

高掺杂 Ce, Gd($Y_{3-x-y}Ce_xGd_y$)Al₅O₁₂ 荧光粉的发光下降及温度猝灭特性

褚明辉^{*,1} 刘学彦¹ 吴庆^{1,2} 王健^{1,2} 蒋大鹏¹ 申德振¹ 赵成久¹ 侯凤琴¹

(¹ 中国科学院长春光学精密机械与物理研究所, 激发态物理重点实验室, 长春 130033)

(² 中国科学院研究生院, 北京 100049)

摘要: 采用高温固相法分别合成了不同 Ce 浓度掺杂的和固定 Ce 浓度为 0.06 不同 Gd 浓度掺杂的 Y₃Al₅O₁₂(YAG)系列荧光粉, 通过测量其激发、发射光谱、漫反射光谱、荧光寿命和变温发射光谱, 研究了掺杂元素的浓度对荧光粉发光性能的影响以及荧光粉发光的温度猝灭性质。研究表明: 荧光粉发光强度随着 Ce³⁺掺杂浓度和 Gd³⁺掺杂浓度的提高均呈下降趋势。分析发现, 荧光粉发光强度下降并非主要由浓度猝灭所引起, 而是由于高浓度掺杂下发生 YAG 基质与 Ce³⁺对激发光的竞争吸收, 导致 Ce³⁺对激发光的吸收量减少, 从而影响发光强度。温度实验表明, 随着温度的升高, 荧光粉发光强度下降。Ce 含量的改变对 YAG:Ce 荧光粉的热猝灭性质影响较小, Gd 的掺杂使荧光粉的发射波长向长波方向移动, 同时热猝灭现象严重。

关键词: YAG:Ce; 白光 LED; 发射光谱; 发光强度; 温度猝灭

中图分类号: O614.3¹; O614.32²; O614.33²; O614.33⁹ 文献标识码: A 文章编号: 1001-4861(2010)02-0183-07

Luminescence Reduction and Thermally Induced Luminescence Quenching of Ce, Gd Highly Doped ($Y_{3-x-y}Ce_xGd_y$)Al₅O₁₂ Phosphors for White LEDs

CHU Ming-Hui^{*,1} LIU Xue-Yan¹ WU Qing^{1,2} WANG Jian^{1,2}

JIANG Da-Peng¹ SHEN De-Zhen¹ ZHAO Cheng-Jiu¹ HOU Feng-Qin¹

(¹Key Laboratory of Excited State Processes, Changchun Institute of Optics Fine Mechanics and Physics,

Chinese Academy of Science, Changchun 130033)

(²Graduate University of Chinese Academy Science, Beijing 100049)

Abstract: Two series of Y_{3-x}Ce_xAl₅O₁₂ and Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06}Al₅O₁₂ phosphors were synthesized by high-temperature solid reaction method. The influences of doped elements on the luminescence properties were studied by measuring excitation spectra, emission spectra, reflectance spectra, fluorescence lifetimes and the dependence of luminescence intensity on temperatures. The results show that the intensity of the luminescence decreases with the increase of doping concentration. The luminescence decrease is attributed to the partly absorbed excitation photons by YAG host. It means that the host with high doping competes with Ce³⁺ center for absorbing excitation energy. The competition leads to less Ce³⁺ excited and weaker luminescence intensity. The luminescence intensity in YAG:Ce phosphors is affected by temperature significantly, and the intensity of the luminescence decreases with the increase of temperature. Moreover, the thermal quenching of YAG:Ce phosphors is affected strongly by the concentration of Gd rather than Ce.

Key words: YAG:Ce; white LED; emission spectra; luminescence intensity; thermal quenching

收稿日期: 2009-07-06。收修改稿日期: 2009-09-03。

吉林省科技发展计划重点项目(No.20070317)资助。

*通讯联系人。E-mail: chuminghui@vip.163.com

第一作者: 褚明辉, 女, 34 岁, 高级工程师, 博士研究生; 研究方向: 白光 LED 材料及器件的研究。

0 引言

LED(Light emitting diode, 发光二极管)是一种固体光源。与传统白炽灯和荧光灯相比,LED 具有效率高、功耗小、寿命长、环保安全等显著优点,将成为 21 世纪替代传统照明器件的新光源,其市场价值和社会效益巨大。

Nakamura 等^[1]早在 1996 年就率先使用蓝光 LED 和黄色荧光粉合成了白光发光二极管。此组合中应用的黄色荧光粉是 $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}^{3+}$ (简称 YAG:Ce),它在 470 nm 附近具有较强的宽带吸收,其发射波长在 540 nm 附近,能与蓝色 LED 芯片组合形成白光^[2]。就白光 LED 而言,利用 GaN 蓝光发光二极管激发 YAG 黄色荧光粉已成为目前商品化白光 LED 产品的主流方式。该方法是用蓝光发光二极管发出的蓝光部分激发荧光粉使荧光粉发出黄绿色光,组合产生白光发射^[3],这种方法最终的发光部分来自荧光粉,部分来自发光二极管。因此,黄色荧光材料性能的优劣直接关系到白光 LED 产品的流明效率、显色性等主要指标。

目前所采用的黄色荧光材料主要是稀土铈离子(Ce^{3+})激活的钇铝石榴石($\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$),简称为 YAG 晶体。YAG 因其吸收和激发光谱与蓝光 LED 的发光光谱匹配,最大限度满足了光子能量转换需求,发射光谱范围宽,发光亮度高,性能稳定。但目前 YAG 荧光粉还存在发光效率不高、与蓝光 LED 组成的白光 LED 在红光区的发射较弱、显色指数(CRI)低等问题。因此,针对 YAG 荧光粉的制备工艺、掺杂改性、发光效率等方面的研究开展得较多^[4-9]。文献^[10-11]报道了用高温固相法合成 YAG:Ce 荧光粉,并对其发光性能进行了研究,阐述了随着 Ce^{3+} 含量提高相对亮度下降的原因,是由于随着 Ce^{3+} 含量的提高,激活离子的数量增加,亮度提高,当 Ce^{3+} 离子进一步增加时,由于发生了浓度猝灭,导致亮度的下降。文献^[12]报道了在 YAG:Ce 基质材料中引入 Gd^{3+} 离子后并没有改变原有荧光粉晶体的基本晶型结构,Gd 的加入导致基质晶格常数增大和 Ce^{3+} 的 5d 轨道分裂条数增加,发射光谱向长波方向移动,从而提高暖白光组分,获得高品质光色,实现人们对高显色指数暖白光 LED 光源的期望。

在实际应用中,采用蓝光 LED 芯片和 YAG:Ce 黄色荧光粉组合来实现白光发射的技术方案,会随着结区温度的升高,蓝光 LED 芯片发射波长红移,

与荧光粉的激发波长不匹配造成白光 LED 发光效率的降低^[13-14]。同时,荧光粉的发光强度也随着温度的升高下降显著^[15]。文献^[16]报道了不同激活剂浓度、不同元素掺杂的 $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 荧光粉在 460 nm 激发下的变温亮度和发射光谱,得出随着温度的升高,荧光粉发光强度下降,同时发射光谱红移; Ce 含量改变对荧光粉的热猝灭性质影响较小,Gd 的掺杂使荧光粉的发射波长红移,同时也会加剧热猝灭。

本文采用高温固相法制备了一系列 YAG:Ce 荧光材料,系统地研究了 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 的掺杂浓度变化对荧光粉发光性质的影响,以及荧光粉的发光强度对温度的依赖特性。

1 实验部分

1.1 YAG 荧光材料的制备

按化学式 $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 和 $(\text{Y}_{2.94-y}\text{Gd}_y\text{Ce}_{0.06})\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 计量比关系准确称取高纯 Al_2O_3 (99.99%)、高纯 Y_2O_3 (99.99%)、高纯 Gd_2O_3 (99.99%)、高纯 CeO_2 (99.99%),掺杂离子浓度范围为: $x=0.06\sim 0.42$, $y=0.2\sim 1.6$ 。将上述原料放入玛瑙研钵中混合研磨,同时加入 1%~5%的 BaF_2 作为助溶剂和电荷补偿剂来提高其发光稳定性。混合研磨 20~40 min 后,将混合物转移到 25 mL 石英坩埚中,外套 100 mL 石英坩埚,并在两坩埚之间放入活性炭来产生还原气氛。把双层坩埚一并放入高温炉内加热,快速升温至 1450 °C,烧结 2 h,取出冷却后,粉碎过筛、研磨即得到外观呈浅黄色的晶体粉末。

1.2 测试仪器

荧光光谱由日立 F-4500 分光光度计测得;荧光寿命测量由 Tektronix-TDS 3052 数字示波器记录,利用 Nd-YAG 激光输出的三倍频 355 nm 脉冲为 10 ns 激光激发;样品的晶体结构由 Rigaku D/MAX-RB 型 X-射线衍射仪测得;温度影响特性采用自制的变温光学性能测试系统,加热测温部分由自制的加热平台和温控仪组成,采用热电偶直接测量荧光粉的温度,保证了测温的准确性。

2 结果与讨论

2.1 $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 和 $(\text{Y}_{2.94-y}\text{Gd}_y\text{Ce}_{0.06})\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 荧光粉晶体结构

图 1 给出 $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 系列荧光粉($x=0.06, 0.42$)样品的 XRD 图。对比 PDF 标准卡片,图 1a 的衍射三强峰 (211)、(420)、(640) 均与标准图谱(PDF:

79-1892)——对应,这表明掺入激活剂后晶体结构没有变化,为立方晶系的 YAG 结构。当掺杂浓度达到较高含量时(见图 b),样品的衍射峰略向小角度方向移动。这是由于用较大离子半径的 Ce³⁺取代较小离子半径的 Y³⁺,会对晶场产生影响,使晶场变形、扩张,因此衍射峰将向小角度方向移动。这进一步证明了 Ce³⁺离子成功地进入 YAG 晶格,并且取代了 Y³⁺的位置。图 2 为($Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06}$)Al₅O₁₂ 系列样品的 XRD 图,与 Y₃Al₅O₁₂ 标准图(PDF: 79-1892)——对应,说明掺入激活剂后晶体结构没有变化,为立方晶系的 YAG 结构;XRD 峰随 Gd³⁺浓度增大而向小角度方向移动,这是由于晶格常数增大所致。

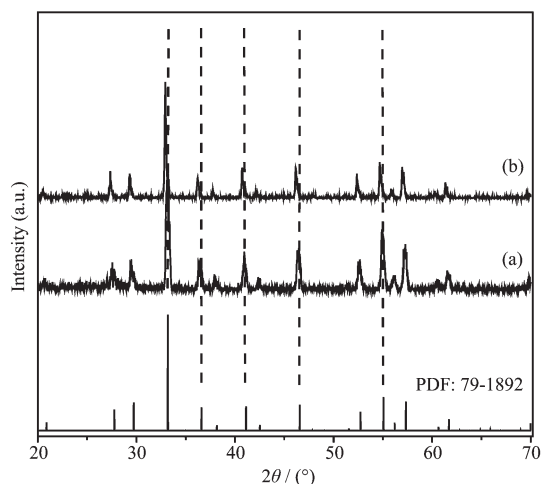


图 1 样品 $Y_{2.94}Ce_{0.06}Al_5O_{12}$ (a)和 $Y_{2.58}Ce_{0.42}Al_5O_{12}$ (b)的 XRD 图

Fig.1 XRD patterns of samples $Y_{2.94}Ce_{0.06}Al_5O_{12}$ (a) and $Y_{2.58}Ce_{0.42}Al_5O_{12}$ (b)

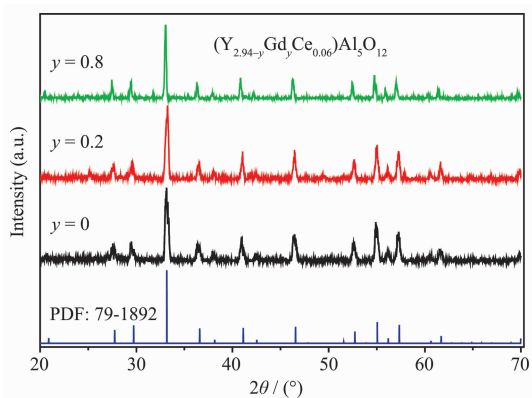


图 2 ($Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06}$)Al₅O₁₂($y=0, 0.2, 0.8$)系列样品的 XRD 图

Fig.2 XRD patterns of samples ($Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06}$)Al₅O₁₂ ($y=0, 0.2, 0.8$)

2.2 Ce 和 Gd 含量对 YAG 荧光粉发光强度的影响

图 3 为 460 nm 蓝光激发下不同 Ce³⁺掺杂量

($0.06 \leq x \leq 0.42$)Y_{3-x}Ce_xAl₅O₁₂ 荧光粉的发射光谱图,图 4 为 460 nm 蓝光激发下不同 Gd³⁺掺杂量 ($0.2 \leq y \leq 1.6$)($Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06}$)Al₅O₁₂ 荧光粉的发射光谱图。光谱均显示 1 个黄色发光带,分别位于 530 和 540 nm 左右,对应 Ce³⁺的 5d-4f 的跃迁。随着 Ce 和 Gd

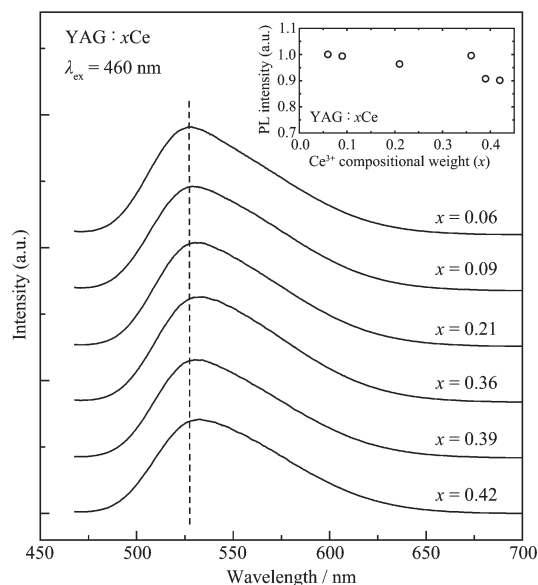


图 3 不同 Ce³⁺掺杂量 Y_{3-x}Ce_xAl₅O₁₂ 荧光粉的发射光谱(插图为发光强度随 Ce³⁺掺杂量的变化)

Fig.3 Emission spectra of Y_{3-x}Ce_xAl₅O₁₂ phosphors with different x (Inset shows PL integral intensity vs Ce³⁺ doping molar fraction)

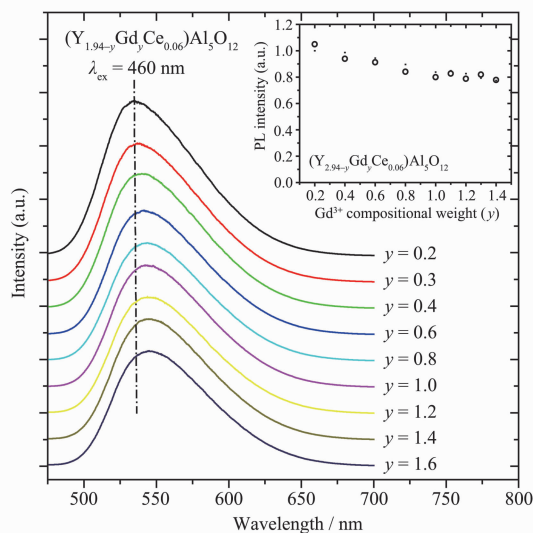


图 4 不同 Gd³⁺掺杂量时($Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06}$)Al₅O₁₂ 荧光粉的发射光谱(插图为发光强度随 Gd³⁺掺杂量的变化)

Fig.4 Emission spectra of ($Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06}$)Al₅O₁₂ phosphors with different y (Inset shows PL integral intensity vs Gd³⁺ doping molar fraction)

含量增加,发射光谱的峰位略发生红移,这是由于 Ce^{3+} 比 Y^{3+} 半径大, Ce^{3+} 取代 Y^{3+} 后晶场产生畸变、扩张, Ce^{3+} 的 $5d$ 能级下移所致,这与文献^[17]报道一致。由于 Ce 掺杂量 x 为 0.06 时,已接近该荧光粉最佳掺杂浓度^[18],所以,随着 Ce^{3+} 含量进一步增加,发光强度已达到最大,不再增加。当 x 高于 0.36 时,发光强度开始明显下降,如图 3 插图所示。通常情况下, Ce^{3+} 浓度超过某一临界浓度时,由于浓度猝灭引起发光强度下降。

为了验证荧光减弱是否由于 Ce^{3+} 离子猝灭引起的,我们分别测量了这 2 个系列样品的荧光衰减曲线,如图 5a、b 所示。结果显示,发现 2 个系列材料的荧光寿命并没有随着 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 含量的增加发生变化,说明了在实验样品所涉及的掺杂浓度范围内,未产生离子浓度引起的荧光猝灭。荧光强度随掺杂离子浓度增加而下降应该不是由于浓度猝灭造成的。掺 Gd^{3+} 系列样品寿命为 44 ns,比掺 Ce^{3+} 系列样品寿命 47 ns 略短,可能是由于 Gd 系列样品的热猝灭更严重所造成。下面的热猝灭实验证实了这一点。

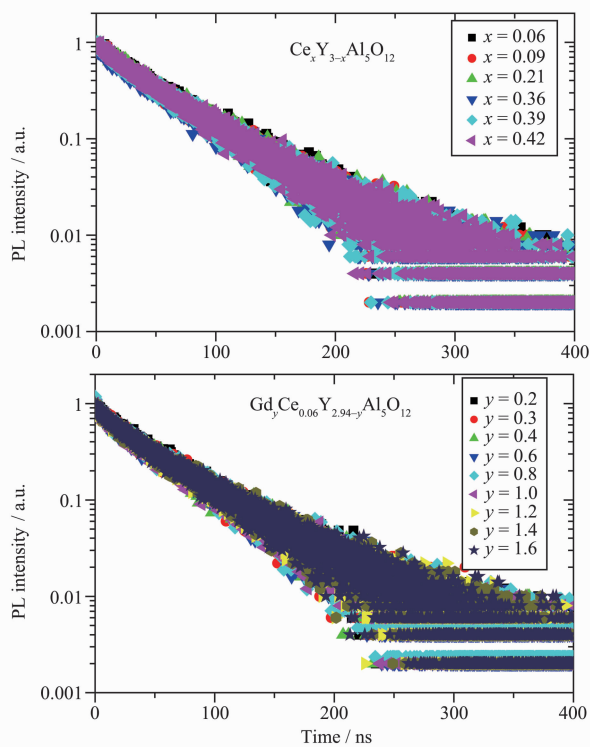


图 5 不同掺杂浓度的 YAG 荧光粉样品 $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (a) 和 $\text{Y}_{2.94-y}\text{Gd}_y\text{Ce}_{0.06}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (b) 的荧光衰减曲线

Fig.5 Decay curves of the fluorescence of $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ phosphors (a) and that of $\text{Y}_{2.94-y}\text{Gd}_y\text{Ce}_{0.06}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ phosphors

为了进一步研究材料荧光强度下降的原因,我们测量了这 2 个系列样品的漫反射图谱,如图 6 和图 7 所示。随着 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 浓度增加, Ce^{3+} 离子在 460 nm 处的 $4f-5d$ 吸收不断增强,同时在整个光谱范围内,基质的背底吸收也在显著增强,表现为 380 nm 附近和波长大于 500 nm 光谱范围基质吸收的增强。这个结果表明 Ce^{3+} 发光强度下降,可能是基质与 Ce^{3+} 离子存在对激发光的吸收竞争,导致 Ce^{3+} 对 460 nm 激发光的净吸收量的减少。净吸收量由总吸收量减去基质的背底吸收得到。

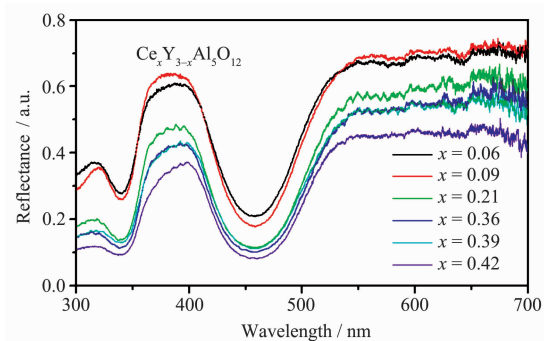


图 6 不同 Ce^{3+} 掺杂浓度的 $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 荧光粉的漫反射图谱

Fig.6 Reflectance spectra of $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ phosphors with different x

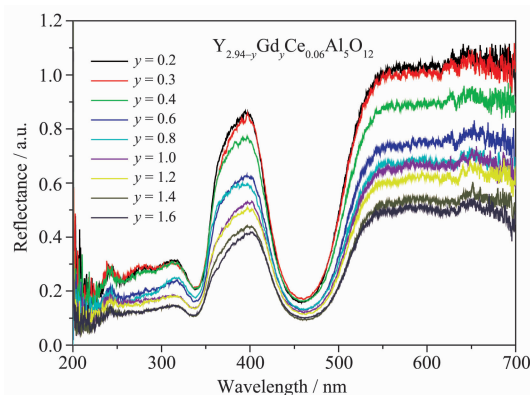


图 7 不同 Gd^{3+} 掺杂浓度的 $(\text{Y}_{2.94-y}\text{Gd}_y\text{Ce}_{0.06})\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 荧光粉的漫反射图谱

Fig.7 Reflectance spectra of $(\text{Y}_{2.94-y}\text{Gd}_y\text{Ce}_{0.06})\text{Al}_5\text{O}_{12}$ phosphors with different y

根据图 6 和图 7 数据分别得到了 Ce^{3+} 对 460 nm 激发光的净吸收量随着 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 的浓度的变化关系,如图 8 和图 9 所示。从图 8 可以看出,当 Ce^{3+} 浓度超过 0.36 时, Ce^{3+} 对激发光的净吸收量开始减少,净吸收量的减少与发光强度的下降同步。从图 9 发现, Ce^{3+} 对 460 nm 激发光的净吸收量随着 Gd^{3+} 的浓度的增加单调减少,净吸收量的减少与发光强度的下降

同步。这就进一步证明了两种系列材料发光强度随 Ce³⁺和 Gd³⁺含量增加逐渐下降的原因不是由于浓度猝灭所引起的,而是 Ce 的净吸收能力下降,基质对光的吸收增强所导致的。基质对光的吸收增强可能是由于 Ce³⁺和 Gd³⁺的分别掺杂引入了缺陷中心。

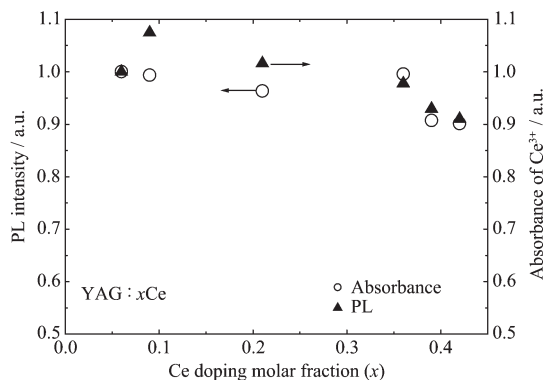


图 8 Y_{3-x}Ce_xAl₅O₁₂ 荧光粉发光强度和 Ce³⁺对激发光的净吸收量随 Ce³⁺掺杂浓度的变化

Fig.8 Comparison of fluorescence intensities and the net absorbances of excitation light by Ce as a function of Ce³⁺ doping concentrations

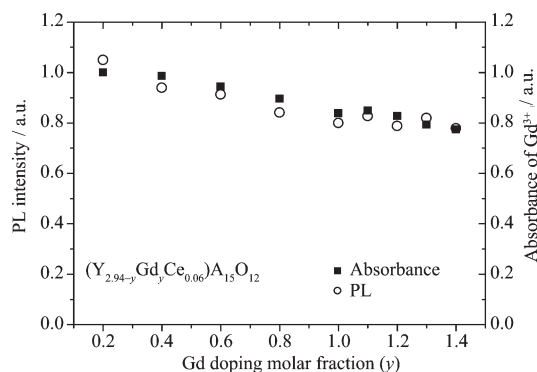


图 9 Gd³⁺掺杂(Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06})Al₅O₁₂ 荧光粉发光强度和 Gd³⁺对激发光的净吸收量随 Gd³⁺掺杂浓度的变化

Fig.9 Comparison of fluorescence intensities and the net absorbances of excitation light by Ce³⁺ as a function of Gd³⁺ doping concentrations

2.3 Y_{3-x}Ce_xAl₅O₁₂ 和(Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06})Al₅O₁₂ 的温度依赖特性

图 10 是不同 Ce³⁺含量的 Y_{3-x}Ce_xAl₅O₁₂ 荧光材料在 200~500 K 温度范围内的发光强度变化。结果表明,不同 Ce³⁺含量(x=0.06~0.42)的 YAG:Ce³⁺荧光粉发光强度随着温度的升高逐渐下降,温度升至 500 K 时,不同 Ce 浓度掺杂荧光粉发光强度相对于室温时均下降 50%左右。图 11 是不同 Gd³⁺含量的 (Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06})Al₅O₁₂ 荧光材料在 200~500 K 温度范围内的发光强度变化,结果表明,温度的升高导致发

光性能的劣化,并且,随着 Gd³⁺含量增加,热猝灭进一步加剧。Gd³⁺掺杂量大于 1.2,温度升至 500 K 时的荧光粉发光强度降低为室温的 10%。比较图 10 和图 11 可知,掺 Gd³⁺样品的热猝灭严重,这与文献^[16]报道一致。我们应用荧光热猝灭模型,进一步分析了掺 Gd³⁺样品的荧光强度热猝灭严重的原因。采用热激活模型,发光强度 I 与温度 T 的关系表示为:

$$I = \frac{I_0}{1 + R \exp[-E/(kT)]}$$

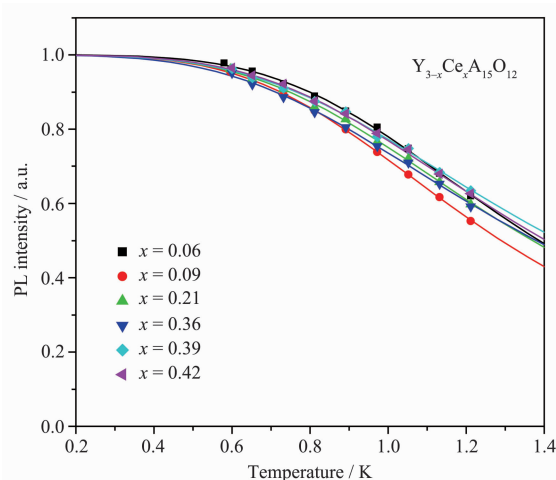


图 10 不同 Ce³⁺浓度下 Y_{3-x}Ce_xAl₅O₁₂ 荧光粉发光强度随温度的变化

Fig.10 Dependence of fluorescence intensities of Y_{3-x}Ce_xAl₅O₁₂ phosphors on temperatures for various Ce³⁺ doping concentrations

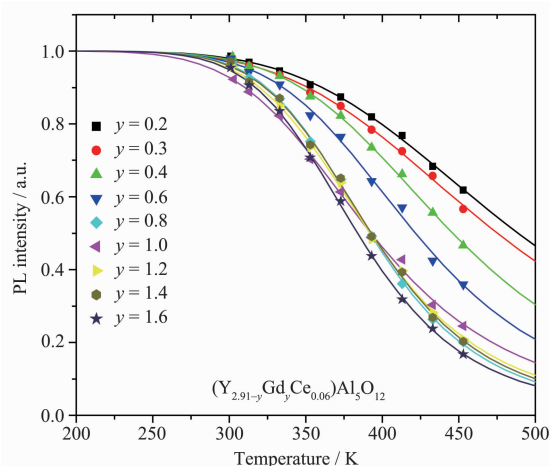


图 11 不同 Gd³⁺浓度下(Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06})Al₅O₁₂ 荧光粉发光强度随温度变化

Fig.11 Dependence of fluorescence intensities of (Y_{2.94-y}Gd_yCe_{0.06})Al₅O₁₂ phosphors on temperatures for various Gd³⁺ doping concentrations

R 为频率因子, E 为激活能。拟合结果表明, 掺 Gd^{3+} 样品热猝灭严重。图 10、11 中实线是上述关系式的拟合曲线。拟合得到的 R 和 E 值随着 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 浓度的变化关系, 如图 12 和图 13 所示。图 12 表明, R 和 E 值均随 Ce^{3+} 离子浓度增加而逐渐变小, 但变化幅度不大。当 $x > 0.36$ 时, R 和 E 值趋于平稳。从图 13 发现, E 值分布在 250~280 meV 范围内, 随 Gd^{3+} 浓度增加先变小后增大, 当 $y > 0.8$ 时, E 值趋于平稳, 变化不大; 随 y 增加, R 值却非线性地增大, 当 $y > 1.2$ 时, R 值迅速增大。在实验样品的掺杂浓度范围内, R 增加近 1 个数量级。这就进一步证明了掺 Gd^{3+} 热猝灭严重的原因是频率因子 R 的提高, 意味着掺 Gd^{3+} 样品中 Ce^{3+} 激发态与基质导带的耦合加强。

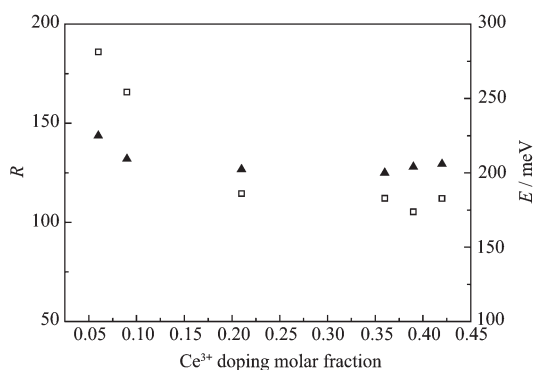


图 12 $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 荧光粉拟合得到的 R 和 E 值随 Ce^{3+} 掺杂量的变化

Fig.12 Nonradiation ratio factor R (square dots) and thermal activation energy E (solid triangle dots) was plotted as a function of the compositional fraction of Ce ion doped in YAG

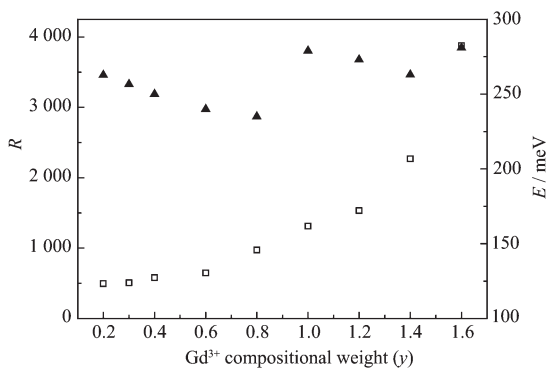


图 13 $(\text{Y}_{2.94-y}\text{Gd}_y\text{Ce}_{0.06})\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 荧光粉拟合得到的 R 和 E 值随 Gd^{3+} 掺杂量的变化

Fig.13 Nonradiation ratio factor R (square dots) and thermal activation energy E (solid triangle dots) plotted as a function of doping fraction of Gd^{3+} ion in Ce/Gd co-doped YAG

3 结 论

采用高温固相法合成了系列 $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 和 $(\text{Y}_{2.94-y}\text{Gd}_y\text{Ce}_{0.06})\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 荧光粉, 系统地研究了 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 添加量对荧光粉发光强度等性质的影响, 以及荧光粉发光强度的温度特性。结果表明:

(1) 当掺杂了 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 以后, 并没有改变基质的晶体结构, 荧光粉仍呈立方 YAG 晶相。随着 Ce^{3+} (或 Gd^{3+}) 掺杂量的增加 ($0.06 \leq x \leq 0.42, 0.2 \leq y \leq 1.6$), 荧光粉发光强度出现下降。分析发现, 荧光粉发光强度下降并不是浓度猝灭所引起, 而是由于高浓度 Ce^{3+} (或 Gd^{3+}) 掺杂的基质对激发光产生吸收, 发生与 Ce^{3+} (或 Gd^{3+}) 对激发光的竞争吸收, 导致 Ce^{3+} (或 Gd^{3+}) 对激发光的吸收量减少, 从而降低了发光强度。因此, 为获得高效发光材料, 提高发光中心对激发光的利用率, 减少基质及其他非发光中心对激发光的吸收很重要。

(2) Ce^{3+} 含量的改变对 $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 荧光粉的热猝灭性质影响较小, 当 Ce^{3+} 含量从 0.06 增加到 0.42, 温度升至 500 K 时, $\text{Y}_{3-x}\text{Ce}_x\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 荧光粉发光强度相对于室温时下降幅度基本在 50% 左右。Gd 的掺杂加剧热猝灭, 当 Gd^{3+} 掺杂含量从 0.2 增加到 1.2, 温度升高至 500 K 时, $(\text{Y}_{2.94-y}\text{Gd}_y\text{Ce}_{0.06})\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 荧光粉发光强度相对于室温下降幅度在 50%~90% 之间。通过利用热激活模型对数据进行理论拟合, 分析得出掺 Gd^{3+} 样品热猝灭严重的原因是频率因子 R 的提高, 意味着掺 Gd^{3+} 样品中 Ce^{3+} 激发态与基质导带的耦合加强。

参考文献:

- [1] Nakamura S, Fasol G. *The Blue Laser Diode*. Berlin: Springer, 1996.1-24
- [2] Mita Y, Kobayashi T, Miyamoto Y, et al. *Phys. Stat. Sol. (b)*, 2004, 241(12):2672-2675
- [3] HU Yue(胡 玥), XIONG Lin(熊 林). *Experiment Science & Technology(Shiyan Kexue Yu Jishu)*, 2006, 12:54-56
- [4] YANG Yun-Xia(杨云霞), CHEN Xian-Ling(陈仙玲), YUAN Shuang-Long(袁双龙), et al. *J. Chin. Ceram. Soc.(Guisuanyan Xuebao)*, 2006, 34(6):671-674
- [5] Optoelectronics Industry Development Association (OIDA). *The Promise of Solid State Lighting for General Illumination*. Washington DC: OIDA, 2002.11-13
- [6] Park J K, Lim M A, Kim C H, et al. *Appl. Phys. Lett.*, 2003,

- 82(5):683-685**
- [7] Setlur A A, Srivastava A M, Comanzo H A, et al. *Proc SPIE*, **2004,5187**:142-149
- [8] ZHANG Shu-Sheng(张书生), ZHUANG Wei-Dong(庄卫东), ZHAO Chun-Lei(赵春雷), et al. *J. Rare Earths (Zhongguo Xitu Xuebao)*, **2004,22(1)**:118-121
- [9] Jang H S, Im W B, Lee D C, et al. *J. Lumin.*, **2007,126(2)**: 371-377
- [10] Zhang C, Heoer A J. *J. Appl. Phys.*, **1998,84(3)**:1579-1582
- [11] WU Jing(吴 竞), LIANG Chao(梁 超), DONG Yan(董 岩), et al. *The Sixth National Conference on Functional Materials and Applications*(第六届中国功能材料及其应用技术会议). Wuhan: [s.n.], **2007**.
- [12] LI Chang-Min(李长敏), LI Zhong-Hua(李中华), SHI Yan(史 岩). *Journal of Dalian Institute of Light Industry (Dalian Gongye Daxue Xuebao)*, **2007,26(2)**:143-146
- [13] JIANG Da-Peng(蒋大鹏), ZHAO Cheng-Jiu(赵成久), HOU Feng-Qin(侯凤琴), et al. *Chin. J. Lumin.(Faguang Xuebao)*, **2003,24(4)**:385-389
- [14] YU Bin-Hai(余彬海), WANG Yao-Hao(王焱浩). *Chin. J. Lumin.(Faguang Xuebao)*, **2005,26(6)**:761-766
- [15] SU Qiang(苏 锵), WU Hao(吴 昊), PAN Yue-Xiao(潘跃晓), et al. *J. Rare Earths (Zhongguo Xitu Xuebao)*, **2005,23(5)**:513-517
- [16] LI Hui-Juan(李慧娟), SHAO Qi-Yue(邵起越), DONG Yan(董 岩), et al. *Chin. J. Lumin.(Faguang Xuebao)*, **2008,29(6)**:984-988
- [17] Pan Y X, Wu M M, Qiang S. *J. Phys. Chem. Solids*, **2004, 65(5)**:845-850.
- [18] LI Xue-Ming(黎学明), HE Nan-Ling(何南玲), TAO Chuan-Yi(陶传义). *Journal of Chongqing University: Natural Science Edition (Chongqing Daxue Xuebao: Ziran Kexue Ban)*, **2007,30(2)**:103-106