2018, 5(5): 1903-1906.
- [28] WALTEREIT P, BRANDT O, TRAMPERT A, *et al.* Nitride semiconductors free of electrostatic fields for efficient white light-emitting diodes [J]. *Nature*, 2000, 406(6798): 865-868.
- [29] SEGEV D, VAN DE WALLE C G. Origins of Fermi-level pinning on GaN and InN polar and nonpolar surfaces [J]. *Europhys. Lett.*, 2006, 76(2): 305-311.
- [30] AHN H, KU Y P, CHUANG C H, *et al.* Intense terahertz emission from a-plane InN surface [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2008, 92(10): 102103.
- [31] ZHANG B, SONG H P, WANG J, *et al.* MOCVD growth of a-plane InN films on r-Al₂O₃ with different buffer layers [J].

- J. Cryst. Growth*, 2011, 319(1): 114-117.
- [32] DINH D V, SKURIDINA D, SOLOPOW S, *et al.* Growth and characterizations of semipolar (11 $\bar{2}2$) InN [J]. *J. Appl. Phys.*, 2012, 112(1): 013530.
- [33] ZHAO J G, ZHANG X, DAI Q, *et al.* Defects reduction in *a*-plane AlGaIn epi-layers grown on *r*-plane sapphire substrates by metal organic chemical vapor deposition [J]. *Appl. Phys. Express*, 2017, 10(1): 011002.
- [34] ZHAO J G, ZHANG X, WU Z L, *et al.* Reduction in crystalline quality anisotropy and strain for non-polar *a*-plane GaIn epi-layers with nano-scale island-like SiN_x interlayer [J]. *J. Alloys Compd.*, 2017, 729: 992-996.
- [35] LIU B, LUO W J, ZHANG R, *et al.* Growth of In-rich and Ga-rich InGaIn alloys by MOCVD and fabrication of InGaIn-based photoelectrodes [J]. *Phys. Stat. Sol. C*, 2010, 7(7-8): 1817-1820.
- [36] LIU B, ZHANG R, XIE Z L, *et al.* Anisotropic crystallographic properties, strain, and their effects on band structure of *m*-plane GaIn on LiAlO₂(100) [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2008, 92(26): 261906.
- [37] ZHAO G J, WANG L S, YANG S Y, *et al.* Anisotropic structural and optical properties of semi-polar (11-22) GaIn grown on *m*-plane sapphire using double AlN buffer layers [J]. *Sci. Rep.*, 2016, 6: 20787.
- [38] MARTIN R W, MIDDLETON P G, O'DONNELL K P, *et al.* Exciton localization and the Stokes' shift in InGaIn epilayers [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1999, 74(2): 263-265.
- [39] ZHANG Y, SMITH R M, HOU Y, *et al.* Stokes shift in semi-polar (11 $\bar{2}2$) InGaIn/GaIn multiple quantum wells [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2016, 108(3): 031108.



赵见国(1990-),男,山东莒县人,博士,讲师,硕士生导师,2019年于东南大学获得博士学位,主要从事宽禁带半导体生长与相关器件的研究。

E-mail: zhaojg@nuist.edu.cn



常建华(1976-),男,江苏南京人,博士,教授,博士生导师,2005年于东南大学获得博士学位,主要从事光子学与光器件、全固态激光器、激光雷达、光电传感的研究。

E-mail: jianhuachang@nuist.edu.cn



刘斌(1980-),男,重庆人,博士,教授,博士生导师,2008年于南京大学获得博士学位,主要从事宽禁带半导体材料及异质结构、III族氮化物半导体光电子器件、半导体固态照明与Micro-LED显示技术的研究。

E-mail: bliu@nju.edu.cn