

## 微乳液法制备(Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>纳米粒子及光谱特性

沈世妃<sup>1,2</sup>, 马伟民<sup>1</sup>, 闻雷<sup>3</sup>, 郭易芬<sup>2</sup>, 刘晶<sup>1</sup>

(1. 沈阳化工学院 材料科学与工程学院, 沈阳 110142;

2. 沈阳大学 材料科学与工程系, 沈阳 110044;

3. 中国科学院 金属研究所 沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016)

**摘要:** 采用反相微乳液法制备(Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>纳米粉体。通过XRD、TG/DSC、SEM、TEM、PL等手段分别对样品的晶化过程、晶粒尺寸、粉体形貌以及发光性能进行分析。结果表明: 晶粒尺寸随着晶化温度提高而增加, 样品在 800 °C 晶化完全。当乳液浓度为 0.37 mol/L 时所得粉体颗粒呈近似球形, 一次粒径尺寸约 20 nm。样品在 612 nm 监控光下得到的激发光谱是宽带谱, 对应着Eu<sup>3+</sup>-O<sup>2-</sup>的电荷迁移带跃迁。发射光谱的特征峰位于 612 nm 处, 是由于Eu<sup>3+</sup>离子的<sup>5</sup>D<sub>0</sub>-<sup>7</sup>F<sub>2</sub>跃迁造成的。当Eu的原子分数大于 10% 时发生浓度猝灭, 导致特征峰强度降低。

**关键词:** 反相微乳液; (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>纳米粒子; 发光性能; 浓度猝灭

**中图分类号:** O 614.33; TQ 422 **文献标识码:** A

## Preparation and optical spectrum characteristics of (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> nanoparticles by microemulsion

SHEN Shi-fei<sup>1,2</sup>, MA Wei-min<sup>1</sup>, WEN Lei<sup>3</sup>, GUO Yi-fen<sup>2</sup>, LIU Jing<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang Institute of Chemical Technology, Shenyang 110142, China;

2. Department of Materials Science and Engineering, Shenyang University, Shenyang 110044, China;

3. Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> nanoparticles were prepared by reverse microemulsion method. The crystallization process, grain size, morphology and photoluminescence properties of the sample were characterized by XRD, TG/DSC, SEM, TEM and PL. The results show that the grain size increases with increasing crystallization temperature and the complete crystallization temperature of the precursor is 800 °C. The particles are near-spherical with the primary size of 20 nm when the initiate concentration is 0.37 mol/L. The excitation spectra of (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> is observed by monitoring at 612 nm, and there is a wide band which is due to the charge transfer band (CTB) of Eu<sup>3+</sup>-O<sup>2-</sup>. The characteristic peak of (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> locates at 612 nm which is caused by <sup>5</sup>D<sub>0</sub>-<sup>7</sup>F<sub>2</sub> transition of Eu<sup>3+</sup> excited by 237 nm. When the atomic content of Eu is above 10%, the concentration quenching occurs and it leads to the intensity decreasing of the characteristic peak.

**Key words:** reverse microemulsion; (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> nanoparticles; photoluminescence properties; concentration quenching

闪烁陶瓷作为新兴的闪烁体材料, 其制备工艺简单且成本低廉, 将有逐渐取代闪烁体单晶的趋势<sup>[1-3]</sup>。用(Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>优良粉体材料制备的陶瓷闪烁体在

医学探测器领域有很好的应用前景<sup>[4]</sup>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>中加入Gd可增强材料对X射线的阻止本领, 提高发光效率<sup>[5]</sup>。目前陶瓷闪烁体主要是采用气氛或真空烧结微

晶粉末来制备。要获得光学性能良好的闪烁陶瓷,需要烧结活性好、粒度分布均匀、基本球形的粉体作为基本原料。同时激活剂在基质中均匀掺杂也是非常重要的。这就对粉体的制备工艺提出了更高的要求。

制备超细粉体的方法有很多,主要包括燃烧法<sup>[6-8]</sup>、共沉淀法<sup>[9-10]</sup>、溶胶-凝胶法<sup>[11-13]</sup>以及微乳液法等。燃烧法和溶胶凝胶法都存在粉体粒径分布较宽的问题,而共沉淀法在影响因素考虑不当时,很难控制多元离子同时沉淀。与其相比,微乳液法制备超微细粒子具有实验装置相对简单、操作容易、粒子尺寸可控、粒径分布窄以及能实现分子水平均匀掺杂等优点。MYUNG等<sup>[14]</sup>报道了微乳液法制备粒径在20~70 nm范围内的近似球形的 $Y_2O_3:Eu$ 纳米发光粉体,具有较好的分散性。反向微乳液法来制备 $(Y,Gd)_2O_3:Eu^{3+}$ 粉体目前在国内外尚未见报道。

本文作者以环己烷为油相,十六烷基三甲基溴化铵(CATB)为表面活性剂,正丁醇为助表面活性剂,用反向微乳液法制备纳米级粒度均匀的,分散性好的 $(Y,Gd)_2O_3:Eu^{3+}$ 粉体,研究纳米粒子合成过程的晶化温度和影响样品形貌的主要因素以及光谱特性,用XRD、SEM、TEM等分析技术对其纳米粒子进行表征。

## 1 实验

### 1.1 实验原料及方法

采用试剂均为分析纯,稀土氧化物纯度为: $Y_2O_3$ (99.99%), $Gd_2O_3$ (99.99%), $Eu_2O_3$ (99.999%)。按精确化学配比将 $RE^{3+}$ ( $RE=Y, Gd, Eu$ )溶液制成微乳液,同样将沉淀剂氨水制成微乳液,然后混合两种微乳液,磁力搅拌反应得到沉淀,经洗涤、干燥后得到前驱体粉末,再后经煅烧得到样品。 $(Y,Gd)_2O_3:Eu^{3+}$ 粉体制备流程如图1所示。

### 1.2 样品的表征

采用日本理学(Rigaku)D/MAX-RB型X射线衍射仪,分析在不同煅烧条件下的物相组成。采用SETSYS evolution综合热分析仪测定加热过程(从室温到1000℃)中的质量损失及热效应,升温速度为10℃/min(样品质量为7.3 mg),用氩气作为保护气。粉体的形貌由HITACHI S-3400N型扫描电子显微镜(SEM)及FEI TECNAIG<sup>2</sup> 20型透射电子显微镜(TEM)观察。采用Perkin Elmer LS-55型荧光光度计检测粉体的激发和发射光谱。

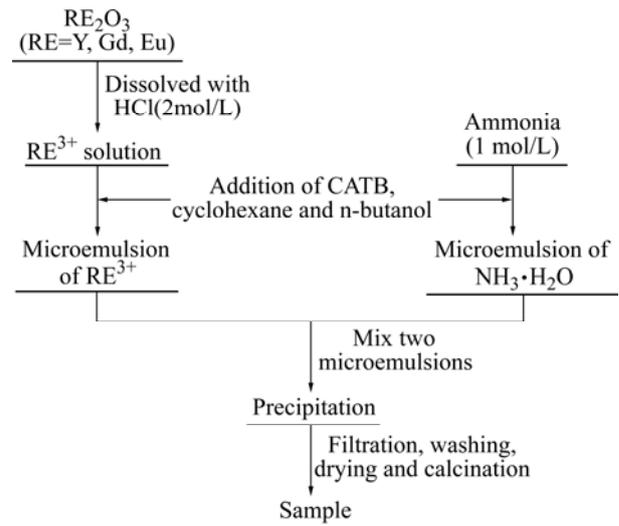


图1  $(Y,Gd)_2O_3:Eu^{3+}$ 粉体制备流程图

Fig.1 Flow chart of  $(Y,Gd)_2O_3:Eu^{3+}$  powders preparation

## 2 结果与讨论

### 2.1 样品物相与差-热分析

将在800℃下煅烧2 h得到的样品的XRD谱与标准的PDF卡片比较,结果如图2所示。图1(a)所示为在800℃下煅烧2 h得到的样品的XRD谱,图1(b)所示为标准pdf卡片中立方相 $Y_2O_3$ 的衍射峰分布(PDF#43-1063)。可以看出两者对应得较好,这是因为在 $Y_2O_3$ 为基体中掺入Gd和Eu离子时,三者的离子半径相近( $Y^{3+}$ : 0.089 2 nm、 $Gd^{3+}$ : 0.093 8 nm、 $Eu^{3+}$ : 0.095 nm),Gd和Eu离子可以很好地固溶到 $Y_2O_3$ 晶格中生成立方相的 $(Y,Gd)_2O_3:Eu^{3+}$ 晶体。但从图上还看出,两者的峰的位置存在少量的偏差, $(Y,Gd)_2O_3:Eu^{3+}$ 的衍射峰比

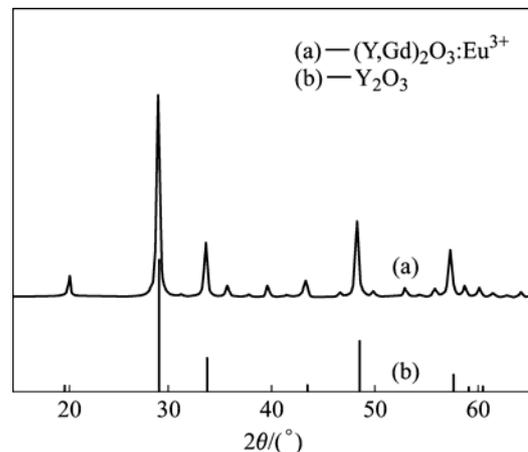


图2 样品的XRD谱与标准PDF卡片的比较

Fig.2 XRD pattern of sample compared with PDF card

标准Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>衍射峰左移, 这可能是因为离子半径的不完全相同导致了Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>晶格发生畸变的结果。

图 3 所示为经过不同温度煅烧下(Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>的 XRD 谱。由图可见, 在 500 °C 时, 只有很少的峰, 样品基本处于无定形态; 从 600 °C 开始, 得到的谱线与标准谱线对应较好, 但峰线较弱, 可认为晶形出现明显的转变趋势; 随着煅烧温度的不断升高, 各个峰的峰值逐渐升高, 谱线变得平滑, 并没有其它的杂相出现。这说明随着煅烧温度的升高, 晶化更完全。到 800 °C 以上时各个晶面的特征峰均出现, 生成了立方相的 (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>晶体。

样品最终合成的温度以及晶化过程中的物相转变通过 TG/DSC 曲线得到。经 80 °C 干燥 12 h 后得到的前驱体 TG/DSC 曲线如图 4 所示。质量损失范围发生 60~780 °C 之间, 400~420 °C 和 670~780 °C 范围内有明显的质量损失; TG 曲线在 780 °C 以后质量损失不

明显, 可认为质量损失已完成。图 4 所示 DSC 曲线中 200 °C 以前的剧烈波动是系统初始化造成的; 曲线在 416 °C 和 600~750 °C 处有两处明显的吸热峰, 对应于 RE(OH)<sub>3</sub> 的两次脱水过程, 产物分别是 RE(OH) 和 RE<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 在 TG 曲线中有明显的质量损失与之对应, 质量损失率分别为 4% 和 11%。DSC 曲线在 780 °C 时出现的放热峰, 对应于粉体从无定形态向晶态转变的过程; 在 780 °C 以后, DSC 曲线没有明显的放热和吸热峰。结合 XRD 分析可知, 温度在 800 °C 以上时, (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> 已经晶化完全。

### 2.2 样品形貌与尺寸

图 5(a)~(c) 所示分别为稀土溶液初始浓度 0.74、0.37、0.24 mol/L 时, 所得到前驱体在 800 °C 煅烧 2 h 样品形貌的 SEM 像。当初始溶液浓度为 0.74 mol/L 时, 可以看出样品颗粒基本为球形, 颗粒尺寸在

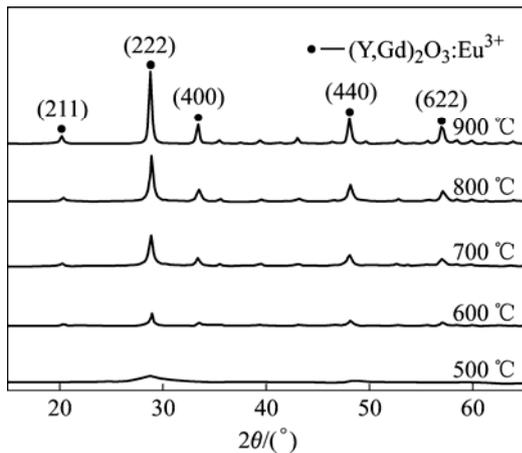


图 3 不同温度下的(Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>的X射线衍射谱  
Fig.3 XRD patterns of (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> at different temperatures

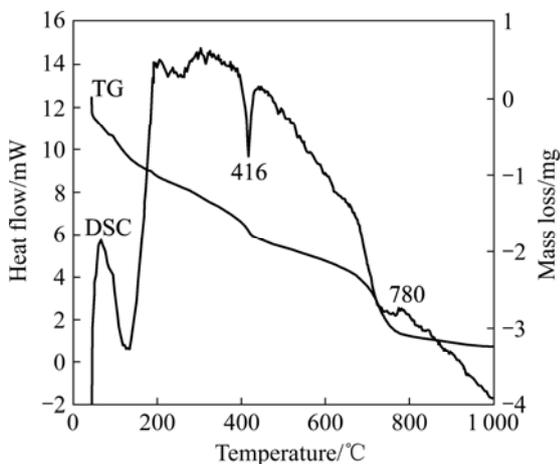


图 4 前驱体粉末的 TG/DSC 曲线  
Fig.4 TG/DSC curves of precursor powders

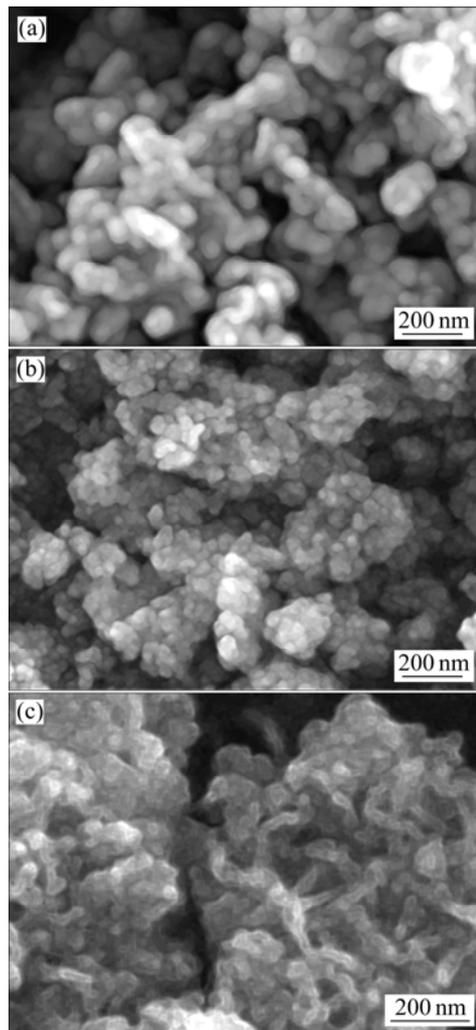


图 5 不同初始浓度下粉体形貌的 SEM 像  
Fig.5 SEM images of (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> with different initiate concentrations: (a) 0.74 mol/L; (b) 0.37 mol/L; (c) 0.24 mol/L

50~100 nm 之间;当浓度 0.37 mol/L 时,颗粒尺寸基本都在 50 nm 以下,近似球状颗粒;然而当浓度 0.24 mol/L 时,样品颗粒形状不规则多为长条形。

相反微乳液制备过程中的成核、生长、聚结、团聚等过程局限在一个纳米“水核”内进行。一般来说,反应物浓度的增加会导致每个纳米“水核”中反应物离子数目的增加,有利于成核生成粒径较小的粒子。但在本实验中当初始稀土溶液浓度为 0.74 mol/L 时,所得粉体颗粒粒径较大,这是由于大量初级粒子在“水核”中聚集所造成的。当初始稀土溶液浓度为 0.24 mol/L 时,生成了条状的颗粒,这可能是因为初级颗粒在一定的定向作用下排列聚集后结晶所得到的。初始稀土溶液浓度在 0.37 mol/L 时,粉体的形貌基本为球形且粒径最小。可以看出纳米粒子的形成机制受到初始浓度的影响较大(如图 5 所示),通过控制初始浓度能够得到不同形状的粉体形貌,包括球形、条状、棒状等。

图 6 所示为在 0.37 mol/L 初始浓度下样品形貌的 TEM 像,可以看出粉体颗粒形貌为近似球形,尺寸约 20 nm。另外(Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>晶体的晶粒尺寸也可以根据X射线线宽法(XRD-LB)的理论计算得出。当测试样品晶粒度很小时,晶粒度的细化可以引起X衍射线的宽化,衍射线半高强度处的线宽度与晶粒尺寸D的关系(Scherrer)公式:

$$D=0.89\lambda/B\cos\theta \quad (1)$$

式中  $\lambda$  为X射线波长,也就是Cu靶的K <sub>$\alpha$ 1</sub>放射 (0.154 056 nm);  $B$  为衍射峰的半高宽;  $\theta$  为布拉格角。在温度 600、700、800、900 °C 处选取多个峰取平均值,计算的颗粒尺寸如表 1 所列。计算表明理论值与TEM观察到的颗粒尺寸基本相符。

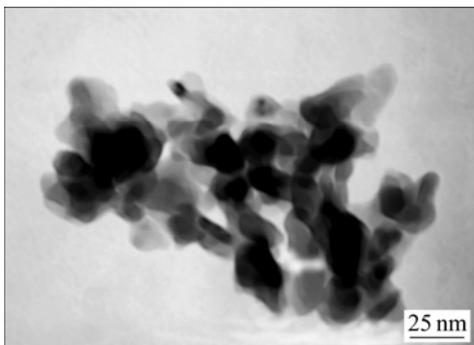


图 6 初始浓度为 0.37 mol/L 时粉体形貌的 TEM 像

Fig.6 TEM image of (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> with initiate concentration of 0.37 mol/L

表1 计算的颗粒粒径与晶化温度

Table 1 Relationships between particle size and crystallization temperature

Crystallization temperature/°C	Particle size/nm
600	19
700	20
800	23
900	25

### 2.3 样品的光谱特性

由于Eu<sup>3+</sup>的特征发射峰位于 612 nm 左右,在 612 nm 光监视下的(Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>粉体的激发光谱如图 7 所示,可以看出在 230~250 nm 范围内有一个宽的激发带,落在紫外光区域内,峰值在 237 nm 处。该宽激发带对应于Eu<sup>3+</sup>-O<sup>2-</sup>的电荷迁移带跃迁,即一个电子从氧跃迁到Eu。

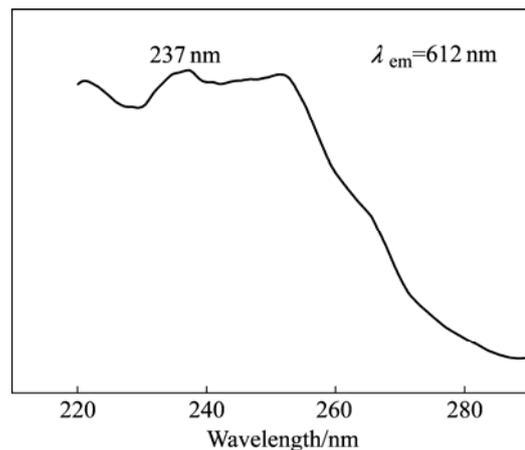


图 7 (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>样品的激发光谱

Fig.7 Excitation spectrum of (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>

用 237 nm 紫外光激发得到在 500~670 nm 范围内的发射光谱,如图 8 所示。从图中可以看出,其特征峰在 612 nm 处,对应于Eu<sup>3+</sup>的<sup>5</sup>d<sub>0</sub>-<sup>7</sup>F<sub>2</sub>跃迁,580~600 nm 附近对应于<sup>5</sup>d<sub>0</sub>-<sup>7</sup>F<sub>1</sub>跃迁,650 nm 左右对应于Eu<sup>3+</sup>的<sup>5</sup>d<sub>0</sub>-<sup>7</sup>F<sub>3</sub>跃迁,在 530~540 nm 之间是Eu<sup>3+</sup>的<sup>5</sup>d<sub>1</sub>-<sup>7</sup>F跃迁。

由文献[15]可知, Eu 离子在立方Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>中占据两种对称性的格位:一种是低对称性C<sub>2</sub>格位,另一种是高对称性的C<sub>3i</sub>(也就是S<sub>6</sub>格位)格位。在一个立方Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>原胞中,有 24 个C<sub>2</sub>格位和 8 个C<sub>3i</sub>格位,如果Eu<sup>3+</sup>按等几率占据,那么占据C<sub>2</sub>格位的Eu<sup>3+</sup>是C<sub>3i</sub>格位的 3 倍。当Eu<sup>3+</sup>离子占据C<sub>3i</sub>格位时,4f 之间的电偶极跃迁是禁止的,只能发生  $\Delta J=0, \pm 1$  磁偶极跃迁( $J=0$  到  $J=0$  的跃迁是禁止的),由于Eu<sup>3+</sup>的激发态是<sup>5</sup>d<sub>0</sub>,惟

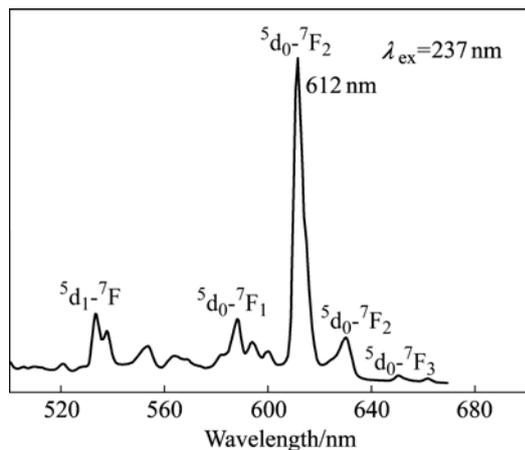


图 8 237 nm 紫外光激发下样品的发射光谱

Fig.8 Emission spectrum of (Y, Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> excited by 237 nm

一可能的磁偶极跃迁是 $^5d_0-^7F_1$ , 位于 590~600 nm 附近, 而图中出现 3 根谱线, 这是由于 $^7F_1$ 能级的劈裂造成的。当Eu<sup>3+</sup>离子占据C<sub>2</sub>格位时, 宇称禁戒被部分解除, 所以电偶极和磁偶极跃迁都是允许的,  $\Delta J=0, \pm 2$ 的跃迁对此特别敏感。这时, Eu<sup>3+</sup>的 $^5d_0-^7F_2$ 跃迁占主导地位, 在发射光谱上位于 610~630 nm 附近。

#### 2.4 不同 Eu 含量对样品发光强度的影响

掺杂不同摩尔分数的Eu<sup>3+</sup>的(Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>粉体在 800 °C 煅烧 2 h 后得到的发射光谱如图 9 所示。其中位于 612 nm 处的特征峰的强度在 Eu 含量在 10% 时达到最大值, 该波长处的发射峰对应于Eu<sup>3+</sup>离子的 $^5d_0-^7F_2$ 跃迁。当 Eu 含量小于 10% 时, 612 nm 处的发射峰强度随着 Eu 含量的增加而增强, 当 Eu 含量大于

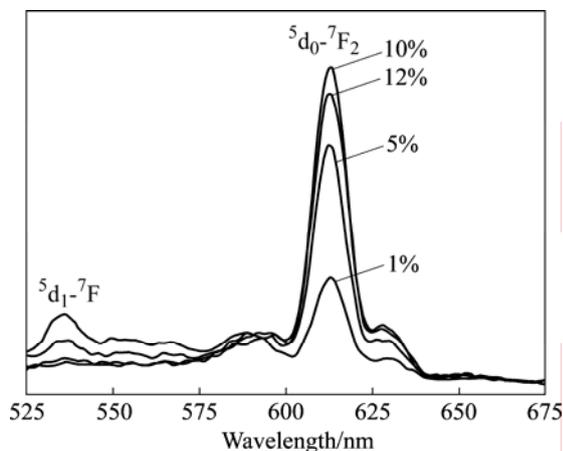


图 9 不同 Eu 含量样品的发射光谱

Fig.9 Photoluminescence of (Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup> with different Eu<sup>3+</sup> contents

10% 时, 峰强减弱。然而, 在 535 nm 左右对应于Eu<sup>3+</sup>

$^5d_1-^7F$ 跃迁的发射峰强度却随着Eu含量的增加而显著降低。 $^5d_1-^7F$ 跃迁强度的降低是由于 $^5d_1$ 能级是较高的能级, 当Eu含量增加后, 从 $^5d_1-^5d_0$ 的非辐射衰减的速率大于 $^5d_1-^7F$ 的跃迁速率, 非辐射跃迁占主导地位。Eu含量的增加使 $^5d_0-^7F_2$ 的特征跃迁强度显著增强, 然而当Eu含量超过 10% 后, 发光强度降低, 产生了浓度猝灭。这是由于发光中心Eu离子之间的能量传递引起的。材料中存在的缺陷和其它杂质对激发会起到猝灭作用。随着Eu离子含量的增加, 使它们之间的能量迁移速率增加, 更容易达到猝灭中心(缺陷或其它杂质), 能量就会被释放而不会对发光做出贡献。

### 3 结论

1) 利用反相微乳液法制备了粒度均匀、分散性好的(Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>纳米粒子。在 800 °C 煅烧 2 h 可完全晶化。(Y,Gd)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu<sup>3+</sup>粉体形貌和初始稀土溶液浓度有直接关系, 当初始溶液浓度为 0.37 mol/L 时, 粉体形貌为近似球形、粒径分布均匀, 一次颗粒尺寸约 20 nm, 与理论计算相一致。

2) 在 612 nm 波长光监视下, 在 230~250 nm 范围内得到一个较宽的激发谱带, 它对应于Eu<sup>3+</sup>-O<sup>2-</sup>的电荷迁移带跃迁。在 237 nm 波长紫外光激发下样品的发射光谱其特征发射峰位于 612 nm 处, 表现为窄带峰。

3) 不同 Eu 含量对样品的发射峰强度的影响很大, 当掺杂 Eu 的摩尔分数小于 10% 时, 发光强度随 Eu 含量的增加而增强; 超过 10% 后, 发生浓度猝灭, 峰强减弱。

### REFERENCES

- [1] 徐叙瑢, 苏勉曾. 发光学与发光材料[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004: 531-532.  
XU Xu-rong, SU Mian-zeng. The luminescence science and luminescence materials[M]. Beijing: The Chemical Industry Press, 2004: 531-532.
- [2] LEMPICKI A, BRECHER C, SZUPRYCZYNSKI P, LINGERTAT H, NAGARKAR V V, TIPINS S V, MILLER S R. A new lutetia-based ceramic scintillator for X-ray imaging[J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A, 2002, 488: 579-590.
- [3] 陈启伟, 施 鹰, 施剑林. 陶瓷闪烁材料最新研究进展[J]. 材料科学与工程学报, 2005, 23(1): 128-132.  
CHEN Qi-wei, SHI Ying, SHI Jian-lin. The latest progress in ceramic scintillator research[J]. Journal of Materials Science and

- Engineering, 2005, 23(1): 128–132.
- [4] DUCLOS S J, GRESKOVICH C D, LYONS R J, VARTULI J S, HOFFMAN D M, RIEDNER R J, LYNCH M J. Development of the HiLight™ scintillator for computed tomography medical imaging[J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A, 2003, 505: 68–71.
- [5] KIM Y K, KIM H K, CHO G, KIM D K. Effect of yttria substitution on the light output of (Gd,Y)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu ceramic scintillator[J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B, 2004, 225: 392–396.
- [6] VU N, ANH T K, YI G C, STREK W. Photoluminescence and cathode-luminescence properties of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu nanophosphors prepared by combustion synthesis[J]. Journal of Luminescence, 2007, 122/123: 776–779.
- [7] FU Y P. Preparation and characterization of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu phosphors by combustion process[J]. J Mater Sci, 2007, 42: 5165–5169.
- [8] 孟波, 谭小耀, 杨乃涛, 张宝砚. 纳米SrCe<sub>0.95</sub>Y<sub>0.05</sub>O<sub>3-x</sub>陶瓷粉的制备与烧结[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(3): 358–362. MENG Bo, TAN Xiao-yao, YANG Nai-tao, ZHANG Bao-yan. Preparation and sintering behavior of nanosized pure SrCe<sub>0.95</sub>Y<sub>0.05</sub>O<sub>3-x</sub> powders[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(3): 358–362.
- [9] SILVER J, WITHNALL R, LIPMAN A, IRELAND T G, FERN G R. Low-voltage cathode-luminescent red emitting phosphors for field emission displays[J]. Journal of Luminescence, 2007, 122/123: 562–566.
- [10] KOPYLOV Y L, KRAVCHENKO V B, KOMAROV A A, LEBEDEVA Z M, SHEMET V V. Nd:Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanopowders for laser ceramics[J]. Optical Materials, 2007, 29: 1236–1239.
- [11] LIN C C, LIN K M, LI Y Y. Sol-gel synthesis and photoluminescent characteristic of Eu<sup>3+</sup> doped Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanophosphors[J]. Journal of Luminescence, 2007, 126: 795–799.
- [12] ZHANG J Y, ZHANG Z T, TANG Z T, LIN Y H, ZHENG Z S. Luminescent properties of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Eu synthesized by sol-gel processing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 121: 265–268.
- [13] DANIELE S, Hubert-Pfalzgraf L G. Synthesis of nanocrystalline Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Pr<sup>3+</sup> from heterometallic alkoxide via sol-gel process[J]. Materials Letters, 2004, 58: 1989–1992.
- [14] LEE M H, OH S G, YI S C. Preparation of Eu-doped Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> luminescent nanoparticles in nonionic reverse microemulsions[J]. Journal of Colloid and Interface Science, 2000, 226: 65–70.
- [15] 吕少哲, 李丹, 黄世华. Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>纳米晶中两种格位的Eu<sup>3+</sup>之间的能量传递[J]. 光学学报, 2001, 21(9): 1084–1087. LU Shao-zhe, LI Dan, HUANG Shi-hua. Energy transfer between Eu<sup>3+</sup> ions at different crystallographic site of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocrystals[J]. Acta Optica Sinica, 2001, 21(9): 1084–1087.

(编辑 陈爱华)