第 49 卷第 9 期　　硅　酸　盐　学　报　　Vol. 49，No. 9
2021 年 9 月　　JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY　　September，2021
http://www.gxyb.cbpt.cnki.net　　**DOI**：10.14062/j.issn.0454-5648.20200837

射频磁控溅射制备高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜及其光学性能

陈建金，齐东丽，刘　俊，李　想，宋健宇，沈龙海
(沈阳理工大学理学院，沈阳 110159)

摘　要：采用射频磁控溅射法，在硅和石英衬底上生长了高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜。利用 X 射线衍射仪(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)和紫外–可见–红外分光光度计分别对 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的结构、形貌和光学带隙进行表征，并在室温下测量 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的光致发光(PL)谱。结果表明：$Al_{1-x}In_xN$ 薄膜均呈(002)择优取向，具有单相纤锌矿结构，In 组分为 $x=0.64$–0.76。随着 In 组分升高，薄膜表面更加光滑，光学带隙值由 1.93 eV 红移至 1.87 eV。In 组分 $x=0.64$，薄膜以本征发光为主，随着 In 组分增加，出现了附加的发光峰，这可归因于 Moss-Burstein 效应。

关键词：铝铟氮薄膜；择优取向；光致发光；Burstein-Moss 效应
中图分类号：O471.4　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)09–1970–06
网络出版时间：2021–07–23

Growth and Optical Properties of In-rich $Al_{1-x}In_xN$ Films by Radio-Frequency Magnetron Sputtering

CHEN Jianjin, *QI Dongli*, *LIU Jun*, *LI Xiang*, *SONG Jianyu*, *SHEN Longhai*
(School of Science, Shenyang Ligong University, Shenyang 110159, China)

Abstract: The In-rich $Al_{1-x}In_xN$ films were grown on Si and quartz substrates by radio-frequency magnetron sputtering. The structures, morphologies, and optical bandgap of as-grown $Al_{1-x}In_xN$ films were characterized by X-ray diffraction, scanning electron microscopy, and ultra-violate-visible-near infrared spectroscopy. The photoluminescence (PL) spectra of $Al_{1-x}In_xN$ films were measured at room temperature. The $Al_{1-x}In_xN$ films have single-phase wurtzite structures with (002) preferred orientation. The In content x was tuned in the range of 0.64–0.76. With increasing the In content x, the $Al_{1-x}In_xN$ films exhibit smoother surface morphology and the optical bandgap shows a red-shifted from 1.93 eV to 1.87 eV. The PL emission is dominated by the band edge emission at $x=0.64$. The additional emission could be explained by the Burstein-Moss effect when the In content x was increased.

Keywords: aluminum indium nitrogen films; preferred orientation; photoluminescence; Moss-Burstein effect

近几十年Ⅲ族氮化物半导体合金在发光二极管[1]、激光二极管[2]、太阳能电池[3]、光电探测器[4]、高电子迁移率晶体管[5]等器件中被广泛应用，其中，$Al_{1-x}In_xN$ 作为一种三元半导体合金，通过调节组分，可以获得从 0.7 eV(InN)到 6.2 eV(AlN)连续可调的直接带隙[6–7]，是发展近红外–可见–紫外波段半导体光电子器件的首选材料，如禁带宽度范围在 0.7~2.4 eV 之间的高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜带隙覆盖大部分太阳光谱，可用于多结太阳能电池[8–9]。

目前，$Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的生长方法有金属有机化学气相沉积(MOCVD)[10]、金属有机气相外延(MOVPE)[11]、分子束外延(MBE)[12]和磁控溅射[13]等。Miyoshi 等[14]利用 MOCVD 方法在 GaN 表面沉积了 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜，生长温度为 800~860 ℃，但 In 组分只能在 0.144~0.197 范围内调控，当 In 组分超过 0.17 时出现了相分离现象。Sakalauskas 等[15]利用

收稿日期：2020–11–16。　修订日期：2021–03–17。
基金项目：辽宁省教育厅自然科学基金(LG201910)。
第一作者：陈建金(1996—)，男，硕士研究生。
通信作者：沈龙海(1977—)，男，博士，教授。

Received date: 2020–11–16.　**Revised date:** 2021–03–17.
First author: CHEN Jianjin(1996–), male, Master candidate.
E-mail: 1165502839@qq.com
Correspondent author: SHEN Longhai(1977–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: shenlonghai@163.com

MOVPE 方法在以蓝宝石为基底的 GaN 缓冲层上制备了沿 *c* 轴择优取向的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜，生长温度在 715~795 ℃之间，In 组分范围为 x=0.143~0.242。以上 2 种方法很难生长高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜，是由于 InN 和 AlN 之间的晶格失配和键能相差较大，高温生长环境会导致 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜出现相分离，难以获得单相的高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜[16–18]。因此，低温生长高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的方法一直被探索。Chen 等[19]利用 MBE 方法在衬底温度为 530 ℃，制备了高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜，In 组分范围为 x=0.57~0.80。Lan 等[20]利用双靶共溅射生长了单相的高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜，In 组分范围为 x = 0.13~0.88，得到的薄膜致密均匀。双靶共溅射通过固定作用在 In 靶的射频功率，改变作用在 Al 靶的射频功率来调节组分，但此方法需要增加射频源，设备结构复杂，成本较高。Dong 等[21]利用溅射预先定制的 Al–In 合金靶材，Al 和 In 的质量比为 1:1，获得了单相的 $Al_{0.47}In_{0.53}N$ 薄膜。由于在调节组分时需要定制不同质量比的合金靶，增加了薄膜的制备成本，因此利用合金靶材调节组分的研究非常少。磁控溅射方法具有低温生长的特点，能够避免在生长高 In 组分 Al_{1-x} In_xN 薄膜过程中发生相分离，而且设备具有成本低和工艺简单等优点，是低温下制备高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的有效方法之一[22]。

采用射频磁控溅射方法制备高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜。在 Al 靶等离子体溅射刻蚀区放置若干金属 In 块，通过调整 In 块数量(N_{In})获得高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜。研究了不同 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的表面形貌特点、光学带隙及其光致发光(PL)谱，分析了 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的发光机制。

1　实验

1.1　样品制备

利用射频磁控溅射法生长高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜。衬底分别为硅和石英，靶材为高纯铝靶(质量分数为 99.999%)，靶材的直径和厚度分别为 50 mm 和 4 mm，高纯金属 In 块(质量分数为 99.999%)被分散放置在 Al 靶等离子体溅射刻蚀区域。氩气和氮气(纯度均≥99.999%，质量分数)分别为工作气体和反应气体。实验前，先对衬底进行超声清洗 15 min，自然风干后放置反应腔体内进行辉光清洗 10 min。生长薄膜前对靶材进行预溅射 10 min，目的是去除靶材表面的污垢及氧化层。Al_{1-x} In_xN 薄膜的生长参数如表 1 所示。

表 1　Al_{1-x} In_xN 薄膜生长参数

Table 1 Growth parameters of Al_{1-x} In_xN film

Substrate–target distance/cm	Working pressure/Pa	Initial pressure/Pa	Mass ratio of Ar and N_2	N_{In}	RF power/W	Substrate temperature/℃	Deposition time/h
7	1	5×10^{-4}	36:54	6:8:10	300	350	2

1.2　样品表征

采用日本 Hitachi D/ max 2500PC 型 X 射线衍射仪(XRD)分析薄膜的物相组成，测定条件为 Cu 靶 K_α 射线，λ=0.154 18 nm。利用德国 Zeiss Supra55 型扫描电子显微镜(SEM)分析样品的形貌。采用美国 Lambda 950 PerkinElmer 型紫外–可见–红外分光光度计(UV–Vis–NIR)测量 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的光学透过率。采用日本 LabRAM HR Evolution 型氦镉激光器在室温下测量薄膜的 PL 谱。

2　结果与讨论

2.1　XRD 分析

图 1 为改变 Al 靶上 In 块数量(N_{In})制备的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的 XRD 谱，N_{In} 分别为 6、8、10。由图 1 可见，所有样品均只出现 1 个较强的衍射峰，对应六角纤锌矿结构 $Al_{1-x}In_xN$ 的(002)晶面[23]。没有出现其他特征衍射峰，说明制备的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜具有单相纤锌矿结构且沿 *c* 轴择优生长，未出现相分离现象。随着 In 块数量的增加，(002)衍射峰逐渐向小角度偏移，表明 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜中各组分含量发生变化。

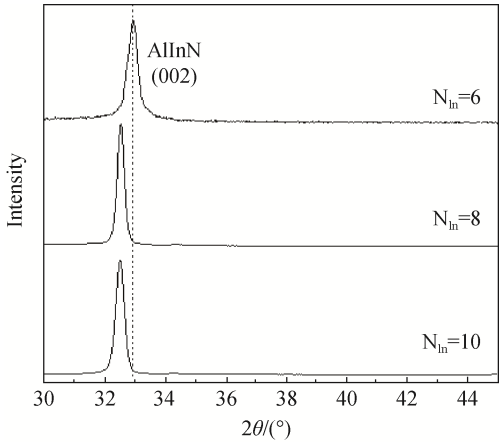


图 1　不同 In 块数量下生长的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的 XRD 谱

Fig. 1　XRD spectra of $Al_{1-x}In_xN$ films grown under various number of In blocks

利用 Vegard 式(1)计算 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜中各组分含量[24–25]，假设所有薄膜不存在应力：

$$c_{Al_{1-x}In_xN} = xc_{InN} + (1-x)c_{AlN} \quad (1)$$

$c_{Al_{1-x}In_xN}$、c_{AlN} 和 c_{AlN} 分别为 $Al_{1-x}In_xN$、InN (0.570 3 nm)和 AlN(0.498 2 nm)的晶格常数 c[6]。根据 XRD 谱中的(002)衍射峰，利用 Bragg 衍射公式计算得到 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的晶格常数 $c_{Al_{1-x}In_xN}$。表 2 为根据式(1)计算得到的不同 In 块数量下生长的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜中各组分含量。由表 2 可见，随着 N_{In} 增加，$Al_{1-x}In_xN$ 薄膜中 In 组分 x 从 0.64 增加至 0.76，具有高 In 组分的特点。N_{In} 从 6 增加到 8，In 组分显著增加，随着 N_{In} 进一步从 8 增加到 10，In 组分增加较小。

表 2 不同 In 块数量下生长的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的各组分含量

Table 2 Elemental composition of $Al_{1-x}In_xN$ films grown under various number of In blocks (N_{In})

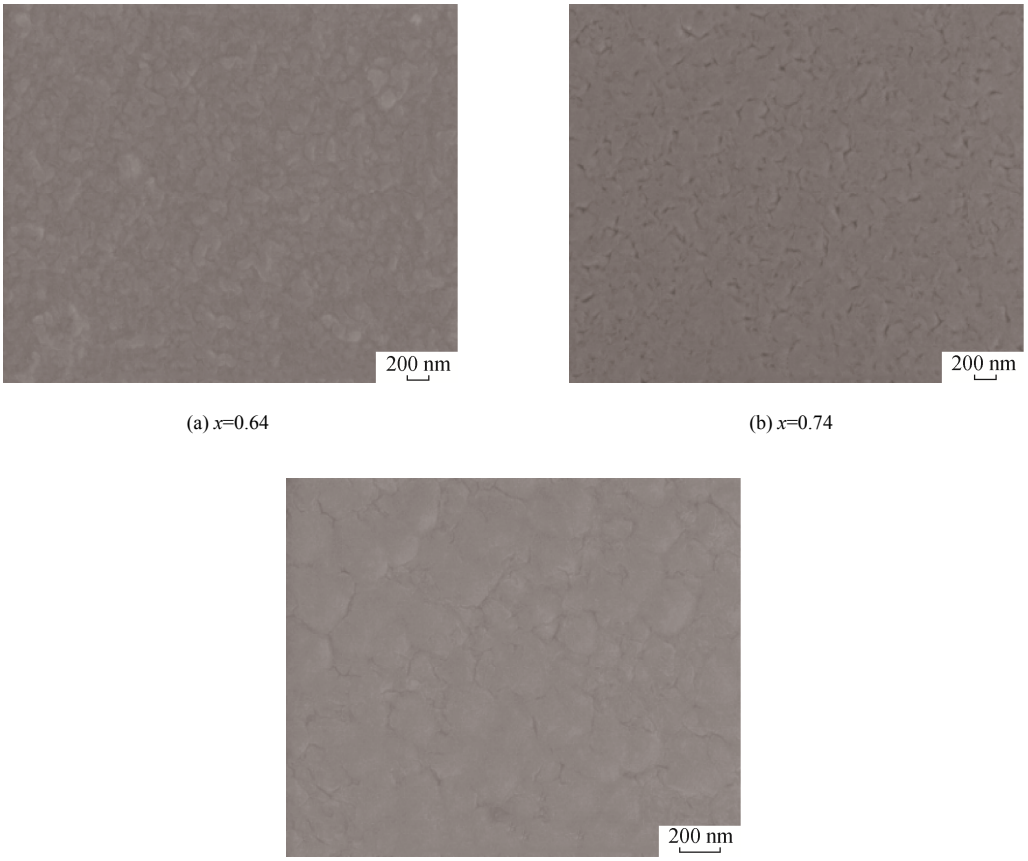
N_{In}	2θ/(°)	x
6	32.94	0.64
8	32.54	0.74
10	32.50	0.76

2.2 样品的形貌分析

图 2 为不同 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的表面 SEM 照片。由图 2a 可见，In 含量 $x=0.64$ 时，表面呈现清晰颗粒状，颗粒尺寸约为 150 nm，颗粒之间边界清晰。随着 In 含量增加至 $x=0.76$(图 2c)，薄膜表面无明显颗粒存在，表面颗粒逐渐平滑，大量颗粒互相浸没一起形成迷津结构。最后相互吞并形成气泡状，沟道明显减少，这是由于薄膜表面吸附 In 原子数量增加且表面扩散速率加快导致。图 3 为不同 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的截面 SEM 照片。由图 3 可见，随着 In 组分由 $x=0.64$ 升高至 $x=0.76$，薄膜厚度由 1.57 μm 增加至 2.51 μm，薄膜沉积速率从 0.74 μm/h 提升至 1.25 μm/h，这表明金属 In 的溅射产率高于金属 Al。

2.3 光学性能

图 4 为不同 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的光学透过率曲线。由图 4 可见，随着 In 含量的升高，$Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的平均透过率下降，这是由于 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的厚度增加和载流子浓度升高导致[13]。在低 In 组分时，透射谱的长波段呈现出有规律的波动，可归因于透射

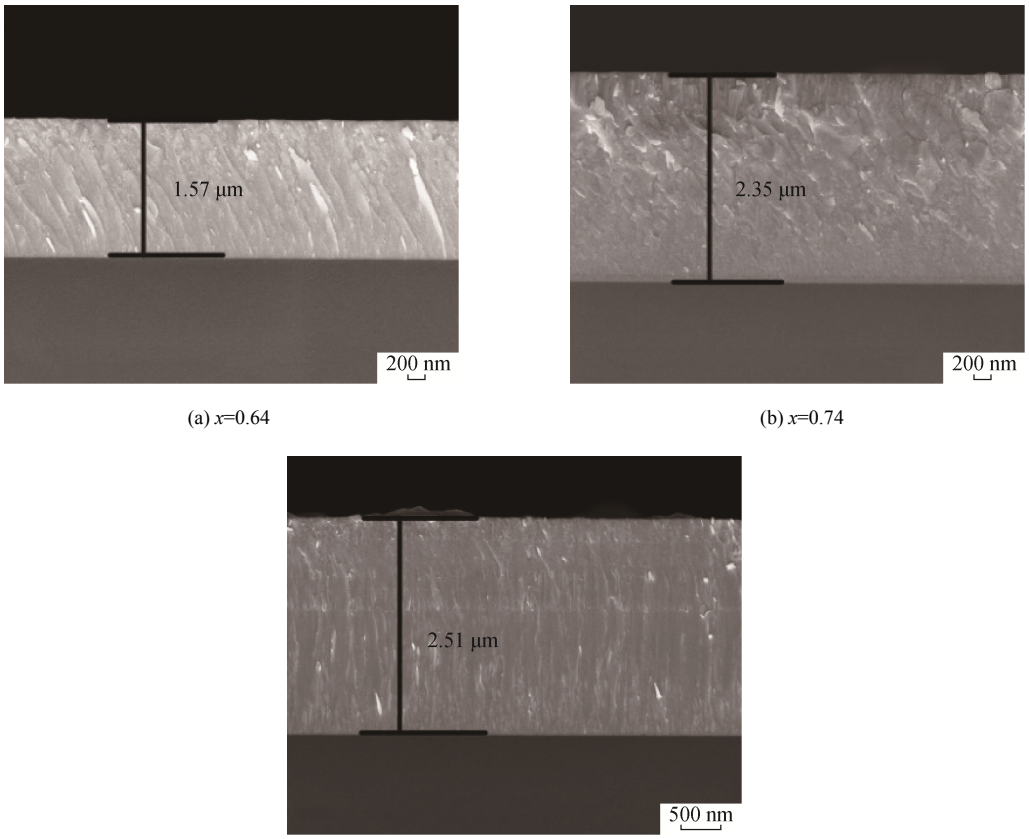


(a) x=0.64 (b) x=0.74

(c) x=0.76

图 2 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜表面 SEM 照片

Fig. 2 Top-view SEM images of $Al_{1-x}In_xN$ films



(a) x=0.64　　(b) x=0.74

(c) x=0.76

图 3　$Al_{1-x}In_xN$ 薄膜截面 SEM 照片

Fig. 3　Cross-sectional SEM images of $Al_{1-x}In_xN$ films

光产生的薄膜干涉现象，这表明薄膜均匀[26–27]，与 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的 SEM 分析结果一致。透过率曲线在红光波段有一倾斜的吸收边，这与 $Al_{1-x}In_xN$ 的直接带隙有关[28]。为了确定 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的禁带宽度，首先根据 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的厚度 d 和透过率 T，通过式(2)计算出薄膜的吸收系数 α：

$$\alpha = (\ln T^{-1}) / d \tag{2}$$

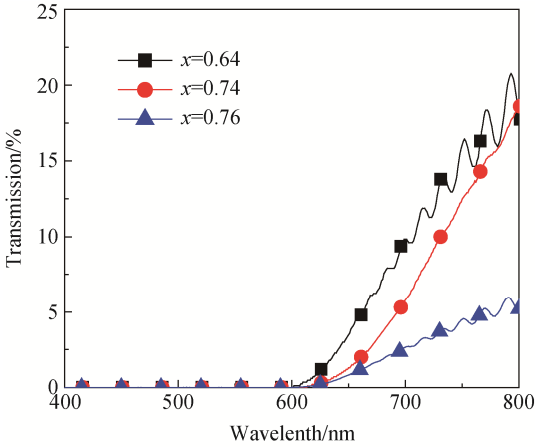


图 4　不同 In 组分的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的透过率

Fig. 4　Transmittance spectra of $Al_{1-x}In_xN$ films with different In composition

将吸收系数 α 代入式(3)中得到 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的 $(ahv)^2$–hv 关系曲线：

$$\alpha hv = C(hv - E_g)^m \tag{3}$$

式中：hv 为光子能量；C 为常数；E_g 为光学带隙；m 的值与半导体材料及跃迁类型关，直接允许和间接允许半导体的 m 值分别为 1/2 和 2。由于 $Al_{1-x}In_xN$ 为直接带隙半导体，m=1/2，通过对 $(ahv)^2$–hv 曲线做切线外推得到光学带隙 E_g 值[29–30]。如图 5 所示，In 组分为 x=0.64，0.74，0.76 的 E_g 值分别为 1.93，1.89，1.87 eV，随着 In 组分含量升高，光学吸收边逐渐红移，这与 $Al_{1-x}In_xN$ 三元半导体中 In 含量增加导致其带隙减小的理论结果一致。

2.4　PL 光谱分析

图 6 为不同 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的 PL 谱及 Gauss 拟合曲线。不同 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的 PL 谱具有较宽的发光带，随着 In 含量由 0.64 增加 0.76，发光峰半峰宽(FWHM)由 120 nm 增加至 161 nm，结合微观形貌分析，可归因于薄膜表面颗粒尺寸减小。为了进一步研究 In 组分变化对 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜发光机制的影响，对发光峰进行 Gauss 拟合，拟合结果

如图 6 虚线所示。In 组分 x = 0.64 的薄膜发光峰位于 622 nm，未能拟合出其他发光峰；In 组分 x=0.74 的薄膜发光峰位于 573 nm 和 672 nm，In 组分 x=0.76 的薄膜发光峰位于 621 nm 和 716 nm。位于 622，672，716 nm 的发光峰，对应带隙分别为 1.99、1.84，1.73 eV，与光学吸收边分析结果相近，表明为不同 In 组分的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的本征带隙发光。Blasco 等[13]和 Hong 等[31]研究表明，提高 In 组分会显著增加薄膜的电子载流子浓度，引起 Burstein- Moss 效应。即电子载流子浓度超过导带边缘的态密度，Fermi 能级高于导带底，此时会出现波长小于本征发光的发光峰[32]。因此位于 573 nm 和 621 nm 的发光峰可归因于导带中 Fermi 能级的电子向价带顶跃迁。

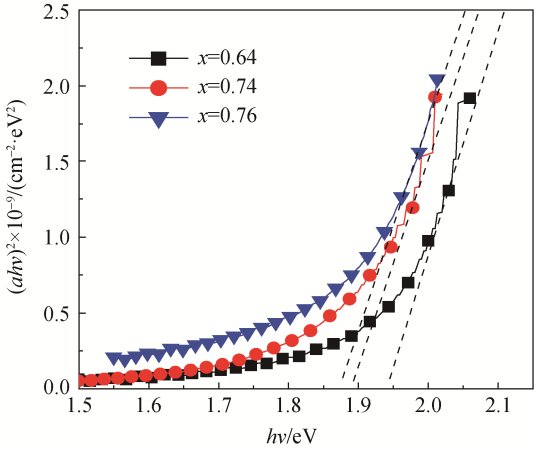


图 5 不同 In 组分的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的$(ahv)^2$–hv 关系曲线

Fig. 5 Plots of $(ahv)^2$ *versus* hv for $Al_{1-x}In_xN$ films with different In composition

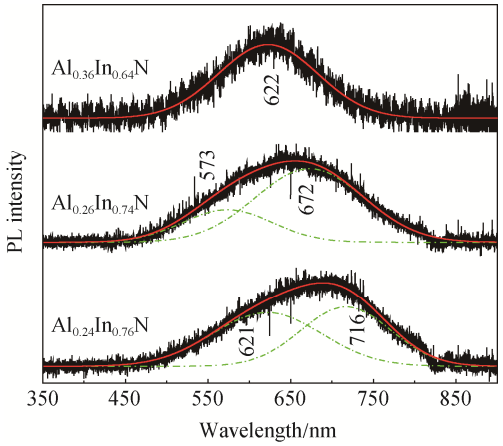


图 6 不同 In 组分的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜在 325 nm 激光激发下的光致发光光谱

Fig. 6 Photoluminescence (PL) emission spectra of $Al_{1-x}In_xN$ films with different In composition excited by 325 nm laser

3 结论

采用射频磁控溅射法低温制备了高 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜，In 组分含量范围为 x = 0.64 ~ 0.76，光学吸收边能量范围为 1.87~1.93 eV。不同 In 组分 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜位于 622、672、716 nm 的发光峰与对应的光学带隙值结果一致，其发光机制属于本征发光。当 In 组分升高至 x = 0.74 和 x = 0.76，PL 谱中分别出现了 573 nm 和 621 nm 附加发光峰，其发光机制可归于 Burstein-Moss 效应。制备的 $Al_{1-x}In_xN$ 薄膜的发光峰覆盖红光波段，有望在白光 LED 中提高红色演色性，具有潜在的应用价值。

参考文献:

[1] LASKAR R, GANGULI T, RAHMAN A, et al. Anisotropic structural and optical properties of a-plane (11 $\bar{2}$0) AlInN nearly-lattice-matched to GaN[J]. Appl Phys Lett, 2011, 98(18): 181108.

[2] ASCHENBRENNER T, DARTSCH H, KRUSE C, et al. Optical and structural characterization of AlInN layers for optoelectronic applications[J]. J Appl Phys, 2010, 108(6): 895.

[3] NÚÑEZ-CASCAJERO A, MONTEAGUDO LERMA L, VALDUEZA-FELIP S, et al. Study of high In-content AlInN deposition on p-Si(111) by RF-sputtering[J]. Jap J Appl Phys, 2016, 55(5S): 05FB07.

[4] MERKX E P J, LENSVELT T G, KOLK E V D. Modelling and optimization of UV absorbing photovoltaic windows using a thin film AlN: Eu 3^+ luminescence library[J]. Sol Energ Mater Sol C, 2019, 200: 110032–110032..

[5] JIA X L, HUANG X Y, TANG Y, et al. Ultrasensitive detection of phosphate using ion-imprinted polymer functionalized AlInN/GaN high electron mobility transistors[J]. IEEE Electr Device L, 2016, 37(7): 913–915.

[6] NÚÑEZ-CASCAJERO A, VALDUEZA-FELIP S, MONTEAGUDO LERMA L, et al. In-rich $Al_{1-x}In_xN$ grown by RF-sputtering on sapphire: from closely-packed columnar to high-surface quality compact layers[J]. J Phys D Appl Phys, 2017, 50: 0651011.

[7] 陈琪，尹越，任芳，等. Ⅲ-Ⅴ化合物的范德华外延生长与应用[J]. 发光学报, 2020, 41(8): 899–912.
CHEN Qi, YIN Yue, REN Fang, et al. J Lumin(in Chinese), 2020, 41(8): 899–912.

[8] ALIZADEH M, GANESH V, MEHDIPOUR H, et al. Structural ordering, morphology and optical properties of amorphous $Al_{1-x}In_xN$ thin films grown by plasma-assisted dual source reactive evaporation[J]. J Alloys Compd, 2015, 632: 741–747.

[9] ALIZADEH M, TONG G B, MEHMOOD M S, et al. Band engineered Al-rich InAlN thin films as a promising photoanode for hydrogen generation from solar water splitting[J]. Sol Energ Mater Sol C, 2018, 185: 445–455.

[10] MARCINKEVICIUS S, SZTEIN A, NAKAMURA S, et al. Properties of sub-band edge states in AlInN studied by time-resolved photoluminescence of a AlInN/GaN heterostructure[J]. Semicond Sci Tech, 2015, 30(11): 115017.

[11] BOROVAC D, SUN W, SONG R, et al. On the thermal stability of

nearly lattice-matched AlInN films grown on GaN *via* MOVPE[J]. J Cryst Growth, 2020, 533: 125469.

[12] CHEN W C, WU Y H, TIAN S, et al. Direct growth of epitaxial In-rich $Al_{1-x}In_xN$ ternary alloys on Si(111) substrate by RF-MOMBE[C]// 2012 International Conference on Solid State Devices and Materials, Kyoto, Japan, 2012.

[13] BLASCO R, VALDUEZA-FELIP S, MONTERO D, et al. Low-to-mid Al content (x = 0–0.56) $Al_{1-x}In_xN$ layers deposited on Si(100) by radio-frequency sputtering[J]. Phys Status Solidi B, 2020, 257: 1–6.

[14] MIYOSHI M, YAMANAKA M EGAWA T, et al. Microstructure variation in thick AlInN films grown on c-plane GaN on sapphire by metalorganic chemical vapor deposition[J]. J Cryst Growth, 2019, 506: 40–44.

[15] SAKALAUSKAS E, BEHMENBURG H, GOLDHAHN R, et al. Dielectric function and optical properties of Al-rich AlInN alloys pseudomorphically grown on GaN[J]. J Phys D Appl Phys, 2010, 43(36): 365102.

[16] WANG K, MARTIN W, AMABILE D, et al. Optical energies of AlInN epilayers[J]. J Appl Phys, 2008, 103(7): 073510.

[17] ALEXANDRA E. Structural and compositional evolutions of $Al_{1-x}In_xN$ core–shell nanorods grown on Si(111) substrates by reactive magnetron sputter epitaxy[J]. Nanotechnology, 2015, 26(21): 215602.

[18] KIM-CHAUVEAU H, MIERRY P D, CHAUVEAU J M, et al. The influence of various MOCVD parameters on the growth of $Al_{1-x}In_xN$ ternary alloy on GaN templates[J].. 2010, 316(1): 30–36.

[19] CHEN W C, WU Y H, PENG C Y, et al. Effect of In/Al ratios on structural and optical properties of InAlN films grown on Si(100) by RF-MOMBE[J]. Nanoscale Res Lett, 2014, 9(1): 204.

[20] YEH T S, WU J M, LAN W H. Electrical properties and optical bandgaps of AlInN films by reactive sputtering[J]. J Cryst Growth, 2008, 310(24): 5308–5311.

[21] DONG C J, XU M, CHEN Q Y, et al. Growth of well-oriented $Al_{1-x}In_xN$ films by sputtering at low temperature[J]. J Alloys Compd, 2009, 479(1/2): 812–815.

[22] 李学留, 刘丹丹, 梁齐, 等. 射频磁控溅射法制备 SnS_2 薄膜结构和光学特性的研究[J]. 发光学报, 2016, 37(12): 1521–1531.
LI XUELIU, LIU DANDAN, LIANG QI, et al. J Lumin (in Chinese), 2016, 37(12): 1521–1531.

[23] HAN Q, DUAN C, DU G, et al. Magnetron sputter epitaxy and characterization of wurtzite AlInN on Si(111) substrates[J]. J Electron Mater, 2010, 39(5): 489–493.

[24] KUYKENDALL T, ULRICH P, ALONI S, et al. Complete composition tunability of InGaN nanowires using a combinatorial approach[J]. Nat Mater, 2007, 6(12): 951–956.

[25] HESTROFFER K, LUND C, KOKSALDI S, et al. Compositionally graded InGaN layers grown on vicinal N-face GaN substrates by plasma-assisted molecular beam epitaxy[J]. J Cryst Growth, 2017, 465: 55–59.

[26] WU F, Tong X, Zhao Z, et al. Oxygen-controlled structures and properties of transparent conductive SnO_2: F films[J]. J Alloy Compd, 2017, 695: 765–770.

[27] 王轩, 梁波, 邸庆银, 等. 气溶胶辅助 CVD 法制备 F 掺杂 SnO_2 薄膜及其性能[J]. 硅酸盐学报, 2019, 47(2): 243–249.
WANG XuanLi, IANG Bo, DI Qingyin, et al. J Chin Ceram Soc, 2019, 47(2): 243–249.

[28] CHRISTOPHER H. Epitaxial growth of InGaN nanowire arrays for light emitting diodes[J]. ACS Nano, 2011, 5(5): 3970–3976.

[29] HASSANIEN S, ALY A, AKL A. Study of optical properties of thermally evaporated ZnSe thin films annealed at different pulsed laser powers[J]. J Alloy Compd, 2016, 685: 733–742.

[30] MIYOSHI M, YAMANAKA M, EGAWA T, et al. Epitaxial growth and characterization of approximately 300 nm-thick AlInN films nearly lattice-matched to *c*-plane GaN grown on sapphire[J]. Appl Phys Express, 2018, 11(5): 051001.

[31] HONG H, CAO Y, FU R, et al. Band gap energy and bowing parameter of In-rich InAlN films grown by magnetron sputtering[J]. Appl Surf Sci, 2009, 256(6): 1812–1816.

[32] ANJUM F, AHMAD R, AFZAL N, et al. Characterization of InN films prepared using magnetron sputtering at variable power[J]. Mater Lett, 2018, 219: 23–28.