

文章编号: 0253-2239(2010)12-3547-05

Tb³⁺, Yb³⁺ 共掺 Y₂O₃ 透明陶瓷的制备及其下转换近红外发光研究

林 辉^{1,2} 周圣明¹ 侯肖瑞^{1,2} 李宇焜^{1,2} 李文杰^{1,2} 滕 浩^{1,2} 贾婷婷^{1,2}

(¹中国科学院上海光学精密机械研究所强激光材料重点实验室, 上海 201800)
²中国科学院研究生院, 北京 100049

摘要 采用真空烧结制备了透明度良好的 Tb³⁺, Yb³⁺ 共掺的 (Tb_{0.01}Y_{0.99-x}Yb_x)₂O₃ (摩尔分数 $x=0, 0.02, 0.05, 0.1$) 透明陶瓷。在 484 nm 的蓝光激发下, 通过 Tb³⁺ 离子的敏化作用, 实现了 Yb³⁺ 离子的下转换近红外发光。由 Tb³⁺ 到 Yb³⁺ 主要的能量传递机理为: Tb³⁺ 吸收 484 nm 的光子后将所吸收该光子的能量通过合作下转换的方式传递至两个 Yb³⁺ 离子的激发态 ²F_{5/2} 能级, 进而实现两个 Yb³⁺ 离子的近红外发光。真空烧结对 Tb⁴⁺ 的抑制、Y₂O₃ 晶格本身对 Yb²⁺ 的抑制、Tb⁴⁺ - Yb²⁺ 电荷转移态与 Tb³⁺ 离子 ⁵D₁ 能级之间较大的能隙以及 Y₂O₃ 较低的声子能量等因素使得在 484 nm 激发下, 由 Tb³⁺ 经 Tb⁴⁺ - Yb²⁺ 电荷转移态后部分无辐射跃迁至 Yb³⁺ 离子 ²F_{5/2} 能级的影响变得较小。另外, Y₂O₃ 较低的声子能量加之 Tb³⁺ 离子 ⁵D₁ 能级与 Yb³⁺ 离子 ²F_{5/2} 能级之间较大的能隙 (约 $1 \times 10^5 \text{ cm}^{-1}$) 使得由 Tb³⁺ 离子 ⁵D₁ 能级无辐射跃迁至 Yb³⁺ 激发态 ²F_{5/2}, 进而实现一个 Yb³⁺ 离子的近红外发光在下转换近红外发光中的贡献也较小。

关键词 材料; 透明陶瓷; 近红外; 能量传递; 合作下转换发光

中图分类号 O433.4; O434.3 文献标识码 A doi: 10.3788/AOS20103012.3547

Preparation and Investigation on Down-Conversion Near Infrared Emission of Tb³⁺, Yb³⁺ Co-doped Y₂O₃ Transparent Ceramics

Lin Hui^{1,2} Zhou Shengming¹ Hou Xiaorui^{1,2} Li Yukun^{1,2}

Li Wenjie^{1,2} Teng Hao^{1,2} Jia Tingting^{1,2}

(¹Key Laboratory of Materials for High Power Laser, Shanghai Institute of Optics and Fine Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China)
²Graduate University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China

Abstract Tb³⁺, Yb³⁺ codoped Y₂O₃ (mole fraction $x=0.02, 0.05, 0.1$) transparent ceramics of high transparency have been prepared by vacuum sintering and the down-conversion near infrared (NIR) emission has been demonstrated upon a 484 nm excitation. The dominant energy transfer mechanism is the cooperative down-conversion from ⁵D₁ level of one Tb³⁺ ion to the ²F_{5/2} level of two Yb³⁺ ions. The suppression of Tb⁴⁺ during vacuum sintering and the suppression of Yb²⁺ due to the nature of Y₂O₃ lattice, together with the large energy gap between Tb³⁺:⁵D₁ level and Tb⁴⁺ - Yb²⁺ charge transfer state (CTS) and the low phonon energy of Y₂O₃ make the non-radiative influence from the CTS negligible. In addition, the contribution of Tb³⁺:⁵D₁ → one Yb³⁺:²F_{5/2} (non-radiative) → Yb³⁺:²F_{7/2} (radiative) process to NIR emission should be little due to the large energy gap between Tb³⁺:⁵D₁ level and low phonon energy of Y₂O₃.

Key words materials; transparent ceramics; near infrared; energy transfer mechanisms; cooperative down-conversion emission

收稿日期: 2010-02-05; 收到修改稿日期: 2010-05-12

基金项目: 国家 863 计划(2006AA03A101)及上海市科委项目(10JC1415700)资助课题。

作者简介: 林 辉(1981—), 男, 博士研究生, 主要从事氧化物透明陶瓷方面的研究。E-mail: linh8112@163.com

导师简介: 周圣明(1964—), 男, 博士, 研究员, 博士生导师, 主要从事透明陶瓷、宽禁带半导体薄膜及其衬底材料等方面的研究。E-mail: zhousm@siom.ac.cn

1 引 言

太阳能是一种清洁可再生能源^[1]。目前太阳能电池产品以晶态硅太阳能电池为主,由于晶态硅太阳能电池的最强光谱响应范围位于 1000 nm 左右,而大气层内太阳光谱的最强辐射区域在蓝-绿可见光范围,这导致晶态硅太阳能电池的光电转化效率较低,一般约为 19%。另外,硅在吸收了能量较高的紫外-可见光子后会产生载流子热化效应,该效应会降低光电转化效率。因此,研究人员一直努力通过各种方法来提高硅太阳能电池的转化效率^[2]。

近年来,近红外量子剪裁在减弱硅太阳能电池载流子热化效应并提高其转化效率方面的潜在应用引起了人们的极大关注^[3~7]。其主要实现方式是先由三价镧系金属离子(Ln^{3+})吸收一个可见光子,然后 Ln^{3+} 将所吸收的该可见光子的能量通过合作下转换的方式传递至两个 Yb^{3+} 离子的激发态能级 $^2\text{F}_{5/2}$ 上,进而实现两个 Yb^{3+} 离子的近红外发光。目前,在粉末^[8~11]、玻璃^[12~14]、玻璃陶瓷^[15~17]和薄膜^[18]中的近红外量子剪裁均已得到证实,其中由 Ln^{3+} 到 Yb^{3+} 的合作下转换发光的理论量子效率接近 200%,显示出了很好的应用前景。然而,有关透明陶瓷基质中的近红外量子剪裁很少有见报道。与粉末、玻璃和玻璃陶瓷相比,透明陶瓷同样可以实现低成本制备。同时,透明陶瓷可以在紫外-可见-红外波段有较高的透射比。另外,透明陶瓷基质在实际应用方面更更重要的是其具有良好的物化稳定性、机械强度及抗紫外线辐照特性等优点。在诸多(目前主要为立方晶系)透明陶瓷基质中,氧化钇(Y_2O_3)由于其良好的热导率、较低的声子能量等优点而很受关注。本文采用湿法球磨陶瓷粉料,干压成型,真空烧结制备了透明度较好的 Tb^{3+} , Yb^{3+} 共掺的 Y_2O_3 透明陶瓷,并对其在 484 nm 激发下产生 Yb^{3+} 离子近红外发光的 Tb^{3+} 与 Yb^{3+} 离子间的能量传递机理进行了讨论。

2 实 验

首先,按 $(\text{Tb}_{0.01}\text{Y}_{0.99-x}\text{Yb}_x)_2\text{O}_3$ (摩尔分数 $x = 0, 0.02, 0.05, 0.1$; 相应命名为样品 1、样品 2、样品 3 和样品 4) 组成分别称取相应质量的 Tb_4O_7 (99.999%), Yb_2O_3 (99.999%), Y_2O_3 (99.999%), 加入质量分数为 1% 聚乙烯醇(PEG-400)做为分散剂,以无水乙醇为介质湿法球磨 12 h,所得浆料在 80 °C 下烘干,过 200 目(0.74 cm)筛,后经单轴压机

在 10 MPa 下压制成型,再经冷等静压在 200 MPa 下进一步压实,所得坯体用马弗炉在 800 °C 下预烧 4 h 以去除坯体中的有机成分和水分,然后利用真空烧结炉进行透明陶瓷烧结,保温温度为 1850 °C,保温时间 20 h,保温阶段烧结炉内真空度优于 1.0×10^{-3} Pa。所得透明陶瓷样品经双面磨抛至 1.2 mm,如图 1 中的插图所示。采用扫描电子显微镜(SEM)观察了样品抛光表面的显微结构。样品的透射比、吸收曲线由 JASCO 公司 V-570 型 UV-VIS-NIR 光谱仪测得。用 Edinburgh FLS920 型光谱仪对陶瓷样品进行了激发、发射光谱及荧光寿命的测试。所有测试均在室温下进行。

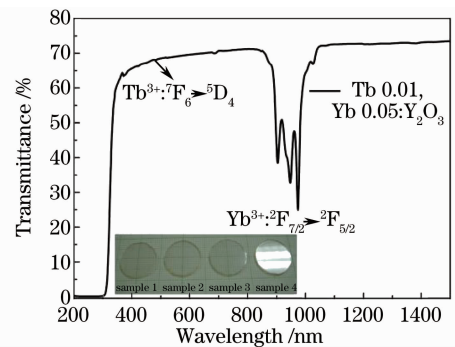


图 1 样品 3 的透射比曲线;插图为本实验透明陶瓷样品的照片

Fig. 1 Optical transmittance of sample 3; inset: a picture of transparent ceramic samples

3 结果与讨论

为了能够清晰地观察到样品的晶粒尺寸、晶界等显微结构,将双面抛光的样品 3 浸入 80 °C 磷酸中腐蚀 20 min,再利用 SEM 观察其形貌,如图 2 所示。样品的组织结构均匀,没有观察到气孔存在,晶界干净无杂质,晶粒平均尺寸约为 15 μm 。

图 1 为实验所制备透明陶瓷样品 3 的透射比曲线(样品厚度为 1.2 mm)。从图 1 可以看出所有样品在 400~1500 nm 波段的透射比均大于 65%。其中,位于 484 nm 处的吸收峰对应于 Tb^{3+} 的 $^7\text{F}_6 \rightarrow ^5\text{D}_4$ 跃迁^[18,19];位于 904, 946, 974 和 1025 nm 处的吸收峰对应于 Yb^{3+} 离子基态 $^2\text{F}_{7/2}$ 不同斯塔克能级到激发态 $^2\text{F}_{5/2}$ 不同斯塔克能级的跃迁。在紫外-可见-红外区域均未观察到 Tb^{4+} 和 Yb^{2+} 的吸收,其原因可以解释为:1) 样品是真空烧结制备的,缺氧的环境有效地抑制了 Tb^{4+} 的产生;2) 在 Y_2O_3 晶格中,相邻 Yb^{3+} 与 O^{2-} 离子之间的距离相对较小,难以容下半径较大的 Yb^{2+} 离子存在。样品的光

学透射比可以通过优化透明陶瓷的制备工艺进一步提高。另外需要说明的是,基于具有较好的显微结构,样品在可见光范围大于 65% 的光学透射比不致影响施主受主离子间能量传递机制。

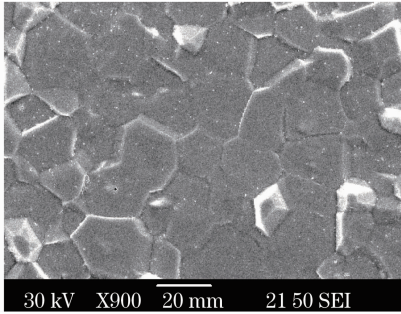


图 2 样品 3 的抛光表面经 80 °C 磷酸腐蚀 20 min 后的 SEM 形貌照片

Fig. 2 SEM morphological photo of polished surface of sample 3 corroded with 80 °C phosphoric acid for 20 min

从图 3 的荧光光谱可以证明 Tb^{3+} 与 Yb^{3+} 离子之间的能量传递:对于样品 1,在 484 nm 光激发下,只观察到了跃迁的发光,在 900~1000 nm 没有发光峰。而对于样品 2、样品 3 和样品 4,除观察到 Tb^{3+} 的发光外,在 900~1000 nm 处还观察到较强的 Yb^{3+} 离子的发光。其中样品 3、4 的 Yb^{3+} 发光强度最强,样品 2 次之。样品 3 与样品 4 的 Yb^{3+} 发光强度相当说明样品 4 中 Yb^{3+} 产生了浓度猝灭。由于其简单的能级结构, Yb^{3+} 离子理论上不会产生浓度猝灭,产生猝灭的原因可以归结为:在重掺杂的情况下,会产生共振能量传递,导致部分能量传递到猝灭中心,如杂质、缺陷、 Yb^{3+} 离子对等^[19]。提高猝灭浓度比较有效的两个途径是:1) 相邻两 Yb^{3+} 离子间的距离足够大以减弱共振能量传递;2) 尽量保证原料纯度,降低杂质含量^[19]。 Yb^{3+} 离子取代的是 Y^{3+} 的位置,而 Y_2O_3 晶格中相邻两 Y^{3+} 离子的间距相对较小,容易发生共振能量传递,故在 Yb^{3+} 离子在

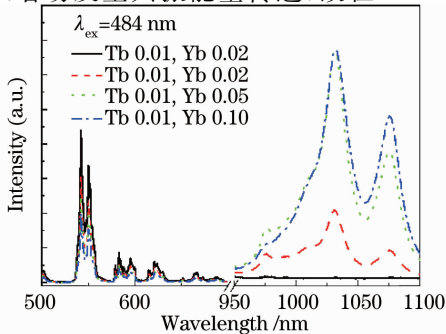


图 3 484 nm 激发下 4 个样品的发射光谱

Fig. 3 Emission spectra of four samples under 484 nm excitation

Y_2O_3 基质中的猝灭浓度较低。

图 4 为样品 1 和样品 3 的激发谱,监测波长分别为 542 nm 和 1030 nm。可以看出,监测 1030 nm 处的发光,样品 3 的激发带与样品 1 中 Tb^{3+} 离子 $^7F_6 \rightarrow ^5D_4$ 跃迁的激发带吻合得很好,这有力地证明了由 Tb^{3+} 到 Yb^{3+} 离子能量传递的存在(监测波长为 1030 nm,对于 Yb^{3+} 离子单掺的 $Yb:Y_2O_3$ 在 400~500 nm 范围内无激发带)。

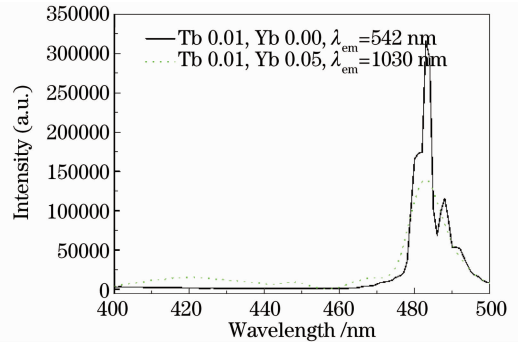


图 4 实线:样品 1 的激发谱,监测波长 542 nm; 点虚线:样品 3 的激发谱,监测波长 1030 nm

Fig. 4 Solid line: excitation spectra of sample 1, $\lambda_{em} = 542$ nm; dotted line: excitation spectra of sample 3, $\lambda_{em} = 1030$ nm

图 5 是实验 4 个透明陶瓷样品在 484 nm 激发下, Tb^{3+} 离子 542 nm 发光的寿命曲线。从图中可以看出,随着 Yb^{3+} 浓度的增加, Tb^{3+} 的寿命逐渐减小。由于所有样品中 Tb^{3+} 离子 542 nm 发光的寿命曲线呈现出非单指数型衰减的特征,可以由下式^[16]获得其平均寿命

$$\tau_m = \int_{t_0}^{\infty} [I(t)/I_0] dt. \quad (1)$$

计算得 4 个样品 Tb^{3+} 离子 542 nm 处发光的荧光寿

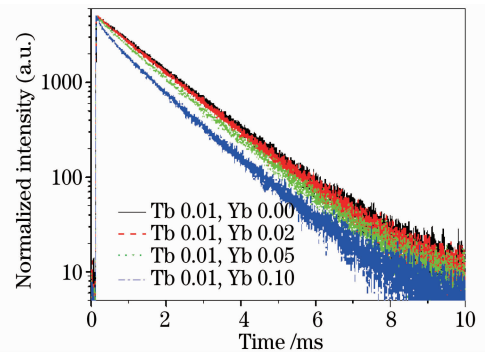


图 5 484 nm 激发下,实验 4 个样品 Tb^{3+} 离子 542 nm 发光的寿命曲线

Fig. 5 Decay curves of Tb^{3+} 542 nm emission for four samples under 484 nm excitation

寿命分别为 1.432, 1.388, 1.238 和 0.956 ms。由于实验中所有样品中的 Tb^{3+} 掺杂浓度均为原子数分数 1%，所以 Tb^{3+} 寿命的减小不是由于浓度猝灭引起的而是存在其他的能量损失通道。

图 6 为 Tb^{3+} 和 Yb^{3+} 离子以及 $Tb^{4+} - Yb^{2+}$ 电荷转移态的能级结构示意图。对于 484 nm 激发下 Yb^{3+} 离子的近红外发光, 从 Tb^{3+} 到 Yb^{3+} 可能的能量传递机理主要有以下 3 种:

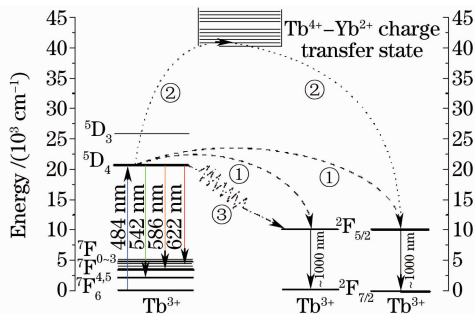


图 6 Tb^{3+} , Yb^{3+} 离子以及 $Tb^{4+} - Yb^{2+}$ 电荷转移态能级结构示意图及 484 nm 激发下 Tb^{3+} , Yb^{3+} 离子间可能的能量传递机理

Fig. 6 Schematic diagrams energy of level of Tb^{3+} , Yb^{3+} and $Tb^{4+} - Yb^{2+}$ charge transfer state illustrating possible energy transfer mechanisms from Tb^{3+} to Yb^{3+} under the 484 nm excitation

1) 由一个 Tb^{3+} 离子 5D_4 能级到两个 Yb^{3+} 离子 $^2F_{5/2}$ 能级的合作下转换, 进而实现两个 Yb^{3+} 离子的近红外发光。

Tb^{3+} 离子基态 7F_6 与激发态 5D_4 能级之间的能量间隔约为 $21 \times 10^3 \text{ cm}^{-1}$, 约为 Yb^{3+} 基态 $^2F_{7/2}$ 与激发态 $^2F_{5/2}$ 之间能隙的两倍, 这为合作下转换发光的实现提供了可能^[1]。

2) 由 Tb^{3+} 离子 5D_4 能级经 $Tb^{4+} - Yb^{2+}$ 电荷转移态后部分无辐射跃迁至 Yb^{3+} 激发态 $^2F_{5/2}$, 进而实现一个 Yb^{3+} 离子的近红外发光。

一些三价镧系金属离子容易被氧化变为四价, 如 $Tb^{3+} \rightarrow Tb^{4+}$, $Ce^{3+} \rightarrow Ce^{4+}$, $Pr^{3+} \rightarrow Pr^{4+}$ 等; 另一方面, Yb^{3+} 则容易产生由三价到二价的转变, 即 $Yb^{3+} \rightarrow Yb^{2+}$, 这样在 $Tb^{3+} - Yb^{3+}$, $Ce^{3+} - Yb^{3+}$, $Tb^{3+} - Yb^{3+}$ 共掺体系中一定条件下会产生 $Tb^{4+} - Yb^{2+}$, $Ce^{4+} - Yb^{2+}$, $Tb^{4+} - Yb^{2+}$ 电荷转移态。以 $Tb^{3+} - Yb^{3+}$ 为例, 电荷转移态的产生过程可以描述为: Tb^{3+} 离子首先失掉一个电子变为 Tb^{4+} , Tb^{3+} 失掉的电子被邻近的 O^{2-} 离子捕获继而传递给邻近的 Yb^{3+} 离子产生 Yb^{2+} 。需要说明的是, 电荷转移的产生需要一定外部能量作用: 首先, Tb^{3+} 失掉一个

电子需要足够的激发能量以脱离 Tb 原子核的束缚; 其次 $Tb^{3+} \rightarrow Tb^{4+}$, $Yb^{3+} \rightarrow Yb^{2+}$ 的转变会引起较大的晶格畸变 ($R_{Tb^{3+}}/R_{Tb^{4+}} = 92.3 \text{ pm}/76 \text{ pm}$, $R_{Yb^{3+}}/R_{Yb^{2+}} = 86.8 \text{ pm}/102 \text{ pm}$, R 为离子半径), 因此, 电荷转移的产生需要跃过较高的能量势垒 ($20 \times 10^3 \text{ cm}^{-1}$)^[18]。所以, 在 484 nm 激发下, 由 Tb^{3+} 离子 5D_4 能级跃迁至 $Tb^{4+} - Yb^{2+}$ 电荷转移态的几率是比较小的。

3) 由 Tb^{3+} 离子 5D_4 能级无辐射跃迁至 Yb^{3+} 激发态 $^2F_{5/2}$, 进而实现一个 Yb^{3+} 离子的近红外发光。

Y_2O_3 的较低的声子能量加之 Tb^{3+} 离子 5D_4 能级与 Yb^{3+} 离子 $^2F_{5/2}$ 能级之间较大的能隙 (约 $1 \times 10^5 \text{ cm}^{-1}$) 使得由 Tb^{3+} 离子 5D_4 能级无辐射跃迁至 Yb^{3+} 激发态 $^2F_{5/2}$, 进而实现一个 Yb^{3+} 离子的近红外发光在下转换近红外发光中的贡献也较小。

基于前面的讨论, 在 484 nm 激发光激发下, 合作下转换发光应在能量传递过程中占主导地位。由 Tb^{3+} 到 Yb^{3+} 的能量转移效率 (η_{ETE}) 可以通过下式^[16]得到

$$\eta_{ETE} = 1 - (\tau_{m-x Yb} / \tau_{m-0 Yb}). \quad (2)$$

式中 $\tau_{m-x Yb}$ 为 Yb^{3+} 离子掺杂浓度为 x 时, Tb^{3+} 离子 542 nm 发光的平均寿命, $\tau_{m-0 Yb}$ 为 Tb^{3+} 离子单掺样品中, Tb^{3+} 542 nm 发光的平均寿命。计算得样品 2, 样品 3, 样品 4 的转移效率分别为 3.1%, 13.5% 和 33.2%。

在 484 nm 激发下, Yb^{3+} 离子近红外发光的量子产额 (QY_{NIR}) 可以通过下式^[20]计算得到:

$$QY_{NIR} = 2\eta_{ETE}\eta_{Yb}, \quad (3)$$

式中 η_{Yb} 为离子的荧光量子效率。这里, 认为样品 2、样品 3 中 Yb^{3+} 离子未产生浓度猝灭, 则设 $\eta_{Yb} = 1$, 其近红外的荧光量子产额分别为 6.1% 和 27%。

4 结 论

采用湿法球磨陶瓷粉料, 真空烧结制备了 Tb^{3+} , Yb^{3+} 共掺的 Y_2O_3 透明陶瓷, 并实现了在 484 nm 激发下的下转换近红外发光。其主要的能量传递机理为: Tb^{3+} 吸收 484 nm 的光子, 后将所吸收该光子的能量通过合作下转换的方式传递至两个 Yb^{3+} 离子的激发态 $^2F_{5/2}$ 能级, 进而实现两个 Yb^{3+} 离子的近红外发光。这种高效率的合作下转换近红外发光有望在提高晶体硅太阳能电池转化效率方面获得应用。

参 考 文 献

- 1 R. J. Yu. Optics and solar energy[J]. *Acta Optica Sinica*, 2009, **29**(7): 1751~1755
于荣金. 光学与太阳能 [J]. 光学学报, 2009, **29**(7): 1751~1755
- 2 H. H. Li, Q. K. Wang. Design of the back reflectors of thin-film silicon solar cells[J]. *Acta Sinica Quantum Optica*, 2009, **15**(4): 380~386
黎慧华, 王庆康. 硅薄膜太阳能电池背部反射结构设计[J]. 量子光学学报, 2009, **15**(4): 380~386
- 3 T. Trupke, M. A. Green, P. Würfel. Improving solar cell efficiencies by down-conversion of high-energy photons[J]. *J. Appl. Phys.*, 2002, **92**(3): 1668~1674
- 4 P. Vergeer, T. J. H. Vlugt, M. H. F. Kox *et al.*. Quantum cutting by cooperative energy transfer in $Yb_xY_{1-x}PO_4:Tb^{3+}$ [J]. *Phys. Rev. B*, 2005, **71**(1): 014119
- 5 B. S. Richards. Luminescent layers for enhanced silicon solar cell performance; Down-conversion[J]. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, 2006, **90**(9): 1189~1207
- 6 B. S. Richards. Enhancing the performance of silicon solar cells via the application of passive luminescence conversion layers[J]. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, 2006, **90**(15): 2329~2337
- 7 D. Q. Chen, Y. S. Wang. Near infrared quantum cutting in nano-structured glass ceramics [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2009, **46**(2): 35
陈大钦, 王元生. 近红外量子剪裁透明纳米结构玻璃陶瓷[J]. 激光与光电子学进展, 2009, **46**(2): 35
- 8 Q. Y. Zhang, C. H. Yang, Y. X. Pan *et al.*. Cooperative quantum cutting in one-dimensional $(Yb_xGd_{1-x})Al_3(BO_3)_4:Tb^{3+}$ nanorods[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2007, **90**(2): 021107
- 9 Q. Y. Zhang, C. H. Yang, Z. H. Jiang *et al.*. Concentration-dependent near-infrared quantum cutting in $GdBO_3:Tb^{3+}, Yb^{3+}$ nanophosphors[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2007, **90**(6): 061914
- 10 Q. Y. Zhang, G. F. Yang, Z. H. Jiang. Cooperative downconversion in $GdAl_3(BO_3)_4:RE^{3+}, Yb^{3+}$ (RE = Pr, Tb, and Tm)[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2007, **91**(5): 051903
- 11 L. Xie, Y. Wang, H. Zhang. Near-infrared quantum cutting in $YPO_4:Tb^{3+}, Tm^{3+}$ via cooperative energy transfer[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2009, **94**(6): 061905
- 12 D. Chen, Y. Wang, Y. Yu *et al.*. Quantum cutting downconversion by cooperative energy transfer from Ce^{3+} to Yb^{3+} in borate glasses[J]. *J. Appl. Phys.*, 2008, **104**(11): 116105
- 13 X. Liu, Y. Qiao, G. Dong *et al.*. Cooperative downconversion in $Yb^{3+}-RE^{3+}$ (RE = Tm or Pr) codoped lanthanum borogermanate glasses [J]. *Opt. Lett.*, 2008, **33**(23): 2858~2860
- 14 Q. Zhang, X. Liu, S. Ye *et al.*. Cooperative quantum cutting in $Yb^{3+}-Tb^{3+}$ codoped borosilicate glasses [J]. *IEEE Photonics Technol. Lett.*, 2009, **21**(17): 1169~1171
- 15 S. Ye, B. Zhu, J. Luo *et al.*. Enhanced cooperative quantum cutting in $Tm^{3+}-Yb^{3+}$ codoped glass ceramics containing LaF_3 nanocrystals[J]. *Opt. Express*, 2008, **16**(12): 8989~8994
- 16 S. Ye, B. Zhu, J. Chen *et al.*. Infrared quantum cutting in Tb^{3+}, Yb^{3+} codoped transparent glass ceramics containing CaF_2 nanocrystals[J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2008, **92**(14): 141112
- 17 D. Chen, Y. Wang, Y. Yu *et al.*. Near-infrared quantum cutting in transparent nanostructured glass ceramics [J]. *Opt. Lett.*, 2008, **33**(16): 1884~1886
- 18 X. Y. Huang, Q. Y. Zhang. Efficient near-infrared down conversion in $Zn_2SiO_4:Tb^{3+}, Yb^{3+}$ thin-films [J]. *J. Appl. Phys.*, 2009, **105**(5): 053521
- 19 J. L. Yuan, X. Y. Zeng, J. T. Zhao *et al.*. Energy transfer mechanisms in Tb^{3+}, Yb^{3+} codoped Y_2O_3 downconversion phosphor[J]. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 2008, **41**(10): 105406
- 20 K. Petermann, D. Fagundes-Peters, J. Johannsen *et al.*. Highly Yb-doped oxides for thin | disc lasers [J]. *J. Cryst. Growth*, 2005, **275**(1~2): 135~140
- 21 J. Ueda, S. Tanabe. Visible to near infrared conversion in $Ce^{3+}-Yb^{3+}$ co-doped YAG ceramics [J]. *J. Appl. Phys.*, 2009, **106**(4): 043101