

Dy³⁺ 离子替代对 Y₃Al₅O₁₂:Ce³⁺ 结构和发光性能的影响

牟中飞^{1,2} 胡义华¹ 王银海¹ 吴浩怡¹ 符楚君¹ 康逢文¹

(¹ 广东工业大学物理与光电工程学院, 广东 广州 510006)

(² 广东工业大学实验教学部, 广东 广州 510006)

摘要 采用高温固相法制备了一系列样品 Y_{2.95-x}Dy_xAl₅O₁₂:Ce_{0.05}³⁺ ($x=0, 0.59, 1.18, 1.77, 2.36, 2.95$)。用 X 射线粉末衍射法测量了 Y₃Al₅O₁₂:Ce³⁺ 组成中 Dy³⁺ 替代 Y³⁺ 所造成的晶格膨胀, 结果表明晶格膨胀与 Dy³⁺ 替代量 (x 值) 之间成线性关系。对样品的发射光谱分析表明 Dy³⁺ 替代 Y³⁺ 会造成发射峰的红移, 且发射峰红移与 x 值之间成线性关系。全部样品在紫外光激发后均具有黄色长余辉, 余辉时间随着 x 值的增加而减小。热释光谱测试表明样品中存在两种不同深度的陷阱能级, Dy³⁺ 的替代并不增加基质中的陷阱能级种类, 但是可以降低基质中的陷阱能级深度, 有利于常温下陷俘于陷阱中的电子的逃逸。

关键词 光学材料; 光致发光; Dy³⁺ 离子替代; 热致发光

中图分类号 O432.1⁺2

文献标识码 A

doi: 10.3788/AOS201131.0216007

Effect of Substitution of Dy³⁺ on Structure and Luminescence Properties of Y₃Al₅O₁₂:Ce³⁺

Mu Zhongfei^{1,2} Hu Yihua¹ Wang Yin Hai¹ Wu Haoyi¹ Fu Chujun¹ Kang Fengwen¹

¹ School of Physics and Optoelectronic Engineering, Guangdong University of Technology, Guangzhou, Guangdong 510006, China

² Experiment Teaching Department, Guangdong University of Technology, Guangzhou, Guangdong 510006, China

Abstract A series of samples with the composition Y_{2.95-x}Dy_xAl₅O₁₂:Ce_{0.05}³⁺ ($x=0, 0.59, 1.18, 1.77, 2.36, 2.95$) are prepared by high-temperature solid-phase method. The structure of samples is studied by X-ray powder diffraction method. The results show that crystal lattice of the host expands when Y³⁺ is substituted by Dy³⁺, and the expansion is proportional to the amount of Dy³⁺ which substitutes Y³⁺. The photoluminescence analysis shows that the substitution results in red shift of emitting peak position and the red shift is also proportional to the value of x . All the samples show yellow long afterglow after they are excited by ultraviolet light. The afterglow time decreases with the value of x . The thermoluminescence analysis shows that there are two kinds of traps with different depths in the host crystal lattice. The substitution of Dy³⁺ does not change the sorts of traps but it is able to lower the energy level of the traps which is advantageous to the release of electrons in the traps at room temperature.

Key words optical materials; photoluminescence; substitution of Dy³⁺; thermoluminescence

OCIS codes 160.2540; 160.4760; 160.2220

1 引 言

近年来, 白光发射二极管 (w-LED) 由于具备高

效、节能、环保、寿命长和可靠性好等优点, 越来越受到人们的重视, 被预言将取代传统的白炽灯和荧光

收稿日期: 2010-05-24; 收到修改稿日期: 2010-07-22

基金项目: 国家自然科学基金(21071034, 20871033)资助课题。

作者简介: 牟中飞(1976—), 男, 博士研究生, 实验师, 主要从事白光 LED 用荧光粉的制备和发光性能等方面的研究。

E-mail: muzhongfei@gdut.edu.cn

导师简介: 胡义华(1958—), 男, 博士, 教授, 目前主要从事稀土离子发光方面的研究。E-mail: huyh@gdut.edu.cn (通信联系人)

灯而成为 21 世纪的绿色照明光源^[1~3]。目前制备 w-LED 最普遍的方法就是将 Ce^{3+} 掺杂的 $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (YAG) 黄光发射荧光粉涂敷在蓝光 LED 芯片上, 这种荧光粉在蓝光 LED 发射的蓝光(460 nm)激发下可以产生强烈的黄色(531 nm)荧光, 黄光与透过的蓝光混合在一起产生白光^[4~6]。然而通过这种方式获得的白光由于其光谱组成中缺乏红光成分, 色温和显色指数(CRI)偏低。为了改变这种状况, 有两种方法可以考虑, 其一是通过共掺杂其它稀土离子(如 Pr^{3+} , Sm^{3+} 和 Eu^{3+} 等)的方法, 使 $\text{YAG}:\text{Ce}^{3+}$ 的发射光谱中增添红色成分, 从而提高白光 LED 的色温和显色指数^[7~10]。这种方法虽然可以获得在同一波长激发下黄光区和红光区的双重发射, 但会导致 Ce^{3+} 发光强度的降低。其它稀土离子的掺杂量很小, 掺杂量越大, 对 Ce^{3+} 发光强度的影响就越大。另一种方法是使用其它三价稀土离子来替代 YAG 基质中的 Y^{3+} , 使 Ce^{3+} 在其中的发射光谱发生红移, 从而达到改善发射光谱成分的目的^[11~13]。采用这样的方法, 可以使光谱整体向红光区移动, 从而提高白光 LED 的色温和显色指数, 但是也存在使 Ce^{3+} 发光强度降低的问题。其它三价稀土离子对于 Y^{3+} 的替代量是有一定限度的, 超过限度会产生新相。

上述离子中, 除 Lu^{3+} 因离子半径(0.085 nm)比 Y^{3+} (0.089 nm)略小, 可以形成完全互溶固溶体以外, 其它如 Gd^{3+} (0.094 nm), La^{3+} (0.106 nm)等由于离子半径与 Y^{3+} 相差较多, 不能形成完全互溶固溶体。 Dy^{3+} 的半径(0.091 nm)比 Y^{3+} 略大, 但文献中对于 Dy^{3+} 替代 Y^{3+} 所造成的荧光体结构和发光性质的影响报道较少, 主要是在微量 Dy^{3+} 掺杂方面探索。文献[9]表明当 Dy^{3+} 的掺入量与 Ce^{3+} 相当时, Dy^{3+} 的共掺杂对于 $\text{YAG}:\text{Ce}^{3+}$ 荧光体的发光性质没有影响, 其间也不存在能量转移。文献[14]则指出, 当 Dy^{3+} 共掺于 $\text{YAG}:\text{Ce}^{3+}$ 时, 由于 Dy^{3+} 的吸收峰与 Ce^{3+} 的吸收峰没有重叠, 因而对于 Ce^{3+} 的发射光谱和激发光谱的峰位均没有影响, 对其发光强度影响也不大。然而, 如果 Dy^{3+} 的掺入量增大到一定程度时, 就不能将其视为一种共掺物, 而应看作是一种替代物, 它将逐渐的取代基质 YAG 晶格中的 Y^{3+} , 形成一种新的基质。本文通过高温固相法合成了一系列的 Dy^{3+} 替代的黄光发射荧光粉 $\text{YAG}:\text{Ce}^{3+}$, Dy^{3+} 逐渐全部替代了基质 $\text{YAG}:\text{Ce}^{3+}$ 中的 Y^{3+} , 研究了 Dy^{3+} 替代对基质结构和发光性质的影响, 并对晶格结构膨胀和发射光谱红移之间的关系以

及长余辉形成机理进行了探讨。

2 实 验

采用高温固相法制备了所需荧光粉样品。首先根据 $\text{Y}_{2.95-x}\text{Dy}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}_{0.05}^{3+}$ ($x=0, 0.59, 1.18, 1.77, 2.36, 2.95$) 的化学计量比例准确称取原料 Y_2O_3 (99.9%), Al_2O_3 (99.99%), CeO_2 (99.9%), Dy_2O_3 (99.9%), 添加 10% 的 H_3BO_3 作为助熔剂。接着将上述原料放入玛瑙研钵中充分研磨, 使各原料均匀混合。最后装入刚玉小舟, 放入高温管式炉, 以 $5^\circ\text{C}/\text{min}$ 的升温速率缓慢升温至 1550°C , 通入 H_2 (10%) 和 N_2 (90%) 形成弱还原气氛, 保温 4 h 后随炉冷却, 取出磨细即得到所需荧光粉样品。对样品按照 x 逐渐增加的次序分别命名为 Sam0($x=0$), Sam1($x=0.59$), Sam2($x=1.18$), Sam3($x=1.77$), Sam4($x=2.36$) 和 Sam5($x=2.95$)。

制得的样品用 MSAL-XD-2 型 X 射线粉末衍射(XRD)仪进行物相结构分析, 采用 Cu 的 $\text{K}\alpha_1$ 辐射($\lambda=0.15406\text{ nm}$), 管压为 36 kV, 管流为 20 mA, 扫描范围为 $10^\circ\sim 70^\circ$ 。采用 Hitachi F-7000 荧光光谱仪测试样品的发射光谱, 电压为 400 V。进行样品的余辉测量前, 先将样品在功率为 15 W、发光峰值波长为 254 nm 的紫外灯下照射 5 min, 关闭紫外灯后马上开始计时, 至黑暗中人眼不能看见样品的发光时(发光强度约为 $0.032\text{ mcd}/\text{m}^2$)为止, 所得时间即为样品的余辉时间。采用 FJ-427SA1 型微机热释光剂量计(北京核仪器厂, 中国)测量样品的余辉衰减曲线和热释光谱。测量前, 将样品用同样的紫外灯照射 5 min, 并等待 5 min 后进行相关测量。余辉衰减曲线测量是在室温下, 测量样品在紫外灯照射后 0~400 s 内的余辉强度变化。热释光谱测量采用 $1^\circ\text{C}/\text{s}$ 的升温速率, 在 $35\sim 380^\circ\text{C}$ 的温度范围内对样品进行热释光检测。

3 结果与讨论

3.1 发光粉体的结构分析

所制得的 6 个样品的 XRD 图谱如图 1 所示, 从图中可以清楚的看到, 全部样品的 XRD 图谱并无明显的差别。使用 MDI jade5.0 软件结合 JCPDS 卡片比对可以发现, 样品 Sam0 的 XRD 图谱上主要的衍射峰都与 JCPDS 卡片 No. 88-2048 相吻合, 为 $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 单相结构, 立方晶系, 体心格子, 属 $1a3d$ (230)空间群, 晶格常数为 1.200 nm。随着 x 值的

增加,从图 1 中可以看到样品的物相没有发生明显改变,只是一些主要的衍射峰略微向低角度方向移动,这说明加入的 Dy^{3+} 并未使 YAG 晶体结构产生明显变化,仍然保持石榴石结构。样品 Sam5 的 XRD 图谱上主要的衍射峰都与 JCPDS 卡片 No. 22-1093 相吻合,表明其为单相 $\text{Dy}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (DyAG),与 YAG 一样,同为立方晶系,体心格子,1a3d(230)空间群,晶格常数为 1.203 nm。介于 Sam0 和 Sam5 之间的 4

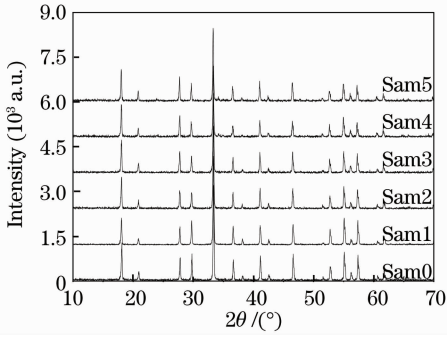


图 1 样品的 XRD 图谱

Fig. 1 XRD spectra of the samples

表 1 样品的晶格常数 a 随 x 值的变化

Table 1 Change of the cell parameter a of samples with the value of x

Samples	x	$2\theta(420) / (^\circ)$	$d(420) / \text{nm}$	a / nm	Shift of a compared with pure YAG / nm
Pure YAG	0	33.360	0.26837	1.200187	0
Sam0	0	33.362	0.26836	1.200142	-0.000045
Sam1	0.59	33.354	0.26842	1.200411	+0.000224
Sam2	1.18	33.340	0.26853	1.200903	+0.000716
Sam3	1.77	33.328	0.26862	1.201305	+0.001118
Sam4	2.36	33.318	0.26870	1.201663	+0.001476
Sam5	2.95	33.310	0.26876	1.201931	+0.001744
Pure DyAG	3	33.307	0.26879	1.202065	+0.001878

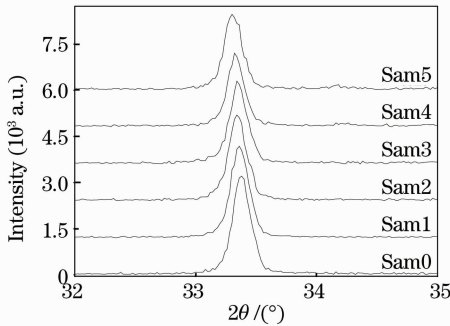


图 2 样品 XRD 图谱中的 (420) 面附近的一段放大图

Fig. 2 Magnified XRD spectra (the part near the crystal plane (420)) of the samples

3.2 发光粉体的光致发光特性

测量了所有样品的光致发光谱,以考察 Dy^{3+} 的替代对于样品发光峰值波长和发光效率的影响。测

个样品属于从 YAG 至 DyAG 的过渡。

图 2 为从样品的 XRD 图谱上截取的主要衍射面 (420) 附近的一段放大图,从图中可以明显看出,随着 Dy^{3+} 的不断替代,样品 (420) 面的衍射峰位逐渐向低角度方向偏移。根据布拉格公式 $2d\sin\theta=\lambda$ (其中 λ 为入射 X 射线的波长,其值为 0.15406 nm, θ 为相应衍射峰所对应的衍射角, d 为对应的晶面的间距), 2θ 角向低角度移动,表明样品晶面间距逐渐增大。根据立方晶系的晶面间距公式 $d^2 = a^2 / (h^2 + k^2 + l^2)$ (式中 h, k, l 是相应晶面的晶面指数, a 为立方晶系的晶格常数,即轴长),晶面间距逐渐增大,晶格常数也会逐渐增大,因而晶格发生膨胀。这种情况是由于掺入的 Dy^{3+} 取代了部分 Y^{3+} 的位置,而 Dy^{3+} 半径比 Y^{3+} 略大所导致的。表 1 列出了根据布拉格公式和立方晶系的晶面间距公式计算所得的相关数据。由数据作出的样品的晶格常数与 x 值的关系曲线如图 3 所示。可以发现,样品的晶格常数与 x 值成线性关系,随着 x 值的增加而单调增加。

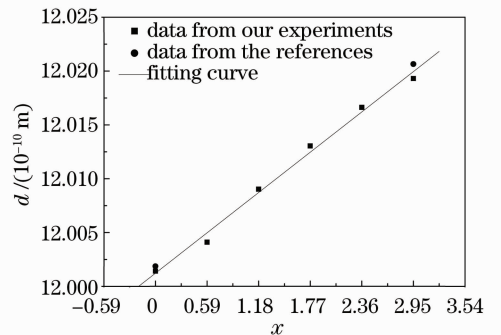


图 3 样品的晶格常数 a 随 x 值的变化曲线

Fig. 3 Curve of the lattice parameter a of samples with the value of x

量所得的发射光谱(文中未列出)显示,样品发射光谱均为峰值波长位于黄光区的连续宽带谱,这是 Ce^{3+} 在 YAG 中的典型 4f-5d 跃迁发射。随着 Dy^{3+}

的替代,样品的发射强度显著下降,但发射光谱仍为峰值波长位于黄光区的连续宽带谱,表明 Dy^{3+} 替代 Y^{3+} 对样品的发光中心没有影响, Ce^{3+} 仍然是发光材料的发光中心。

经过对样品发射光谱的归一化,得到图 4。从图中可见 6 个样品的发光峰位并不一致,而是从 531 nm(Sam0) 逐渐红移至 543 nm(Sam5)。有趣的是,样品发射光谱峰值的红移也与 x 值的变化成线性关系(图 5)。这就是说可以通过用 Dy^{3+} 替代 Y^{3+} (改变 x 值)的方法,来改变样品发射峰波长(红移)。

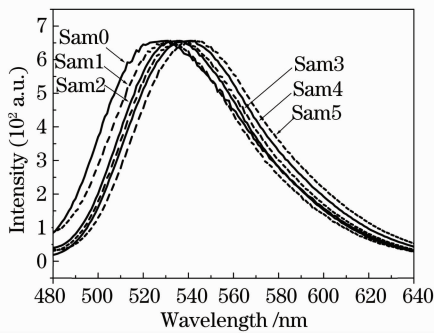


图 4 样品发射峰位的红移

Fig. 4 Red shift of the position of the emitting peak

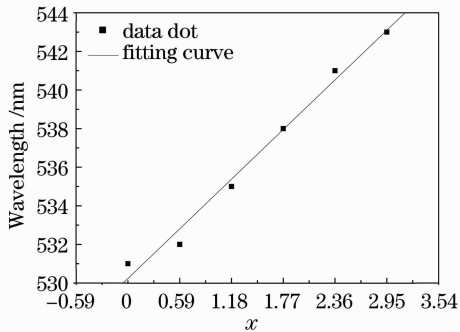


图 5 样品发射光谱峰值位置随 x 值变化关系曲线

Fig. 5 Relation curve of the position of the emitting peak and the value of x

Dy^{3+} 逐渐替代 YAG 晶格中的 Y^{3+} , 使基质的晶格发生了明显的膨胀,也使 Ce^{3+} 在其中的发射光谱发生了宽达 12 nm 的红移,可通过 Ce^{3+} 在石榴石结构晶体中能级跃迁分析解释其发生机制。

众所周知,稀土离子在晶体中的发光主要来自于两种电子跃迁,即 4f-4f 和 4f-5d 跃迁。前者一般表现为锐线发射,而后者表现为宽带发射。由于 4f 电子被外部电子壳层所屏蔽,5d 电子却没有,因而 5d 电子与导带的关系更密切。当晶体的晶格常数发生变化时,带隙可能变宽或变窄,这样 5d 电子能级也就会发生相应的移动^[15]。 Ce^{3+} 在晶体中 5d 激

发态相对于自由状态的能量降低(红移值),主要受到如下几个方面的影响:5d 轨道的重心位置(5d 轨道平均能量相对于自由离子能量的降低),晶体场劈裂作用(5d 轨道最高能量与最低能量的差异),4f 和 5d 电子之间的库仑相互作用,4f 电子的自旋轨道相互作用以及 5d 电子的自旋轨道相互作用^[15,16]。 Ce^{3+} 外围电子构型为 $[\text{Xe}]4f1$ 。基态 Ce^{3+} 只有一个 4f 电子,受到激发时这个 4f 电子被激发到 5d 轨道上,致使 4f 轨道为空轨道,所以这里既不存在 4f 电子和 5d 电子之间的库仑相互作用,也不存在 4f 和 5d 轨道内部电子的自旋轨道相互作用,红移值主要由 5d 轨道的重心位置和晶体场劈裂作用两方面共同决定。

如前所述,在 Dy^{3+} 逐渐替代 Y^{3+} 的过程中,晶格常数逐渐增大,单胞体积也逐渐变大,这将导致各化学键的键长变大。从化学键的键长变化的角度来讲, Ce^{3+} 周围的晶体场相互作用将会变弱,5d 能级的晶体场劈裂作用也会减弱,导致 5d 电子的最低能量会有一定程度的上升。然而考虑到另外一个决定因素,即 5d 轨道的重心位置,它的作用也是不可忽略的,甚至是起主导作用的因素。一般而言,YAG: Ce^{3+} 中的 Y^{3+} 被其他稀土离子所替代时,不仅 Ce^{3+} 的 5d 轨道的晶体场劈裂作用要随替代离子半径和替代量而变化,5d 轨道的重心位置也会随替代离子半径和替代量而变化,二者对于 5d 轨道红移值的影响是相反的,后者的影响要强于前者。当替代离子半径大于 Y^{3+} 时,晶体场劈裂作用变弱造成蓝移,而 5d 轨道的重心位置降低造成红移,但总的效果表现为红移值增加;反之亦然。前人的许多工作都证实了这一点。Dorenbos 等^[16] 发现在 $\text{Gd}_3\text{Al}_5\text{O}_{12} \rightarrow \text{GdY}_2\text{Al}_5\text{O}_{12} \rightarrow \text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12} \rightarrow \text{Lu}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 的系列变化中, Gd^{3+} 逐渐被半径相对较小的稀土离子所替代,晶体场劈裂作用会增强(其结果应是使红移值增加,发射光谱红移),但是实验表明实际发射光谱呈现蓝移。显然在这一系列变化中,发射光谱蓝移的主要原因在于 5d 轨道的重心位置升高大于晶体场劈裂作用增加造成的红移。潘跃晓等^[13] 的研究表明,用适量(不超过 10%)的 Gd^{3+} 替代 Y^{3+} ,由于 Gd^{3+} 的半径大于 Y^{3+} ,其替代导致 YAG 的晶格膨胀,尽管晶体场劈裂作用的减弱使 5d 轨道的最低能量提高了一些,但是总的红移值是增加的,发射光谱峰位从 529 nm 红移至 564 nm,而且晶格膨胀和 Gd^{3+} 替代 Y^{3+} 所造成的发射光谱红移之间成线性关系。孔丽等^[12] 的研究表明在 YAG: Ce^{3+} 荧光粉中共掺半径

热释光峰所对应的陷阱能级的深度可由下列关系式计算^[19]：

$$E = T_m/500, \quad (2)$$

式中 T_m 是热释峰位置所对应的温度,单位为 K,且 $1 \text{ eV} = 500 \text{ K}$ 。从(2)式可知,样品热释光峰位的绝对温度与对应的陷阱能级的深度是成正比的。所有样品中均存在两个深浅不同的陷阱能级,低温峰所

对应的是浅陷阱能级。按(2)式计算所得数据如表3所示。从表中可以清楚的看到,随着 x 值的增加,低温峰的峰位逐渐下降,其中的陷阱能级深度也不断下降,由 Sam0 的 0.812 eV 下降到 Sam5 的 0.750 eV 。这表明 Dy^{3+} 的掺杂虽然没有引入新的陷阱能级,但是它可以降低浅陷阱能级的深度,有利于室温下热释光的发生。

表3 样品的热致发光数据表

Table 3 Data about the thermoluminescence of samples

Samples	x	Composition	Position of the lower peak		Depth of the traps /eV
			/ °C	/K	
Sam0	0	$\text{Y}_{2.95}\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}_{0.05}^{3+}$	133	406	0.812
Sam1	0.59	$\text{Y}_{2.36}\text{Dy}_{0.59}\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}_{0.05}^{3+}$	124	397	0.794
Sam2	1.18	$\text{Y}_{1.77}\text{Dy}_{1.18}\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}_{0.05}^{3+}$	122	395	0.790
Sam3	1.77	$\text{Y}_{1.18}\text{Dy}_{1.77}\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}_{0.05}^{3+}$	113	386	0.772
Sam4	2.36	$\text{Y}_{0.59}\text{Dy}_{2.36}\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}_{0.05}^{3+}$	107	380	0.760
Sam5	2.95	$\text{Dy}_{2.95}\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}_{0.05}^{3+}$	102	375	0.750

根据样品余辉发光的颜色和样品的组成可知,材料的热释光主要来源于样品中 Ce^{3+} 的发光。一般来说,影响材料的热释光强度的因素很多,既包括发光中心在样品中的浓度和跃迁几率,也包括样品中陷阱的浓度和陷阱能级的深度。从发光中心的角度讲,文中6个样品内发光中心的浓度是相同的,但是由于 Dy^{3+} 的替代,可能使 Ce^{3+} 在基态和激发态之间的跃迁几率大大降低了,这一点从发射光谱的强度衰减得到证实。从陷阱的角度讲, Sam0 ~ Sam5 样品从 YAG 逐渐转变为 DyAG,但保持石榴石结构不变,其间陷阱的浓度变化情况比较复杂,根据现有的实验数据无从分析。然而从陷阱的深度来看,热释光谱的研究证明陷阱的深度是逐渐变浅的,这有利于被陷阱电子的释放。在实验中,发光中心的基态与激发态之间的跃迁几率的变化对于热释光强度的变化起主导作用,这就造成了 Sam0 ~ Sam5, 样品的热释光强度逐渐降低。

4 结 论

研究表明,随着 x 值的不断增加, Dy^{3+} 离子逐渐替代了 $\text{Y}_{2.95-x}\text{Dy}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}_{0.05}^{3+}$ 中 Y^{3+} 的位置,表明 YAG 和 DyAG 二者之间可以形成完全互溶固溶体。在加入 Dy^{3+} 时,样品的晶格逐渐发生膨胀,但保持原有的石榴石结构不变,其膨胀量与 x 值成线性关系。样品的发射光谱均为宽带发射谱,随着 x 值的不断增加,样品发射峰位发生红移,红移量也与 x 值成线性关系。全部样品在紫外激发下都具有黄色长余辉现象,余辉时间最长达35 min,样品的余辉

时间随着 x 值的增加而减小。经过热释光谱测量和计算,样品在紫外光照射下热释光谱上可见两个发射峰,低温峰位置随 x 值的增加移向较低的温度,表明低温峰所代表的陷阱深度逐渐减小,有利于室温下陷阱电子的逃逸。样品在紫外激发下强的热释光效率,表明其在紫外辐射剂量测试方面有潜在的应用价值。

参 考 文 献

- 1 Su Liwei, You Da, Cheng Haiying *et al.*. Characterization of high-power GaN-based green LED on Si substrate [J]. *Acta Optica Sinica*, 2009, **29**(4): 1066~1069
苏丽伟,游达,程海英等. Si衬底功率型 GaN 基绿光 LED 性能[J]. 光学学报, 2009, **29**(4): 1066~1069
- 2 Wu Haibin, He Sumei, Wang Changling. Experimental research on the mechanism of causing fast luminous attenuation of white lamp-LED[J]. *Acta Optica Sinica*, 2009, **29**(5): 1363~1367
吴海彬,何素梅,王昌铃. 导致单管型白光发光二极管快速光衰的实验研究[J]. 光学学报, 2009, **29**(5): 1363~1367
- 3 Lin Yue, Ye Liewu, Liu Wenjie *et al.*. Optimization algorithm of correlated color temperature for LED light sources by dichotomy [J]. *Acta Optica Sinica*, 2009, **29**(10): 2791~2794
林岳,叶烈武,刘文杰等. 二分法优化计算 LED 光源相关色温[J]. 光学学报, 2009, **29**(10): 2791~2794
- 4 P. Schlotter, J. Baur, C. Hielscher *et al.*. Fabrication and characterization of GaN/InGaN/AlGaN double heterostructure LEDs and their application in luminescence conversion LEDs[J]. *Mat. Sci. Engng. B-SolidM* 1999, **59**(1-3): 390~394
- 5 P. Schlotter, R. Schmidt, J. Schneider. Luminescence conversion of blue light emitting diodes[J]. *Appl. Phys.*, 1997, **64**(4): 417~418
- 6 Y. X. Pan, M. M. Wu, Q. Su. Tailored photoluminescence of YAG:Ce phosphor through various methods [J]. *J. Phys. Chem. Solids*, 2004, **65**(5): 845~850
- 7 H. Yang, Y. Kim. Energy transfer-based spectral properties of Tb-, Pr-, or Sm-codoped YAG:Ce nanocrystalline phosphors[J]. *J. Lumin.*, 2008, **128**(10): 1570~1576

- 8 Kong Li, Gan Shucai, Hong Guangyan *et al.*. Luminescence properties of YAG:Ce co-doped with Pr³⁺ and Sm³⁺ [J]. *Chin. J. Lumin.*, 2007, **28**(3): 393~396
孔丽, 甘树才, 洪广言等. Pr³⁺或Sm³⁺掺杂YAG:Ce的发光特性及其荧光寿命[J]. *发光学报*, 2007, **28**(3): 393~396
- 9 S. Mukherjee, V. Sudarsan, R. K. Vatsa *et al.*. Luminescence studies on lanthanide ions (Eu³⁺, Dy³⁺ and Tb³⁺) doped YAG:Ce nano-phosphors[J]. *J. Lumin.*, 2009, **129**(1): 69~72
- 10 H. S. Jang, W. Bin Im, D. C. Lee *et al.*. Enhancement of red spectral emission intensity of Y₃Al₅O₁₂:Ce³⁺ phosphor via Pr co-doping and Tb substitution for the application to white LEDs[J]. *J. Lumin.*, 2007, **126**(2): 371~377
- 11 K. Zhang, W. Hu, Y. Wu *et al.*. Photoluminescence investigations of ((Y_{1-x}Ln_x)₃Al₅O₁₂:Ce (Ln³⁺ = Gd³⁺, La³⁺) nanophosphors[J]. *Physica B*, 2008, **403**(10-11): 1678~1681
- 12 Kong Li, Gan Shucai, Hong Guangyan *et al.*. Relationship between crystal structure and luminescence properties of (Y_{0.96-x}Ln_xCe_{0.04})₃Al₅O₁₂ (LH=Gd, La, Lu) phosphors[J]. *J. Rare Earths*, 2007, **25**(6): 692~696
- 13 Y. X. Pan, W. Wang, G. K. Liu *et al.*. Correlation between structure variation and luminescence red shift in YAG:Ce [J]. *J. Alloys and Compounds*, 2009, **488**(2): 638~642
- 14 Kong Li, Gan Shucai, Hong Guangyan *et al.*. Effects of doping lanthanide ions in YAG:Ce system on the spectral properties of Ce³⁺ [J]. *Chem. J. Chin. Univ.*, 2008, **29**(4): 673~676
孔丽, 甘树才, 洪广言等. YAG:Ce体系中稀土离子掺杂对Ce³⁺的光谱性能的影响[J]. *高等学校化学学报*, 2008, **29**(4): 673~676
- 15 S. Zhou, Z. Fu, J. Zhang *et al.*. Spectral properties of rare-earth ions in nanocrystalline YAG:Re (Re=Ce³⁺, Pr³⁺, Tb³⁺) [J]. *J. Lumin.*, 2006, **118**(2): 179~185
- 16 P. Dorenbos. 5d-level energies of Ce³⁺ and the crystalline environment. IV. Aluminates and "simple" oxides [J]. *J. Lumin.*, 2002, **99**(3): 283~299
- 17 A. Nag, T. R. N. Kutty. Role of B₂O₃ on the phase stability and long phosphorescence of SrAl₂O₄:Eu, Dy[J]. *J. Alloys and Compounds*, 2003, **354**(1-2): 221~231
- 18 A. J. J. Bos. Theory of thermoluminescence [J]. *Radiat. Meas.*, 2006, **41**: S45~S56
- 19 C. F. Guo, Q. Tang, C. X. Zhang *et al.*. Thermoluminescent properties of Eu²⁺ and RE³⁺ co-doped phosphors CaGa₂S₄:Eu²⁺, RE³⁺ (RE = Ln, excluding Pm, Eu and Lu) [J]. *J. Lumin.*, 2007, **126**(2): 333~338