

引用格式: MA Hai, WANG Xiao-dan, LI Xiang, *et al.* Structure and Luminescence Properties of Eu^{3+} and Dy^{3+} Co-implanted AlN Films[J]. *Acta Photonica Sinica*, 2020, 49(8):0831001

马海, 王晓丹, 李祥, 等. Eu^{3+} , Dy^{3+} 共注入 AlN 薄膜结构和发光特性研究[J]. 光子学报, 2020, 49(8):0831001

Eu^{3+} , Dy^{3+} 共注入 AlN 薄膜结构和发光特性研究

马海¹, 王晓丹¹, 李祥¹, 王丹¹, 毛红敏¹, 曾雄辉²

(1 苏州科技大学 数理学院, 江苏省微纳热流技术与能源应用重点实验室, 江苏 苏州 215009)

(2 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: 采用离子注入方法在氢化物气相外延法生长的 AlN 薄膜中注入了不同剂量的 Dy^{3+} 和 Eu^{3+} , 制备了 Dy^{3+} 单掺、 Dy^{3+} 和 Eu^{3+} 共掺的 AlN 样品. 对于 Dy^{3+} 单掺杂 AlN 样品, X 射线衍射和拉曼散射实验结果表明随着 Dy 注入剂量的增加, 样品的压应力也增加, 形成了比较明显的损伤层; 但当注入剂量由 5×10^{14} at/cm² 增加至 1×10^{15} at/cm² 时, 压应力增加不明显, 接近于饱和. 对于 Dy^{3+} 和 Eu^{3+} 共掺的 AlN 样品, 阴极荧光实验表明, AlN 中 Eu^{3+} 和 Dy^{3+} 之间可能存在能量传递, 能量传递途径为在声子辅助下从 Dy^{3+} 的 ${}^4\text{F}_{9/2} \rightarrow {}^6\text{H}_{15/2}$ 至 Eu^{3+} 的 ${}^7\text{F}_0 \rightarrow {}^5\text{D}_2$ 的共振能量传递. 此外, 计算发现改变 Dy^{3+} 和 Eu^{3+} 离子的注入剂量比能实现发光色度坐标和色温的有效调控.

关键词: 光电子; 氮化铝; 铈; 镝; 应力; 阴极荧光; 能量传递

中图分类号: TN29

文献标识码: A

doi: 10.3788/gzxb20204908.0831001

Structure and Luminescence Properties of Eu^{3+} and Dy^{3+} Co-implanted AlN Films

MA Hai¹, WANG Xiao-dan¹, LI Xiang¹, WANG Dan¹, MAO Hong-min¹, ZENG Xiong-hui²

(1 *Jiangsu Key Laboratory of Micro and Nano Heat Fluid Flow Technology and Energy Application, School of Mathematics and Physics, Suzhou University of Science and Technology, Suzhou, Jiangsu 215009, China*)

(2 *Suzhou Institute of Nano-Tech and Nano-Bionics, Chinese Academy of Sciences, Suzhou, Jiangsu 215123, China*)

Abstract: Dy^{3+} and Eu^{3+} ions with different doses were implanted into AlN thin films grown by hydride vapor phase epitaxy method. For Dy doped AlN, results of X-ray diffraction and Raman scattering show that the compressive stress of the sample increases with the increase of Dy^{3+} dose. When the Dy^{3+} dose increases from 5×10^{14} at/cm² to 1×10^{15} at/cm², the compressive stress of samples is close to saturation. For Dy^{3+} and Eu^{3+} co-doped AlN, according to the cathodoluminescence spectra, a possible energy transfer process between Dy^{3+} and Eu^{3+} is proposed. In addition, through changing the dose ratio of Dy^{3+} respect to Eu^{3+} ions, the chromaticity coordinates and color temperatures of Dy^{3+} and Eu^{3+} co-doped AlN can be effectively regulated.

Key words: Optoelectronics; Aluminum nitride; Europium; Dysprosium; Strain; Cathodoluminescence; Energy transfer

OCIS Codes: 310.6860; 160.2100; 160.4760; 160.5690; 160.6000

基金项目: 国家自然科学基金 (Nos. 61974158, 61306004), 江苏省自然科学基金 (No. BK20191456), 江苏省十三五重点学科 (No. 20168765), 江苏省研究生科研创新计划 (No. KYCX19_2017), 苏州科技大学研究生培养创新工程 (No. SKCX18_Y11)

第一作者: 马海 (1996—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为稀土掺杂半导体材料的性能表征. Email: ma_hai_1@163.com

导师 (通讯作者): 王晓丹 (1980—), 女, 教授, 博士, 主要研究方向为光功能材料的制备及性能表征. Email: xdwang0416@163.com

收稿日期: 2020-03-05; **录用日期:** 2020-04-24

<http://www.photon.ac.cn>

0 引言

为适应微型化、低成本和大规模生产的要求,将光电子器件集成得到高效的电致发光器件,是如今半导体行业的一个发展趋势.为了应对这一挑战,人们提出了稀土元素掺杂半导体的技术路线.对于稀土元素,其4f层电子受到外层电子的保护,发光波长不易受到周围结构的影响;由于不同种类稀土元素4f电子结构的多样性,使得稀土元素的发光波长覆盖了从紫外到红外的波段.而III-V族氮化物半导体具有较大的禁带宽度,可以有效的抑制温度猝灭,因而被认为是稀土元素的理想基质^[1-2].

目前稀土元素掺杂III-V族氮化物半导体已经取得了较大的进展,但主要集中在氮化镓材料领域^[3-5].氮化铝(AlN)是一种与氮化镓晶体结构相似的半导体材料,但是拥有更高的热导率、更高的结构稳定性和更大的禁带宽度(6.2 eV),因此稀土离子掺入氮化铝材料后可以获得有效光发射,在全色显示和白光发射等领域有着光明的应用前景^[6].AlN中铕离子(Eu^{3+})的 ${}^5\text{D}_{0,1} \rightarrow {}^7\text{F}_J$ 辐射弛豫可以产生明显的红光发射,包括作者在内的研究组对 Eu^{3+} 注入AlN的发光性能、损伤的形成和修复等方面进行了研究^[7-9].镝离子(Dy^{3+})的主要发光峰分别位于488 nm和582 nm,呈黄绿色发光^[10],而目前 Dy^{3+} 掺杂AlN的相关研究还很少,特别对于 Eu^{3+} 和 Dy^{3+} 共掺杂AlN的能量传递机制和发光调控研究非常欠缺.

为了深入探究AlN: Dy^{3+} 和AlN: Dy^{3+} , Eu^{3+} 的材料性能,为将来新型AlN基LED的开发打下基础,本文采用200 keV加速电压下对氢化物气相外延法(Hydride Vapor Phase Epitaxy, HVPE)生长的AlN薄膜注入了不同剂量的 Dy^{3+} 和 Eu^{3+} ,利用X射线衍射谱(X-Ray Diffraction, XRD)和拉曼散射谱表征了样品的应力变化,利用阴极荧光(Cathodoluminescence, CL)表征了样品在高能电子束激发下的发光性能,分析了AlN: Dy^{3+} 和AlN: Dy^{3+} , Eu^{3+} 样品的发光行为,探究了如何通过改变 Eu^{3+} , Dy^{3+} 剂量比例来调控发光色度坐标和色温.

1 实验过程

采用HVPE法在蓝宝石(0001)面上生长AlN薄膜,然后进行离子注入.使用中科院半导体所自行研发的高能离子注入机进行稀土离子注入,离子源为纯度为99.9%的Eu、Dy金属靶材,离子注入能量为200 keV,注入方向偏离表面法线 7° 以避免沟道效应. Dy^{3+} 单掺杂样品的注入剂量为 1×10^{14} 、 5×10^{14} 、 1×10^{15} at/cm²;对于 Eu^{3+} 、 Dy^{3+} 共掺杂样品,先注入剂量为 1×10^{14} 、 5×10^{14} 、 1×10^{15} at/cm²的 Eu^{3+} ,然后注入剂量为 1×10^{15} at/cm²的 Dy^{3+} .所有样品在1040°C下氨气气氛中进行退火处理,退火时间为2 h.

通过LABRAM HR和T64000分光计测试了样品的拉曼光谱,测量几何配置为背散射模式,激发源为532 nm的氩氟激光器;采用D8 DISCOVER衍射仪测试样品的XRD图谱.室温CL利用配有Quanta 400FEG场发射扫描电子显微镜的Mono CL3+阴极荧光光谱仪进行,电子束能量为5 keV,探测的波长范围为400~740 nm;由于AlN导电性较弱,为尽量消除电荷积聚而造成的测量误差,我们对样品进行了喷金处理,金层厚度约10 nm.

2 结果与分析

2.1 Dy^{3+} 单掺杂AlN

图1(a)为不同注入剂量的AlN: Dy^{3+} 薄膜的拉曼光谱.对于所有的样品,均能观察到纤锌矿结构AlN具有的典型拉曼峰: $A_1(\text{LO})$ 、 E_2^{high} 和 E_2^{low} ^[11].此外,由图中还可以观察到分别位于417和750 cm⁻¹等处的较弱的峰(标记为“S”),这些拉曼峰与蓝宝石衬底有关^[12],来源于衬底蓝宝石中的 Cr^{3+} 离子^[13]. E_2^{high} 声子峰与薄膜中的应力有关^[14],如图1(a)中的插图,当应力发生变化时 E_2^{high} 声子峰的峰位将会出现频移,所以可以通过监测 E_2^{high} 声子峰峰位变化来研究薄膜中的应力变化.

E_2^{high} 峰位随离子注入剂量变化趋势如图1(b). Dy^{3+} 注入后, E_2^{high} 峰位随着注入剂量增加而向高频移动,这说明AlN薄膜中的压应力增大,可能是由于 Dy^{3+} 的注入导致AlN晶格的晶面间距增大导致的,需要结合X射线衍射作进一步分析.还需注意,注入剂量由 5×10^{14} at/cm²增加至 1×10^{15} at/cm²时, E_2^{high} 声子峰峰位变化很小,压应力增加出现了趋于饱和的现象.

图2(a)为AlN(0002)面 θ - 2θ 衍射曲线.随着总注入剂量的增大,AlN(0002)衍射峰的对称性逐渐减弱,

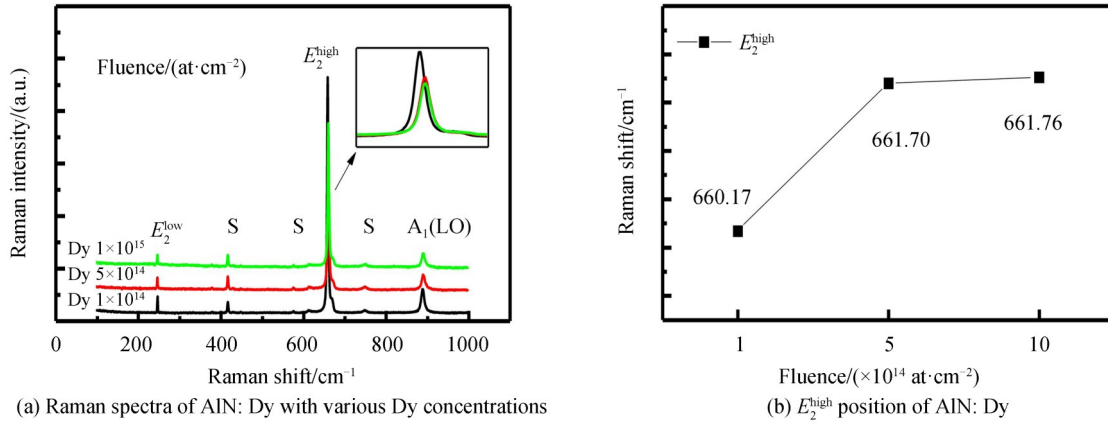


图1 不同注入剂量的AlN:Dy³⁺样品的拉曼散射光谱
Fig. 1 Raman spectra of Dy³⁺ single doped AlN film samples

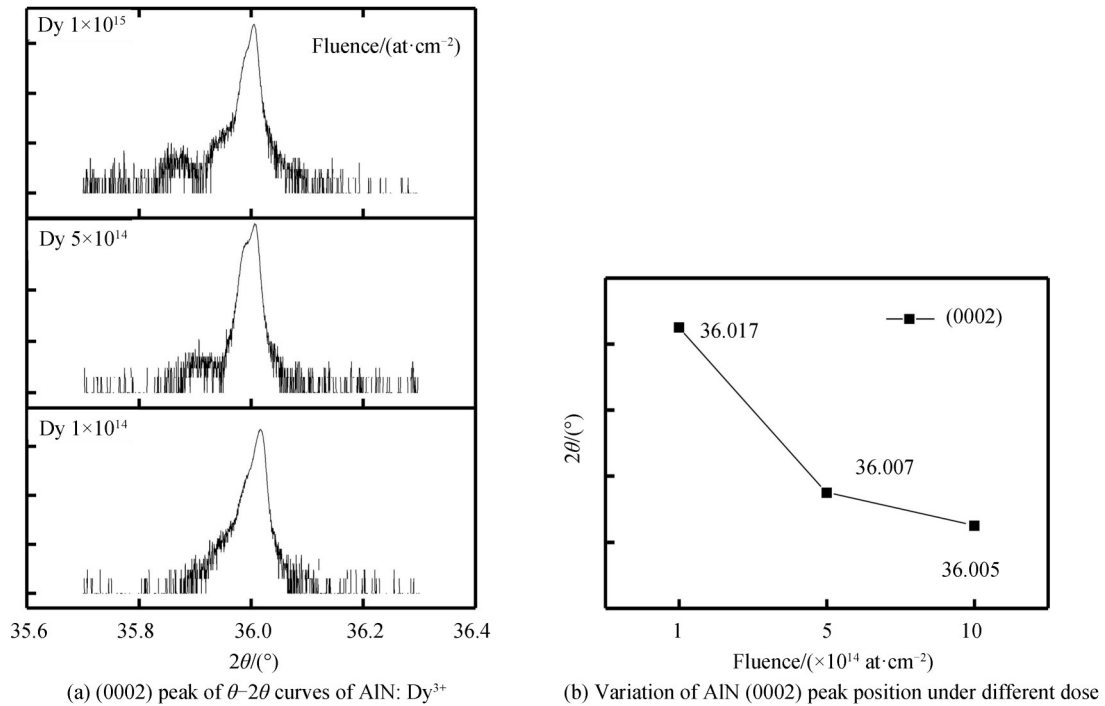


图2 不同注入剂量的AlN:Dy³⁺样品的XRD图谱
Fig. 2 XRD patterns of AlN:Dy³⁺ samples at different implanted doses

峰尾向低角度延伸,并且出现台阶和卫星峰. AlN(0002)峰位变化是内部应力变化的结果^[15],为了更直观地分析其变化趋势,提取各样品(0002)峰位并绘制在图2(b)中.当AlN晶格内部压应力增强时,(0002)峰将向低角度方向移动,反映出晶面间距变大,从而可知Dy注入使得样品的压应力增大,应力总体变化趋势与拉曼光谱的分析结果一致.

有研究表明,纤锌矿氮化物中离子注入造成的损伤在基质中呈非均匀分布,在一定深度会形成一个包括大量层错和点缺陷的损伤层,随注入剂量的增大,注入过程中点缺陷将重新组合或相互作用形成扩展缺陷,并通过扩展缺陷向未注入离子区域扩散^[8,16-18].离子注入引入的应力被认为是缺陷演变的驱动力^[19],并且直接反映着缺陷的分布情况.对于本文样品,在较低注入剂量时(1×10^{14} at/cm²)晶体质量较好,AlN薄膜的 2θ 峰位于 36.017° ,略低于无应力AlN的 36.02° (这是由于异质外延生长引起的晶格失配所致);在较高注入剂量(5×10^{14} at/cm²)时,样品的损伤程度增大,图2(a)中卫星峰的出现即反映出缺陷层的形成.结合XRD和Raman的实验结果,表明随着Dy注入剂量的增加,注入引起的点缺陷密度持续增大,使得离子注入区域发生晶格扩张,整体应力增大;注入剂量由 5×10^{14} at/cm²增加至 1×10^{15} at/cm²时观察到应力增加趋于饱和,

我们认为这是由于点缺陷密度增加到了一定程度,缺陷级联开始重叠,使得一部分点缺陷发生复合,从而导致应力增加趋于饱和.

图3为AlN:Dy³⁺的CL光谱.在400~740 nm范围内,可以非常明显地观察到位于485 nm、583 nm和671 nm处的三个发光峰,分别对应于Dy³⁺离子的⁴F_{9/2}→⁶H_{15/2}、⁴F_{9/2}→⁶H_{13/2}和⁴F_{9/2}→⁶H_{11/2}能级跃迁^[20].⁴F_{9/2}→⁶H_{13/2}产生的黄色发光比⁴F_{9/2}→⁶H_{15/2}产生的蓝色发光更强,说明样品中较大比例的Dy³⁺离子占据了基质中的非反演对称格位^[21].随着Dy注入剂量的提升,没有观察到新的发光峰出现,各发光峰峰形没有发生变化.

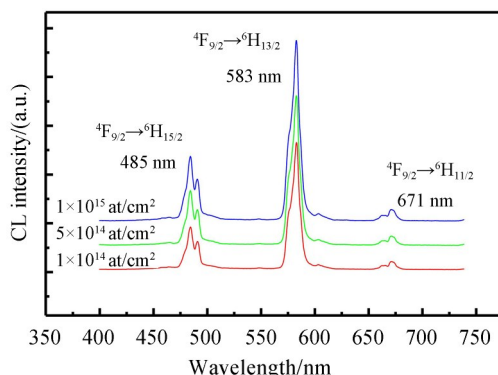


图3 不同注入剂量AlN:Dy³⁺样品的CL光谱
Fig. 3 CL spectra of AlN: Dy³⁺ with different Dy³⁺ implanted fluence

2.2 Dy³⁺, Eu³⁺共掺杂AlN

图4(a)为AlN:Dy³⁺, Eu³⁺样品的CL光谱.相比AlN:Dy³⁺样品, Eu³⁺离子的注入使样品出现了一些新的发光峰,分别位于547 nm、605 nm、626 nm和668 nm,来源于Eu³⁺离子内⁵D₁→⁷F₁、⁵D₀→⁷F₁、⁵D₀→⁷F₂和⁵D₀→⁷F₃跃迁^[9]. Dy³⁺离子583 nm发光峰与Eu³⁺离子626 nm发光峰强度处于同一数量级,这表明可以通过Eu、Dy共掺杂来对发光色度坐标进行调节.

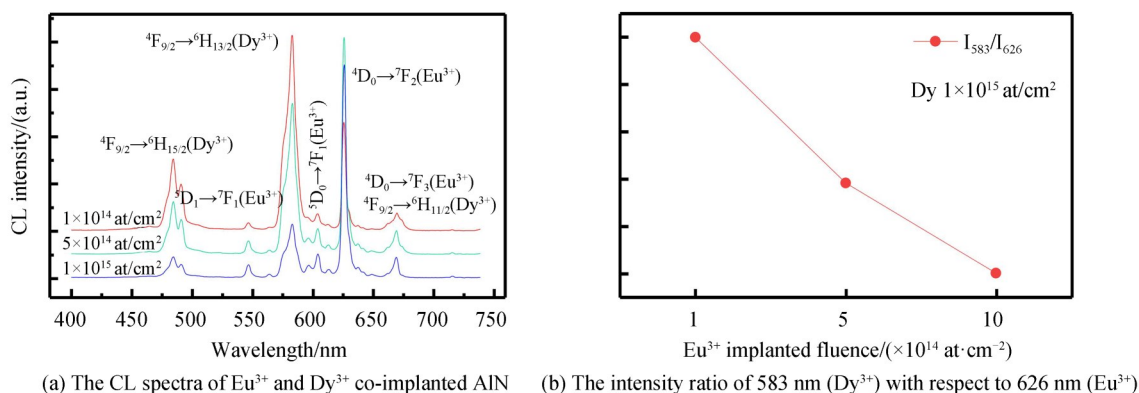


图4 AlN:Dy³⁺, Eu³⁺样品的CL光谱
Fig. 4 The CL spectra of AlN: Dy³⁺, Eu³⁺ samples

图4(b)为Dy³⁺离子的583 nm发光峰和Eu³⁺离子的626 nm发光峰的积分强度之比变化趋势.可以看到随着Eu³⁺离子剂量增加, Dy³⁺离子583 nm发光峰与Eu³⁺离子626 nm发光峰积分强度之比持续减小.上述现象说明Dy³⁺与Eu³⁺之间可能存在着能量传递.图5为Dy³⁺与Eu³⁺的能级跃迁示意图, Dy³⁺的⁴F_{9/2}→⁶H_{15/2}和⁴F_{9/2}→⁶H_{13/2}能级跃迁分别与Eu³⁺的⁷F₀→⁵D₂和⁷F₀→⁵D₀能级跃迁有着较小的能量差(~103 meV和~26 meV), AlN中Er³⁺和Tm³⁺之间存在E₂^{low}声子(~32 meV)辅助的共振能量传递^[22],我们认为Dy³⁺与Eu³⁺离子之间可能存在类似的能量传递行为,有以下两种可能路径:

$$\text{ET1: } (^4\text{F}_{9/2} [\text{Dy}^{3+}], ^7\text{F}_0 [\text{Eu}^{3+}]) \rightarrow (^6\text{H}_{15/2} [\text{Dy}^{3+}], ^5\text{D}_2 [\text{Eu}^{3+}]);$$

$$\text{ET2: } (^4\text{F}_{9/2} [\text{Dy}^{3+}], ^7\text{F}_0 [\text{Eu}^{3+}]) \rightarrow (^6\text{H}_{13/2} [\text{Dy}^{3+}], ^5\text{D}_0 [\text{Eu}^{3+}]).$$

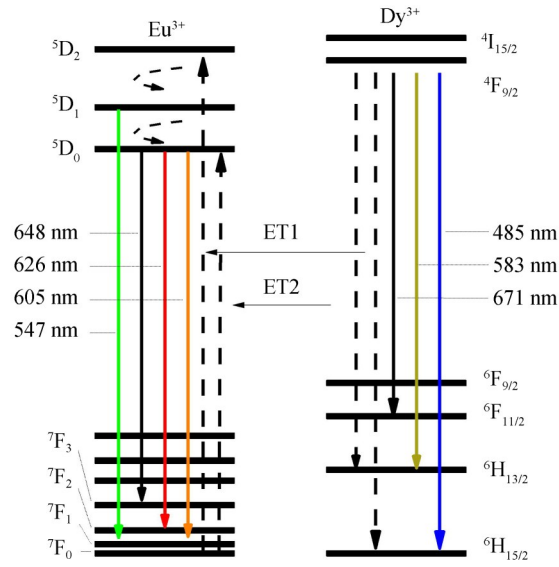


图5 Eu³⁺和Dy³⁺发光能级跃迁以及能量传递示意图

Fig. 5 Energy-level of Eu³⁺ and Dy³⁺ in AlN and energy transfer model between Eu³⁺ and Dy³⁺

虽然ET1对应的能级跃迁能量差为-103 meV,但由于Eu³⁺的⁵D₁→⁷F₁与其他从⁵D₀开始的能级跃迁导致的发光峰有着相同的强度变化趋势,所以可以认为ET1也有着一定的可能性,即:Dy³⁺从⁴F_{9/2}能级以无辐射方式弛豫回⁶H_{15/2}能级,同时在吸收声子的辅助下,把能量以共振方式传递给Eu³⁺,使其从基态能级激发至⁵D₂能级, Eu³⁺再从⁵D₂能级无辐射弛豫至⁵D₁和⁵D₀能级,最后辐射跃迁至基态.上述能量传递机制与文献[23]中对Eu³⁺、Dy³⁺共掺杂磷酸钠锌玻璃的研究得出的结论类似.当Eu剂量由1×10¹⁴ at/cm²增加到5×10¹⁴ at/cm²时, Eu³⁺浓度增大,更大比例的Dy³⁺与Eu³⁺发生能量传递,使得总体Dy³⁺发光减弱;当Eu剂量增加到1×10¹⁵ at/cm²时,虽然Dy³⁺与Eu³⁺之间能量传递机率进一步增大,但更高的剂量可能也产生了更多的Eu³⁺相关的非辐射复合中心,所以583 nm发光峰与626 nm发光峰积分强度之比减小的幅度放缓.

图6为随着Eu³⁺离子注入剂量变化的AlN: Dy³⁺, Eu³⁺样品和剂量为1×10¹⁵ at/cm²的AlN: Dy³⁺样品的发光色度坐标图.只有Dy³⁺注入的样品的发光颜色接近于纯绿色;随着Eu³⁺的注入,发光颜色开始受到Eu³⁺的红色发光的调节;当Eu³⁺剂量增大时, Eu³⁺离子的发光增强而Dy³⁺的发光减弱,样品发光开始向低色温方

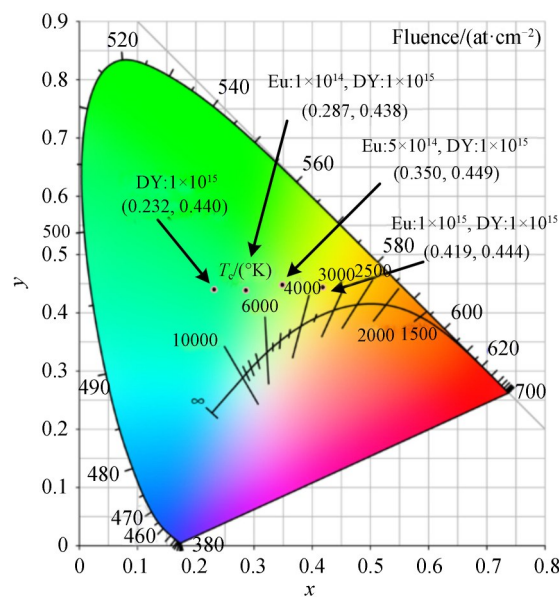


图6 不同Eu离子注入剂量样品的的发光色度坐标图(CIE1903)

Fig. 6 Coordinates of luminescence colorimetry of AlN: Dy³⁺, Eu³⁺ with different Eu³⁺ implanted doses (CIE1903)

向移动,尤其在 Eu 剂量为 1×10^{15} at/cm² 时,样品发光为橙黄色的暖光,色度坐标为(0.419, 0.444).由此可见,通过改变离子的注入剂量比,能够有效地调控材料的发光颜色.表 1 给出了不同剂量 Eu 和 Dy 共掺的 AlN 样品的色度坐标以及色温.色温计算公式为^[24]

$$\text{CCT} = -449n^3 + 3525n^2 - 6823n + 5520.33$$

式中, n 是倾斜线的倒数,可表示为 $n = (x - x_e)/(y - y_e)$, $x_e = 0.332$, $y_e = 0.186$.

表 1 不同 Eu 注入剂量样品的发光色度坐标和色温

Table 1 The color temperature and coordinates of luminescence colorimetry of AlN: Dy³⁺, Eu³⁺ with different implanted doses

Dy ³⁺ /(at·cm ⁻²)	Eu ³⁺ /(at·cm ⁻²)	CIE x	CIE y	CCT/K
1×10^{15}	—	0.232	0.440	8 780
1×10^{15}	1×10^{14}	0.287	0.438	6 854
1×10^{15}	5×10^{14}	0.350	0.449	5 070
1×10^{15}	1×10^{15}	0.419	0.444	3 603

3 结论

在 200 keV 加速电压下对 HVPE 方法生长的 AlN 薄膜注入了不同剂量的 Dy³⁺ 和 Eu³⁺. 对于 Dy³⁺ 单掺杂 AlN 样品, XRD 和 Raman 实验结果表明: 在注入剂量范围下, 随着 Dy³⁺ 注入剂量的增加, 样品的压应力持续增大, 形成了比较明显的损伤层; 注入剂量由 5×10^{14} at/cm² 增加至 1×10^{15} at/cm² 时, 缺陷级联开始重叠, 使得一部分点缺陷发生复合, 因此应力增加趋于饱和. 在 高能电子激发下, AlN: Dy³⁺ 样品表现出了明显的 Dy³⁺ 离子发光, 位于 484 nm、583 nm 和 671 nm 处的三个发光峰分别对应于 Dy³⁺ 离子的 $^4F_{9/2} \rightarrow ^6H_{15/2}$ 、 $^4F_{9/2} \rightarrow ^6H_{13/2}$ 和 $^4F_{9/2} \rightarrow ^6H_{11/2}$ 能级跃迁. 对于 Dy³⁺, Eu³⁺ 共掺杂 AlN 样品, 通过分析 Eu³⁺ 和 Dy³⁺ 所产生的发光峰的强度变化趋势, 发现 AlN 中 Eu³⁺ 和 Dy³⁺ 之间可能存在能量传递: ($^4F_{9/2}[\text{Dy}^{3+}], ^7F_0[\text{Eu}^{3+}] \rightarrow ^6H_{15/2}[\text{Dy}^{3+}], ^5D_2[\text{Eu}^{3+}]$); ($^4F_{9/2}[\text{Dy}^{3+}], ^7F_0[\text{Eu}^{3+}] \rightarrow ^6H_{13/2}[\text{Dy}^{3+}], ^5D_0[\text{Eu}^{3+}]$). 此外, 计算发现通过改变离子的注入剂量比能有效地调控材料的发光色度坐标和色温, 这对于实现基于 AlN 的可调波长的 LED 器件具有指导意义.

参考文献

- [1] PEARTON S J, ZOLPER J C, SHUL R J, *et al.* GaN: processing, defects, and devices[J]. *Journal of Applied Physics*, 1999, **86**(1): 1-78.
- [2] ALVES E, LORENZ K, VIANDEN R, *et al.* Optical doping of nitrides by ion implantation[J]. *Modern Physics Letters B*, 2001, **15**(28-29): 1281-1287.
- [3] STECKL A J, ZAVADA J M. Optoelectronic properties and applications of rare-earth-doped GaN[J]. *MRS Bulletin*, 1999, **24**(9): 33-38.
- [4] NISHIKAWA A, KAWASAKI T, FURUKAWA N, *et al.* Room-temperature red emission from a p-type/europium-doped/n-type gallium nitride light-emitting diode under current injection[J]. *Applied Physics Express*, 2009, **2**(7): 071004.
- [5] MITCHELL B, DIEROLF V, GREGORKIEWICZ T, *et al.* Perspective: toward efficient GaN-based red light emitting diodes using europium doping[J]. *Journal of Applied Physics*, 2018, **123**(16): 160901.
- [6] RODRIGUES J, MIRANDA S M C, SANTOS N F, *et al.* Rare earth co-doping nitride layers for visible light[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2012, **134**(2-3): 716-720.
- [7] GRUBER J B, VETTER U, TANIGUCHI T, *et al.* Spectroscopic analysis of Eu³⁺ in single-crystal hexagonal phase AlN[J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, **110**(2): 023104.
- [8] LECLERC S, LACROIX B, DECLÉMY A, *et al.* Mechanisms of damage formation in Eu-implanted AlN[J]. *Journal of Applied Physics*, 2012, **112**(7): 073525.
- [9] CHEN F, WANG X, LI X, *et al.* Effects of Eu ions dose and annealing temperature on the structural and optical properties of Eu-implanted AlN thin films[J]. *Superlattices and Microstructures*, 2019, **129**: 47-53.
- [10] LIU F S, LIU Q L, LIANG J K, *et al.* Structure and visible photoluminescence of Sm³⁺, Dy³⁺ and Tm³⁺ doped c-axis oriented AlN films[J]. *Chinese Physics*, 2006, **15**(10): 2445-2449.
- [11] RODRIGUES J, FIALHO M, ESTEVES T C, *et al.* Spectroscopic analysis of the NIR emission in Tm implanted Al_{1-x}Ga_xN layers[J]. *Journal of Applied Physics*, 2016, **120**(8): 081701.
- [12] MAJID A, RANA U A, SHAKOOR A, *et al.* First order Raman scattering analysis of transition metal ions implanted

- GaN[J]. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2016, **90**: 35-39.
- [13] RONG X, WANG X, CHEN G, *et al.* Residual stress in AlN films grown on sapphire substrates by molecular beam epitaxy[J]. *Superlattices and Microstructures*, 2016, **93**: 27-31.
- [14] KALLEL T, DAMMAK M, WANG J, *et al.* Raman characterization and stress analysis of AlN:Er³⁺ epilayers grown on sapphire and silicon substrates[J]. *Materials Science and Engineering: B*, 2014, **187**: 46-52.
- [15] DADWAL U, SCHOLZ R, REICHE M, *et al.* Effect of implantation temperature on the blistering behavior of hydrogen implanted GaN[J]. *Applied Physics A*, 2012, **112**(2): 451-456.
- [16] RUTERANA P, CHAUVAT M P, LORENZ K. Mechanisms of damage formation during rare earth ion implantation in nitride semiconductors[J]. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2013, **52**(11S): 11NH02.
- [17] LORENZ K, ALVES E, GLOUX F, *et al.* Optical doping and damage formation in AlN by Eu implantation[J]. *Journal of Applied Physics*, 2010, **107**(2): 023525.
- [18] MENDES P, LORENZ K, ALVES E, *et al.* Measuring strain caused by ion implantation in GaN[J]. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 2019, **98**: 95-99.
- [19] WENDLER E, WESCH W, AZAROV A Y, *et al.* Comparison of low- and room-temperature damage formation in Ar ion implanted GaN and ZnO[J]. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 2013, **307**: 394-398.
- [20] LOZYKOWSKI H J, JADWISIENCZAK W M, BROWN I. Visible cathodoluminescence of GaN doped with Dy, Er, and Tm[J]. *Applied Physics Letters*, 1999, **74**(8): 1129-1131.
- [21] LIRA A, SPEGHINI A, CAMARILLO E, *et al.* Spectroscopic evaluation of Zn(PO₃)₂:Dy³⁺ glass as an active medium for solid state yellow laser[J]. *Optical Materials*, 2014, **38**: 188-192.
- [22] WANG X D, YANG M M, ZENG X H, *et al.* Investigation of energy transfer mechanism in Er³⁺ and Tm³⁺ doped AlN crystalline films[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, **726**: 209-213.
- [23] CALDIÑO U, LIRA A, MEZA-ROCHA A N, *et al.* Development of sodium-zinc phosphate glasses doped with Dy³⁺, Eu³⁺ and Dy³⁺/Eu³⁺ for yellow laser medium, reddish-orange and white phosphor applications [J]. *Journal of Luminescence*, 2018, **194**: 231-239.
- [24] MCCAMY C S. Correlated color temperature as an explicit function of chromaticity coordinates [J]. *Color Research & Application*, 1992, **17**(2): 142-144.