

Ce³⁺ 掺杂高密度氧化物玻璃的闪烁性能研究*杨斌¹⁾ 张约品^{1)†} 徐波¹⁾ 来飞¹⁾ 夏海平¹⁾ 赵天池²⁾

1) (宁波大学光电子功能材料实验室, 宁波 315211)

2) (华盛顿大学物理学, 西雅图, WA 98195, 美国)

(2011年12月23日收到; 2012年3月19日收到修改稿)

用高温熔融法制备了以 SiO₂-B₂O₃-Al₂O₃-Gd₂O₃ 为基质系统 Ce³⁺ 掺杂的玻璃样品, 测试样品的密度、紫外—可见透射光谱、紫外激发光谱和主要的闪烁性能, 并且把一部分闪烁性能和 PbWO 晶体及 BGO 晶体做比较. 着重研究了不同 Ce³⁺ 掺杂浓度与 Gd³⁺ 离子的含量对玻璃样品闪烁性能的影响规律. 结果表明: 玻璃样品具有较大的密度; 样品的 X 射线激发发射光谱发射峰位置都在 390 nm 左右, 当 Ce³⁺ 离子的掺杂浓度为 1.0 mol%(摩尔分数)、Gd₂O₃ 含量为 15 mol% 时, 玻璃样品的发光峰强度达到 BGO 晶体发光强度的 90%; 同样验证了 Ce³⁺ 离子具有浓度猝灭效应; Gd³⁺ 可以敏化 Ce³⁺ 离子发光, 但是 Gd³⁺ 离子到达一定浓度时, 反而会产生猝灭效应, 降低了 Ce³⁺ 离子的发光. Ce³⁺ 离子掺杂 SiO₂-B₂O₃-Al₂O₃-Gd₂O₃ 系统的闪烁玻璃有望替代闪烁晶体广泛应用于高能物理中.

关键词: 氧化物玻璃, Ce³⁺ 掺杂, 能量传递, 高密度

PACS: 29.40.Mc, 32.30.Rj, 32.30.Jc, 78.66.Jg

1 引言

近年来, 铈掺杂闪烁晶体由于具有高密度、快闪烁、耐辐射性能好等优点而在高能物理及医疗成像领域广泛应用^[1-3]. 闪烁玻璃相对于晶体来说具有组分易调整、容易大尺寸制作、成本低廉等特点^[4-7]. 但是, 玻璃闪烁体也存在一定的局限性, 发光性能远不及闪烁晶体, 且密度偏低, 影响到玻璃闪烁体的广泛使用. 这对于用玻璃闪烁体替代闪烁晶体产生了一定的影响.

过去对闪烁玻璃的研究主要集中在氟化物玻璃^[8]和氧化物玻璃上. 氟化物玻璃具有高密度、紫外透光性能好等优点, 但是, 氟化物闪烁玻璃耐辐照性能差, 具有发光猝灭因而光输出很低, 所以其应用受到极大地限制. 重金属氧化物玻璃(HMO)的研究主要集中在以 PbO 为玻璃基质来增加玻璃的密度以改善玻璃的耐辐射性能, 但是这些玻璃的光产额还是不尽如人意, 而且 PbO 有毒易挥发, 玻璃熔制过程中需要严密的防护措施, 因而也增加了

玻璃的制作成本.

本文以 SiO₂-B₂O₃-Al₂O₃-Gd₂O₃ 为基质系统, 其中以 Gd₂O₃ 为玻璃主要基质不仅能提高玻璃的耐辐射性能和玻璃密度, 而且玻璃中的 Gd³⁺ 在某些情况下对 Ce³⁺ 的发光有较好的影响. 改变 Gd₂O₃ 和 Ce³⁺ 离子的掺杂浓度熔制了一批玻璃样品, 进行密度、紫外—可见透射性能、紫外激发光谱及闪烁性能的测试, 并把实验样品和 PbWO 晶体及 BGO 晶体做比较, 分析所得的结果.

2 实验

2.1 样品制备

实验样品原料成分包含 SiO₂, Al₂O₃, B₂O₃, Gd₂O₃ 和 Ce₂O₃. 所用的原料均为分析纯试剂, 其中 Al₂O₃ 以 Al(OH)₃ 引入, B₂O₃ 以 H₃BO₃ 引入, 而 Ce₂O₃ 由 CeF₃ 引入, 其他原料均以原氧化物形式引入. 详细样品组成成分列于表 1 中.

* 浙江省自然科学基金(批准号: Z4110072, R4100364)、国家自然科学基金(批准号: 50972061)、宁波大学王宽诚幸福和核探测与核电子学国家重点实验室(中国科学院高能物理研究所、中国科学技术大学)资助的课题.

† E-mail: yangbin3007@126.com

表1 玻璃样品组成及密度

序号	编号	样品组成的摩尔比	密度/ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$
1	SBAG1	42SiO ₂ -40B ₂ O ₃ -15Al ₂ O ₃ -2Gd ₂ O ₃ -1.0Ce ₂ O ₃	2.778
2	SBAG2	40SiO ₂ -39B ₂ O ₃ -15Al ₂ O ₃ -5Gd ₂ O ₃ -1.0Ce ₂ O ₃	3.033
3	SBAG3	38SiO ₂ -36B ₂ O ₃ -15Al ₂ O ₃ -10Gd ₂ O ₃ -1.0Ce ₂ O ₃	3.489
4	SBAG4	35SiO ₂ -34B ₂ O ₃ -15Al ₂ O ₃ -15Gd ₂ O ₃ -1.0Ce ₂ O ₃	3.944
5	SBAG5	33SiO ₂ -31B ₂ O ₃ -15Al ₂ O ₃ -20Gd ₂ O ₃ -1.0Ce ₂ O ₃	4.378
6	SBAG6	27SiO ₂ -27B ₂ O ₃ -15Al ₂ O ₃ -30Gd ₂ O ₃ -1.0Ce ₂ O ₃	4.994
7	SBAG7	35.5SiO ₂ -34B ₂ O ₃ -15Al ₂ O ₃ -15Gd ₂ O ₃ -0.5Ce ₂ O ₃	4.006
8	SBAG8	34.5SiO ₂ -34B ₂ O ₃ -15Al ₂ O ₃ -15Gd ₂ O ₃ -1.5Ce ₂ O ₃	4.051
9	SBAG9	34SiO ₂ -34B ₂ O ₃ -15Al ₂ O ₃ -15Gd ₂ O ₃ -2Ce ₂ O ₃	4.099

以每样品总重 20 g 计算出所需各种原料在每个实验样品中的质量, 然后用天平分别称量后, 放入玛瑙研钵体仔细研磨, 充分混合后加入到刚玉坩埚中, 将坩埚置于以升温到 1500 °C 的硅钼棒电炉中, 在强还原气氛下保温 40 min 后倒入预热过的铸铁模中, 在 480 °C 退火 2 h, 让其随炉自然冷却至常温, 取出样品. 将样品加工成 20 mm × 20 mm × 4 mm, 两大面进行抛光处理, 用于密度、紫外—可见透射性能、紫外激发光谱及闪烁性能测量.

2.2 性能测试方法

所有性能测试都是在常温下进行. 密度是用阿基米德悬浮法测定; 紫外—可见透射光谱的测试用 Perkin-Elmer Lambda35 光谱仪; 紫外线激发下的激发光谱使用日本 Hitachi F-4500 型荧光分光光度计测试; 光产额测试所用的放射源均为钴 60, 通过测定已知能量伽玛射线的光电效应峰的位置, 并与单光电子峰的能谱道数相比较, 来测定能量已知的

伽玛射线在闪烁体的闪烁光, 经光电倍增管转换后测得的光电子的数量; 测试 X 射线激发的发射光谱的测试条件为: X 射线管高压是 60 kV, 光电倍增管 (PMT) 的高压是 800 V.

3 结果与讨论

3.1 玻璃样品密度

玻璃样品的密度测试结果列于表 1 中. 由表 1 中的数据可得, 所制得玻璃样品的密度随着玻璃基质系统中 Gd₂O₃ 掺杂浓度的增加而增加, 由此可知玻璃样品密度增加的主要因素是由于基质系统中 Gd₂O₃ 含量的增加^[9]. 其中玻璃样品 SBAG6 的密度已达到 5 g·cm⁻³.

3.2 紫外—可见透射光谱图

图 1 为不同 Ce³⁺ 离子浓度的透射光谱图, 图 2 为不同 Gd³⁺ 离子浓度的透过光谱. 从图 1 和图 2 可

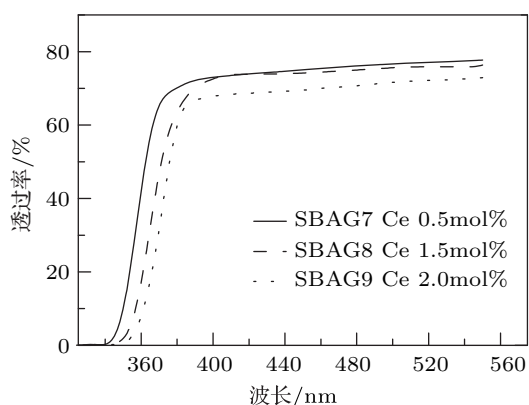


图 1 不同 Ce³⁺ 掺杂浓度玻璃样品 7, 8, 9 的紫外—可见透射光谱

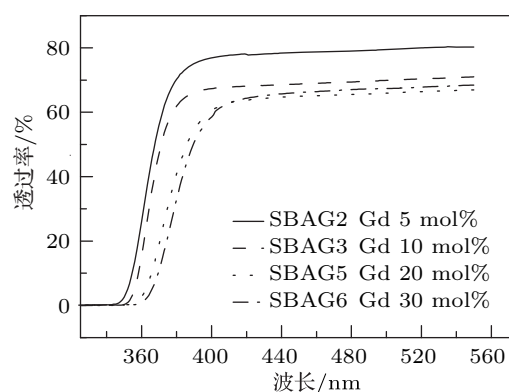


图 2 不同 Gd³⁺ 离子掺杂浓度玻璃样品 2, 3, 5, 6 的紫外—可见透射光谱

以得知, 玻璃样品的紫外截止波长在 350 nm 左右. 而由文献可知^[9], Gd^{3+} 离子的 4f—4f 电子跃迁对应的紫外透过截止波长约在 312 nm, 基质系统的截止波长约为 350 nm. 故这个紫外波长截止限是由基质系统所决定的, 而 Gd^{3+} 离子电子跃迁的吸收带被此所覆盖^[10].

由图 1 和图 2 亦可知, 随着 Ce_2O_3 , Gd_2O_3 成分的增加, 截止波长产生了红移. 这是由于玻璃系统中 Ce_2O_3 , Gd_2O_3 的浓度增加而引起的^[11]. Ce_2O_3 , Gd_2O_3 的摩尔浓度的变化对氧化物基质玻璃中阳离子与氧离子键的强度产生影响, 随 Ce_2O_3 , Gd_2O_3 浓度的增加, 阳离子与氧离子键的强度减弱, 因而

截止波长变长.

3.3 玻璃样品辐射长度

有文献可知^[9,12], 玻璃的辐射长度与玻璃的密度和质量吸收系数有关. 辐射长度的计算式为 $I_x = I_0 \exp(-dmx)$, 其中 I_0 , I_x 分别是照射前后的光强, m 为质量吸收系数, d 为玻璃密度. 当辐射前后光强的比值 $I_0/I_x = e$ 时, 可得 $x = 1/\mu = (dm)^{-1}$, 此时就把 x 值定义为玻璃的辐射长度 L . 据此计算出玻璃样品的质量吸收系数和辐射长度列于表 2 中.

表 2 玻璃样品的辐射长度

样品序号	1	2	3	4	5	6	7	8	9
密度/(g/cm ³)	2.778	3.033	3.489	3.944	4.378	4.994	4.006	4.051	4.099
质量吸收系数/(cm ² /g)	0.1005	0.1007	0.1013	0.1018	0.1027	0.1044	0.1011	0.1021	0.1023
辐射长度/cm	3.58	3.27	2.83	2.49	2.22	1.92	2.47	2.42	2.38

表 3 玻璃样品光产额

样品序号	1	2	3	4	5	6	7	8	9	PWOII	PWOI
光产额	15.75	16.56	17.39	18.45	20.46	35.20	10.38	7.53	3.45	27.61	14.09
单光电子峰道数	20.94	20.35	19.46	18.94	17.93	11.50	19.46	21.32	25.21	18.31	19.10

由表 2 中的数据可得到: 玻璃样品的质量吸收系数 m 变化很小, 故从上面的计算式可知玻璃的辐射长度的大小主要由玻璃样品的密度所决定的, 而在上文中已得到基质中 Gd_2O_3 浓度是影响玻璃样品密度的主要因素. 由此可以得出玻璃基质系统中 Gd_2O_3 浓度的提高不仅能使玻璃样品的密度得到提高提高, 而且对改善玻璃样品的耐辐射性能有利.

3.4 光产额

对所制得的玻璃样品进行光产额的测量. 测试结果与 $PbWO$ 晶体进行比较, PWOII 是后期开发的晶体, PWOI 是早期制造的产品. 测试结果如表 3 所示.

由表 3 可知, 玻璃样品中的 Ce^{3+} 掺杂浓度为 1.0 mol% 时, 玻璃光产额较高, 低于 1.0 mol% 时, 可能由于玻璃中 Ce^{3+} 掺杂浓度低发光强度低而导致光产额低, 高于 1.0 mol% 时, 由于 Ce^{3+} 离子的浓度猝灭效应而导致发光效率降低, 光产额也较低. Ce^{3+} 掺杂浓度为 1.0 mol% 的 6 组样品光产额

均高于 PWOI, 样品 SBAG6 的光产额高于后期开发的 PWOII 晶体. 从上述数据中可知此种玻璃系统中 Ce^{3+} 离子的掺杂浓度为 1.0 mol% 时, 玻璃光产额最大, 所以这种玻璃系统 Ce^{3+} 离子的最佳掺杂浓度为 1.0 mol%.

3.5 X 射线激发发射光谱

图 3 为不同 Ce^{3+} 掺杂浓度的 X 射线激发发射光谱, X 射线激发发射光谱峰位置均位于 390 nm 左右, 发射光谱的峰值主要是由于 Ce^{3+} 离子的 4f—5d 跃迁引起的. 有图可知, 玻璃样品的发光峰强度随着 Ce^{3+} 离子的掺杂浓度提高明显增强, 发光峰强度最强的玻璃样品的 Ce^{3+} 离子掺杂浓度为 1 mol%, 再增加 Ce^{3+} 离子的浓度, 样品的发光峰强度明显下降. 引起这种现象的原因可能是, 在 Ce^{3+} 离子的掺杂浓度较低时, 增加 Ce^{3+} 离子的掺杂浓度, 可以增加基质向 Ce^{3+} 离子的能量传递^[13], 从而提高了发光强度; 当 Ce^{3+} 离子浓度大于 1 mol% 时, 随着 Ce^{3+} 离子浓度的增加, 发光反而减弱, 这可能和 Ce^{3+} 离子间碰撞机率提高有关,

由此造成 Ce^{3+} 离子浓度的猝灭, 从而降低了发光强度. 故 Ce^{3+} 离子的最佳掺杂浓度为 1.0 mol%.

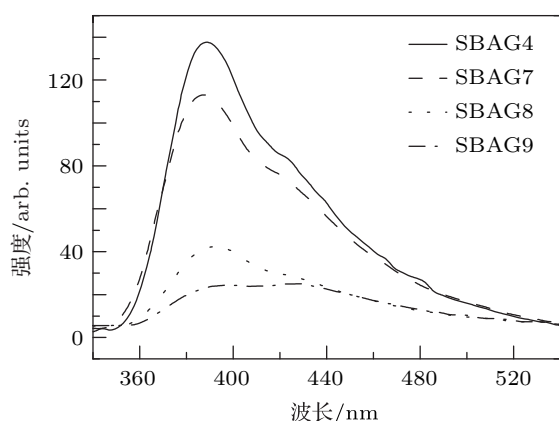


图3 不同 Ce^{3+} 掺杂浓度玻璃样品 4, 7, 8, 9 的 X 射线激发发射光谱

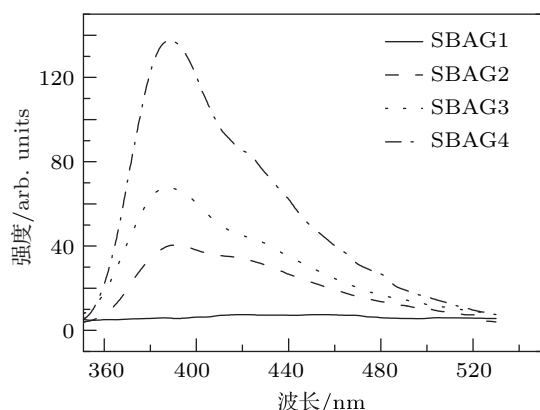


图4 不同 Gd_2O_3 含量玻璃样品 1, 2, 3, 4 的 X 射线激发发射光谱

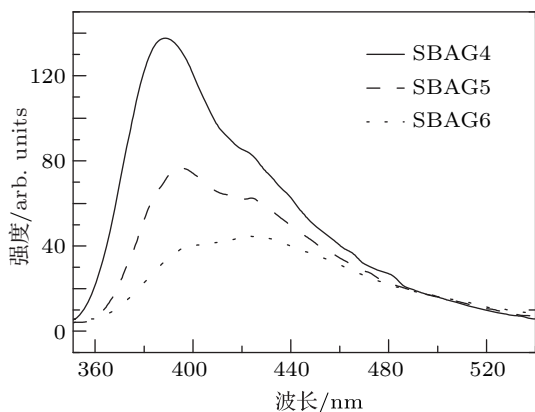


图5 不同 Gd_2O_3 含量玻璃样品 4, 5, 6 的 X 射线激发发射光谱

图4和图5为不同 Gd_2O_3 含量玻璃样品的 X 射线激发发射光谱. 发射光谱主要有 Ce^{3+} 离子的 $4f-5d$ 跃迁引起的 390 nm 左右的发光峰. 从图4

可知, 当 Gd^{3+} 离子的掺杂浓度小于 15 mol% 时, Gd^{3+} 离子可以有效的促进 Ce^{3+} 离子的发光, 随着 Gd^{3+} 离子浓度的增加, X 射线激发的发射峰强度增强明显. 由图5可知, 当 Gd^{3+} 离子的掺杂浓度大于 15 mol% 时, 随着 Gd^{3+} 离子掺杂浓度的提高 Ce^{3+} 离子的发光反而减弱. 其原因可能是玻璃中的 Gd^{3+} 离子与 Ce^{3+} 离子相互竞争而导致了发光减弱. 玻璃样品中 Gd^{3+} 离子最佳的掺入浓度为 15 mol%.

3.6 激发光谱

图6为 390 nm 发光的样品 3, 4, 5, 6 的紫外激发光谱, 图中都表现出 220—360 nm 的宽带激发峰. 图中显示出了 Gd^{3+} 离子 (270 nm) 和 Ce^{3+} 离子 (340 nm) 的特征激发谱, 故此 220—360 nm 的宽带激发谱是由于 Gd^{3+} 离子和 Ce^{3+} 离子特征激发谱相叠加形成的. 由此可得, 含 Gd_2O_3 的氧化物玻璃中 Gd^{3+} 离子的还可有效地向 Ce^{3+} 离子传递能量, 敏化 Ce^{3+} 离子的发光. 从图6中还可以得出 Gd^{3+} 离子的 6I 能级比 Ce^{3+} 离子的 $5d$ 能级高.

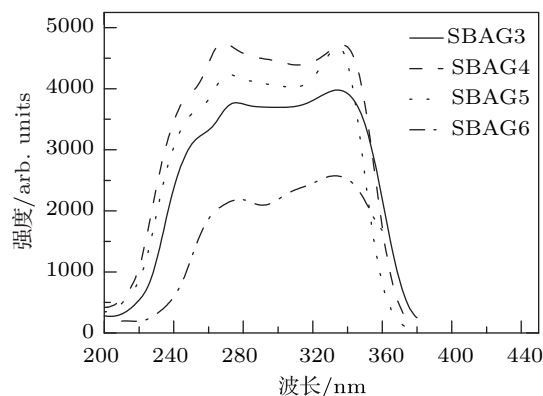


图6 不同 Gd_2O_3 含量玻璃样品 3, 4, 5, 6 的紫外激发光谱

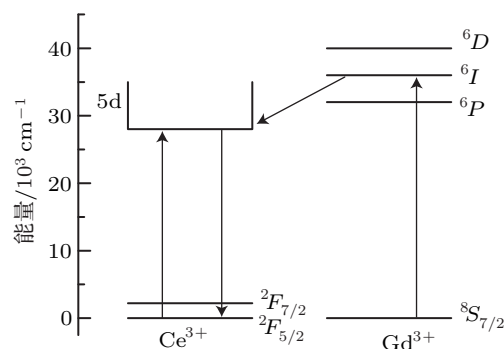


图7 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子的能级跃迁图和能量传递

图 7 为 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子的能级跃迁和能量传递示意图. 从图中可以看出, Ce^{3+} 离子的 $^2F_{5/2}$ 和 $^2F_{7/2}$ 能级之间的差距非常小, 可以近似认为 Ce^{3+} 离子被激发将发生 $5d-4f$ 跃迁, 从而发出相应波长的光. 当 Gd^{3+} 和 Ce^{3+} 离子之间的间距适当时, 部分 6I 能级的 Gd^{3+} 离子把能量传递到 Ce^{3+} 离子的 $5d$ 能级, 从而使 Ce^{3+} 离子发光强度增强 [14].

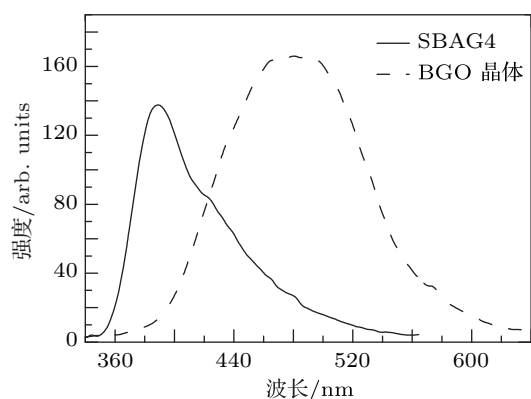


图 8 样品 SBAG4 和 BGO 晶体的 X 射线激发闪烁光谱

Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子之间能量传递的效率取决于 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子之间的间距, Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子间的能量传递机率随着 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子之间的间距减小而增大. 而 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子之间的间距是由 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子的掺杂浓度决定的 [15], Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子之间的间距随着 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子掺杂浓度的提高而减小. 这是使 Ce^{3+} 离子发光强度增强的原因. 但并不是 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子掺杂浓度越高 Ce^{3+} 离子发光强度就越强. 当 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子掺杂浓度过高时, 反而会造成 Ce^{3+} 和 Gd^{3+} 离子的浓度猝灭效应. 这可能是由于 Ce^{3+} 离子本身的浓度猝灭, 而且 Gd^{3+} 离子掺杂浓度过高时, Gd^{3+} 离子从 6I 能级跃迁到基态释放的能量

在各 Gd^{3+} 离子之间的转移概率增加, 从而降低了能量向 Ce^{3+} 离子转移, 导致 Ce^{3+} 离子发光强度降低 [13].

图 8 为玻璃样品 SBAG4 和 BGO 晶体的 X 射线激发闪烁光谱的比较. 从图中可以得知样品 SBAG4 的发光峰值为 BGO 晶体发光峰值的 90%, 因此可以得出 Ce^{3+} 离子的最佳掺杂浓度 1.0 mol%, Gd^{3+} 离子的最佳掺杂浓度为 15 mol%. Ce^{3+} 掺杂 Gd_2O_3 基闪烁玻璃有望在高能物理等领域中获得应用.

4 结论

实验制备了以 $SiO_2-B_2O_3-Al_2O_3-Gd_2O_3$ 为基质系统, 改变 Ce^{3+} 离子和 Gd_2O_3 的浓度制备了 9 组玻璃样品, 并进行闪烁性能的测试. 结果如下: 1) 样品的辐射长度在 1.92—3.58 cm 之间. 随着玻璃基质中 Gd_2O_3 浓度的增加, 玻璃样品密度增加, 导致玻璃样品辐射长度减小. 故增加玻璃样品基质中 Gd_2O_3 浓度不但能提高玻璃样品的密度, 而且能使玻璃样品的耐辐射性能得到改善. 2) Ce^{3+} 掺杂浓度为 1.0 mol% 的 6 组样品的光产额均优于 PWOI 晶体, 玻璃样品 SBAG6 的光产额高于 PWOII 晶体. 玻璃样品具有很高的光产额, 能够满足替代闪烁晶体的要求. 3) 9 组玻璃样品的 X 射线激发发射光谱发射峰位置都在 390 nm 左右, 而且玻璃样品 SBAG4 的发光峰强度达到 BGO 晶体发光强度的 90%, 故 Ce^{3+} 离子的最佳浓度为 1.0 mol%, Gd_2O_3 最佳浓度为 15 mol%, 且具有很高的发光效率. 4) 高 Gd_2O_3 浓度的氧化物玻璃中 Gd^{3+} 离子的还可有效地向 Ce^{3+} 离子传递能量, 敏化 Ce^{3+} 离子的发光. 综合以上结果, Ce^{3+} 离子掺杂的 $SiO_2-B_2O_3-Al_2O_3-Gd_2O_3$ 系统的玻璃闪烁体有望能够替代闪烁晶体在高能物理中得到应用.

[1] Xie Z J, Yang P Z, Liao J Y 2005 *J. Inorg. Mater.* **20** 522 (in Chinese)[谢建军, 杨培志, 廖晶莹 2005 无机材料学报 **20** 522]
 [2] Okada S, Iizumi K, Mori T 2004 *J. Alloys Compd.* **383** 254
 [3] Zeng X H, Zhao G J, Xu J 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 1935 (in Chinese)[曾雄辉, 赵广军, 徐军 2004 物理学报 **53** 1935]
 [4] Peng T P, Luo X B, Zhang C F, Li R Y, Zhang J H, Xia Y J, Yang Z H 2002 *Nucl. Phys. Rev.* **39** 357 (in Chinese)[彭太平, 罗小兵, 张传飞, 李如荣, 张建华, 夏宜君, 杨志华 2002 原子核物理评论 **39** 357]

[5] Zhang Y P, Xu S C, Zhang J L, Wang J H 2007 *J. Ningbo University* **20** 236 (in Chinese)[张约品, 许思超, 章践立, 王金浩 2007 宁波大学学报 **20** 236]
 [6] Chen G R, Baccaro S, Nikl M, Cecilia A, Du Y J, Wang S 2002 *Bull. Chin. Ceram. Soc.* **23** (in Chinese)[陈国荣, Baccaro S, Nikl M, Cecilia A, 杜永娟, 汪山 2002 硅酸盐通报 **23**]
 [7] Zhang L, Lin F Y, Hu H F 2001 *Acta Phys. Sin.* **50** 1378 (in Chinese)[张龙, 林凤英, 胡和方 2001 物理学报 **50** 1378]
 [8] Jiang C, Zeng Q J, Liu H, Zhang J Z, Gan F X 2001 *J. Funct.*

- Mater* **32** 198 (in Chinese) [姜淳, 曾庆济, 刘华, 张俊洲, 干福熹 2001 功能材料 **32** 198]
- [9] Lai F, Zhang Y P, Xia H P, Wang J H, Jiang C 2009 *Opt. Technol.* **35** 766 (in Chinese) [来飞, 张约品, 夏海平, 王金浩, 姜淳 2009 光学技术 **35** 766]
- [10] Duffyj A, KYD G O 1996 *Phys. Chem. Glasses* **37** 45
- [11] Brennan T, Knightj C, Saunders G A 1999 *Phys. Chem. Glasses* **40** 113
- [12] Jiang C, Deng P Z, Zhang J Z, Gan F X 2004 *Phys. Lett. A* **323** 323
- [13] He W, Zhang Y P, Wang S X, Wang J H, Xia H P 2011 *Acta. Phys. Sin.* **60** 043627 (in Chinese) [何伟, 张约品, 王实现, 王金浩, 夏海平 2011 物理学报 **60** 043627]
- [14] Jia Q X, Hong G Y, Li Y M 1991 *Chin. J. Appl. Chem.* **8** 63 (in Chinese) [贾庆馨, 洪广言, 李有谟 1991 应用化学 **8** 63]
- [15] Wang D Y, Xie P B, Lou L R, Xia S D 2001 *Acta. Phys. Sin.* **50** 329 (in Chinese) [王殿元, 谢平波, 楼立人, 夏上达 2001 物理学报 **50** 329]

Scintillating properties of Ce³⁺-doped high density oxide glasses*

Yang Bin¹⁾ Zhang Yue-Pin^{1)†} Xu Bo¹⁾ Lai Fei¹⁾ Xia Hai-Ping¹⁾ Zhao Tian-Chi²⁾

1) (Laboratory of Photo-Electronic Material, Ningbo University, Ningbo 315211, China)

2) (Department of Physics, University of Washington, Seattle, WA 98195, USA)

(Received 23 December 2011; revised manuscript received 19 March 2012)

Abstract

The SiO₂-B₂O₃-Al₂O₃-Gd₂O₃ system based samples doping with rare earth Ce³⁺ ions (cations) are synthesized by high-temperature melting method. The effects on their density, transmission and scintillating properties are investigated. The results indicate that all the samples, especially those that have high densities, have good physical properties. The emission peak wavelengths of all samples excited by X-ray are at 390 nm. Increasing the concentrations of Ce³⁺ and Gd³⁺ ions has a positive effect on luminescence properties. However, when the concentration of Ce³⁺ ions arrives at 1 mol%, with the increase of the concentration of Ce³⁺, the emission peak decreases. When Gd³⁺ ions concentration reaches a certain value scintillating properties decreases with Gd³⁺ ion concentration increasing. The X-ray-induced luminescence intensity of the sample of SBAG4 is about 90% that of BGO crystal. Gd³⁺ ions can sensitize the luminescence of Ce³⁺, the best concentration of Ce³⁺ ions is 1 mol% and the best concentration of Gd³⁺ ions is 15 mol%. These samples are attractive for some physical applications.

Keywords: oxide glasses, Ce³⁺-doped, scintillating properties, high density

PACS: 29.40.Mc, 32.30.Rj, 32.30.Jc, 78.66.Jg

* Project supported by Zhejiang Provincial Natural Science Foundation of China (Grant Nos. Z4110072, R4100364), the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 50972061), K. C. Wong Magna Fund in Ningbo University, the State Key laboratories of nuclear detection and nuclear electronics (Institute of High Energy Physics, Chinese Academy of Sciences and University of Science and Technology of China).

† E-mail: yangbin3007@126.com