研究论文 DOI: 10.15541/jim20230514

亚微米球形 Y_2O_3 粉体及其透明陶瓷的制备

刘 焱[1,2], 覃显鹏[1], 甘 霖[2], 周国红[1], 章天金[2], 王士维[1], 陈鹤拓[1]

(1. 中国科学院 上海硅酸盐研究所, 高性能陶瓷和超微结构国家重点实验室, 上海 200050; 2. 湖北大学 材料科学与工程学院, 武汉 430062)

摘 要: Y_2O_3 以其优良的物理化学性质和在 280 nm~8 μm 宽频段内的高透明性, 而广泛应用于激光介质或光学窗口等领域。制备高透明的 Y_2O_3 陶瓷是目前的研究热点和难点, 而高质量的粉体是制备高透明 Y_2O_3 陶瓷的关键, 尿素均相沉淀法以其爆发成核和均匀可控的阴离子释放机制成为制备单分散颗粒的主要方法。本工作以硝酸钇和尿素为原料, 采用尿素均相沉淀法制备了单分散、亚微米级的球形 Y_2O_3 粉体。采用不同方法研究了 Y_2O_3 前驱体和煅烧后粉体的结构、物相演变和形貌。前驱体的颗粒尺寸约为 330 nm, 800 ℃煅烧 2 h 得到的 Y_2O_3 粉体尺寸约为 260 nm。在 800 ℃煅烧后即可得到纯相的 Y_2O_3 粉体, 粉体呈球形, 分散性好, 且粒径均匀。以该 Y_2O_3 粉体为原料, 添加原子分数 0.3%的 Nb_2O_5 为烧结助剂, 在 1780 ℃通过真空无压烧结成功制备了透明 Y_2O_3 陶瓷。材料的光学性质优良, 即样品(厚度 1 mm)的直线透过率在 1100 nm 处达到 76.9%, 在 400 nm 处达到 65.6%。本工作为制备性能优良的 Y_2O_3 透明陶瓷提供了一种新的方法。

关 键 词: 尿素均相沉淀法; 亚微米球形 Y_2O_3 粉体; 透明 Y_2O_3 陶瓷; Nb_2O_5; 真空烧结

中图分类号: TQ174.75 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-324X(2024)06-0691-06

Preparation of Sub-micron Spherical Y_2O_3 Particles and Transparent Ceramics

LIU Yan[1,2], QIN Xianpeng[1], GAN Lin[2], ZHOU Guohong[1], ZHANG Tianjin[2], WANG Shiwei[1], CHEN Hetuo[1]

(1. State Key Laboratory of High Performance Ceramics and Superfine Microstructure, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China; 2. School of Material Science and Engineering, Hubei University, Wuhan 430062, China)

Abstract: Y_2O_3 ceramics is widely used as laser medium or optical window due to its excellent physical and chemical properties and high transparency in wide frequency band of 280 nm–8 μm. However, preparation of highly transparent Y_2O_3 ceramics still remains challenge due to its synthetic precursor and nano-powders difficult to meet the requirements. In this work, a spherical monodispersed and submicron-sized Y_2O_3 powder was prepared by a homogeneous precipitation method using yttrium nitrate and urea as raw materials. Structure, phase evolution and morphology of Y_2O_3 precursor and the calcined powder were studied by different methods. The synthesized particle precursor exhibits a sphere morphology with diamension around 330 nm, and Y_2O_3 powder calcined at 800 ℃ for 2 h

收稿日期: 2023-11-03; **收到修改稿日期:** 2024-01-12; **网络出版日期:** 2024-01-22

基金项目: 国家自然科学基金(52130207, 51902093, 52103357)
National Natural Science Foundation of China (52130207, 51902093, 52103357)

作者简介: 刘 焱(1999–), 男, 硕士研究生. E-mail: ly8267426@163.com
LIU Yan (1999–), male, Master candidate. E-mail: ly8267426@163.com

通信作者: 覃显鹏, 副研究员. E-mail: xpqin@mail.sic.ac.cn; 甘 霖, 副教授. E-mail: ganlin@hubu.edu.cn
QIN Xianpeng, associate professor. E-mail: xpqin@mail.sic.ac.cn;
GAN Lin, associate professor. E-mail: ganlin@ hubu.edu.cn

shows spherical, well-dispersed and uniformed particles with dimension around 260 nm. Based on this spherical Y_2O_3 powder, transparent Y_2O_3 ceramics were fabricated by vacuum sintering at 1780 ℃ using 0.3% (in atom) Nb_2O_5 as sintering additive. The in-line transmittances of Y_2O_3 ceramics with thickness of 1 mm reach 76.9% at a wavelength of 1100 nm and 65.6% at a wavelength of 400 nm. In conclusion, this study provides a new promising method for preparing Y_2O_3 transparent ceramics with excellent properties.

Key words: urea homogeneous precipitation method; submicron-sized spherical Y_2O_3 powder; transparent Y_2O_3ceramic; Nb_2O_5; vacuum sintering

透明氧化钇(Y_2O_3)陶瓷具有理论透过率高(400 nm 以及更高波长>80%)、透明波段宽(0.28~8 μm)、红外发射率低、耐火性和化学稳定性优异等特点, 被广泛用作激光介质、导弹头罩和红外窗口材料[1-4]。然而, 由于 Y_2O_3 熔点较高(2430 ℃)[5], 制备高透明度的氧化钇陶瓷面临较大的挑战。目前主要通过选用有效的烧结助剂[6], 采用高效的烧结办法[7], 以及优化原料粉体[8]来制备高透明度的氧化钇陶瓷。其中, 高烧结活性原料粉体是制备氧化钇透明陶瓷的关键技术之一。

自 1973 年 Anderson 首次制备出 Nd:Y_2O_3 半透明陶瓷以来, Y_2O_3 一直是透明陶瓷体系的研究重点, 例如 1995 年 Yanagitani 等采用纳米粉体和真空烧结法制备出 Y_2O_3 透明激光陶瓷材料[9-10]。然而, 用纳米粉体制备的透明氧化物陶瓷在可控性方面仍存在很大的挑战。由于粉体中的杂质会在陶瓷内部对光产生散射, 影响陶瓷透过率, 因此陶瓷原料粉体必须具有较高的纯度[11]。对于高透明氧化钇陶瓷, 必须使用性能良好的粉体作为陶瓷原料。同时, 高活性的粉体原料是制备透明陶瓷的关键。商业氧化钇粉体颗粒尺寸一般达到微米级, 需要通过球磨破碎来减小尺寸, 以提高粉体烧结活性, 但球磨过程中容易带来杂质污染; 其次, 国产商业氧化钇粉体多为片层状, 根据颗粒密堆积理论, 球形粉体密堆积可以形成更高密度的素坯, 对陶瓷烧结更为有利[12-13]。近年来, 采用水热法、燃烧法、喷雾热分解法、沉淀法、微波辅助合成法等制备了多种形貌的 Y_2O_3 和稀土离子(RE)掺杂 Y_2O_3 粉体, 如纳米线/棒、纳米管、空心微球、纳米片和单分散纳米球等[14-18]。例如, 专利 CN201610137851.X 以六水硝酸钇为原料, 氟化铵为氟源, 180 ℃水热反应 24 h 获得了纳米氟化钇, 并以此制备了氧化钇透明陶瓷[19]。但是水热保温时间较长, 且氟化物具有毒性, 使得该法具有局限性。尿素均相沉淀法具有爆发性成核和均匀可控的阴离子释放机制, 且尿素沉淀产生的碳酸盐前驱体具有颗粒尺寸小和低团聚的特点, 是制备单分散和高活性粉体的有效方法[20-22], 因此本研究从改善粉体原料的思路出发来研制氧化钇透明陶瓷。

为获得高烧结活性的粉体原料, 本工作采用尿素均相沉淀法制备具有窄尺寸分布的亚微米球形 Y_2O_3 粉体。前期研究结果表明, Nb_2O_5 掺入 Y_2O_3 晶格中, 可以在高温下抑制晶界迁移, 进而防止陶瓷内部产生气孔, 促进陶瓷致密化[23-24]。因此, 以此 Y_2O_3 粉体为原料, Nb_2O_5 为烧结助剂, 采用真空烧结法制备高透明 Y_2O_3 陶瓷, 为制备氧化钇透明陶瓷提供了一种新方法。

1 实验方法

1.1 亚微米球形 Y_2O_3 粉体的制备

以硝酸钇(99.99%, 上海跃龙)、尿素(分析纯)和去离子水为起始原料。采用尿素均相沉淀法制备 Y_2O_3 粉体。Y^{3+}的总浓度保持在 0.015 mol/L, 尿素与 Y^{3+}离子的物质的量比例控制在 35∶1。然后, 将混合溶液在室温下搅拌 1 h 进行均质, 再在水浴中加热至 80 ℃并保温 5 h。待溶液 pH 达到 7.5 后, 自然冷却至室温。最后, 生成的沉淀物用去离子水和乙醇反复过滤和洗涤, 以完全去除反应的副产物。洗涤后的前驱体在 60 ℃下干燥 24 h, 再在空气气氛下 800 ℃马弗炉中煅烧 2 h。

1.2 透明 Y_2O_3 陶瓷的制备

将上述合成的 Y_2O_3 粉体和烧结助剂 Nb_2O_5 按照原子分数 0.3%的掺杂浓度进行称量, 以无水乙醇为球磨介质, 采用 ZrO_2 球在 250 r/min 转速下球磨 24 h。将球磨后的粉体在 60 ℃烘箱中干燥 24 h, 过两遍 200 目(74 μm)筛。再在 1000 ℃下煅烧 4 h 除去有机组分后, 将粉体装入 ϕ10 mm 不锈钢模具中干压, 压力为 15 MPa; 随后在 200 MPa 下进行冷等静压(CIP)处理。然后将素坯在 1200 ℃下煅烧 2 h, 以增强素坯强度。煅烧后的样品在真空炉中烧结 14 h, 真空度为~10^{-3} Pa, 烧结温度为 1780 ℃。将烧结后的样品在 1400 ℃空气气氛下退火 4 h, 去除氧空位。最后双面抛光至 1 mm 得到 Y_2O_3 透明陶瓷。

1.3　测试与表征

采用 X 射线衍射仪(XRD, D/max 2550V, JPAT, 日本)鉴定粉体和陶瓷物相。使用热重/差热法(TG/DSC, 型号 STA449C, Netzsch, 德国)对前驱体进行热分析。采用傅里叶变换红外光谱仪(FT-IR, 型号 NEXVS7000C, Nicolet, 美国), 在室温下测定前驱体和 800 ℃煅烧粉体的红外光谱。采用扫描电子显微镜(SEM, JSM-6390, Tokyo, 日本)表征前驱体和粉体的形貌以及陶瓷的显微结构。采用紫外分光光度计(V770, JASCO, 日本)测量抛光后陶瓷(1 mm 厚)的光学透过率。

2　结果与讨论

2.1　前驱体的热化学分析

图 1 为 Y_2O_3 前驱体在 50~1000 ℃的 TG/DSC 曲线。前驱体总失重为 41.76%, 主要分为三个阶段。第一阶段在 180 ℃以下, 失重约 10%, 在 163.9 ℃左右出现的吸热峰来自于吸收水的蒸发和结合水的释放。第二阶段失重发生在 180~610 ℃范围内, 总失重约 12%, 对应 NO_3^-的分解和氧化。第三阶段失重约 20%。DSC 曲线显示, 吸热峰位于 622.5 和 643.5 ℃处, 来自于氢氧化物和碳酸盐的分解。DSC 曲线中温度高于 674 ℃的放热来自于 Y_2O_3 的结晶。TG/DSC 结果表明, Y_2O_3 晶体可在高于 674 ℃温度下煅烧获得。

对合成产物进行 FT-IR 分析对于了解产物的组成和分解机制具有十分重要的意义。图 2 给出了前驱体和 800 ℃煅烧后粉体的 FT-IR 谱图。从前驱体的 FT-IR 谱图可以看出, 以 3386 cm^{-1} 为中心的宽带可以归因于水分子的耦合效应; 1521 和 1406 cm^{-1} 处的强吸收峰分别由 CO_3^{2-}和 NO_3^-的不对称分裂伸缩振动所致, 表明前驱体颗粒中含有大量的 CO_3^{2-}和 NO_3^-基团。800 ℃煅烧 2 h 后, 在 564 cm^{-1} 处出现新的峰, 对应 Y–O 的振动特征峰, 表明形成了 Y_2O_3 晶体, 该结果与 TG/DSC 分析结果一致。根据 TG/DSC 和 FT-IR 的结果以及前期的研究, 可以判断所制备的前驱体是一种碳酸盐, 可用化学式 $Y_2(OH)_x\cdot(CO_3)_y\cdot(NO_3)_{6-x-2y}\cdot nH_2O$ 表示。可能的反应方程式为:

$$Y^{3+}+NO_3^-+CO_3^{2-}+OH^-+H_2O\rightarrow Y_2(OH)_x\cdot(CO_3)_y\cdot(NO_3)_{6-x-2y}\cdot nH_2O$$

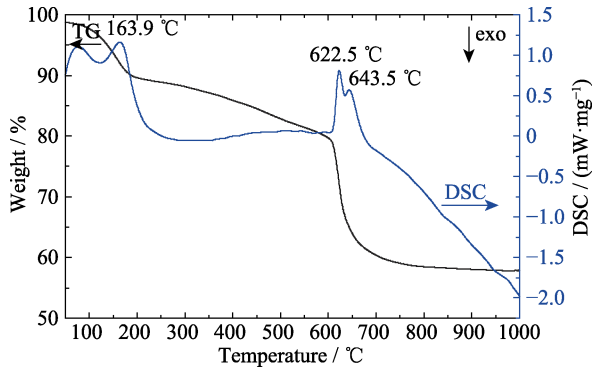

图 1　前驱体的 TG/DSC 曲线

Fig. 1　TG/DSC curves of the precursor

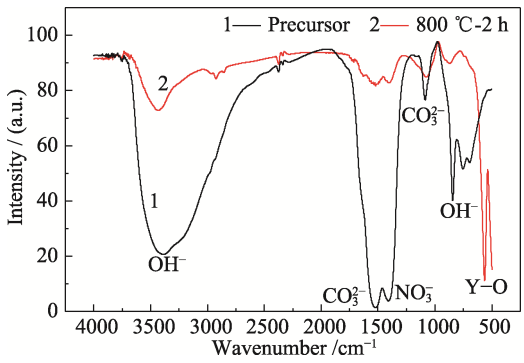

图 2　前驱体和 800℃煅烧后粉体的 FT-IR 谱图

Fig. 2　FT-IR spectra of the precursor and powder calcined at 800 ℃

2.2　前驱体的物相演变

图 3 为 Y_2O_3 前驱体及其在 800 ℃煅烧 2 h 后的 XRD 图谱。结果显示, 前驱体为无定型态。800 ℃煅烧后, 观察到尖锐的 Y_2O_3 相特征峰, 证明无定型态转化成 Y_2O_3 晶体, 这与 TG/DSC 分析结果一致。粉体的 XRD 衍射峰与立方晶系 Y_2O_3 标准卡片(PDF#41-1105)吻合, 且没有任何杂相, 说明采用尿素均相沉淀法制备的前驱体在 800 ℃下煅烧后能生成纯相 Y_2O_3 粉体。

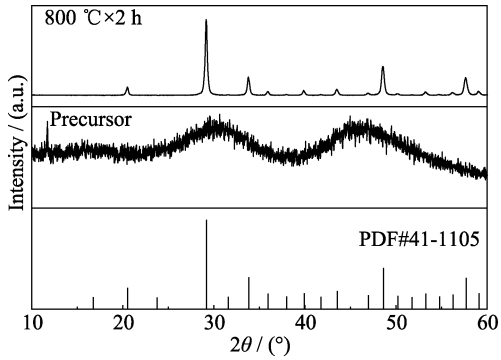

图 3　前驱体和 800℃煅烧后粉体的 XRD 图谱

Fig. 3　XRD patterns of the precursor and powder calcined at 800 ℃

2.3 Y_2O_3 前驱体与粉体的形貌

对于氧化钇粉体，严重的团聚会使陶瓷烧结变得困难，合成分散性较好的前驱体是制备高活性 Y_2O_3 粉体的关键，前驱体的分散性决定了煅烧后粉体的分散性[8]。制备单分散球形颗粒的关键在于控制颗粒的形核和长大过程，一般要求成核阶段反应速率快，生长阶段速率相对缓慢。根据 LaMer 模型[25]，在尿素均相沉淀中，颗粒形核和长大需要经历三个阶段：第一阶段为成核前期，即使溶液达到了过饱和度也不产生沉淀，这是因为自发形核需要克服很高的势垒。第二阶段为成核期，溶液温度升高至 80 ℃，尿素开始快速水解释放出大量 OH^-与 CO_3^{2-}，使得溶液的过饱和度足以克服形核势垒，形成稳定的晶核。当尿素浓度远大于钇离子浓度(尿素：Y^{3+}=35∶1)时，会形成大量的微小晶核，Y^{3+}被大量消耗，浓度不断下降至零。此时便进入第三阶段——晶核长大阶段，此阶段不再形核，颗粒通过静电吸附和 Oswald 熟化过程生长成为大颗粒，大颗粒表面聚集大量的 OH^-与 CO_3^{2-}离子，由于相互的静电排斥使得颗粒难以聚集，在熟化过程中，产物均匀生长为单分散颗粒。对于微观形貌为球形的粉体的形成因素研究较少。一般认为，球形微粒在第三阶段的生长是通过表面扩散来控制的，相比于共沉淀法中溶液在滴加时引起的局部浓度过高的现象，尿素均相沉淀是先将金属离子与沉淀剂充分混合，所有微核所处的溶液环境一致，微核各向同性扩散生长形成球形粉体。尿素均相沉淀时，较低的升温速率会使爆发成核的数量减少，不能在短时间内组装成较大体积的颗粒，使得自组装形成的颗粒尺寸较小，表面能较高，容易相互团聚而形成不规则球形[22]。因此，本实验将配置好的均相溶液直接放在 80 ℃的恒温水中，混合溶液快速升温，有利于爆发成核，易形成形貌规则、分散性好的前驱体颗粒。其中，溶液的升温速率、金属离子与尿素的比例、陈化时间对前驱体的形貌以及粒径将产生较大的影响。基于上述分析，图 4 给出了 Y_2O_3 球形前驱体可能的形成示意图。

图 5 为前驱体、800 ℃煅烧 2 h 以及球磨后粉体的 SEM 照片。从图 5(a)可以清晰地看出，前驱体颗粒均为球形，且尺寸较为均一，平均尺寸约为 330 nm。相比于 Qin 等[22]的工作，本研究在沉淀时未加入表面活性剂(例如硫酸铵或十六烷基三甲基溴化铵等)即可得到单分散的球形前驱体。800 ℃煅烧 2 h，粉体仍然保持均匀的球形，但由于氢氧化物、碳酸盐和硝酸盐分解，球形粉体表面出现小孔，粉体尺寸有所减小，平均尺寸约为 260 nm(图 5(b))，

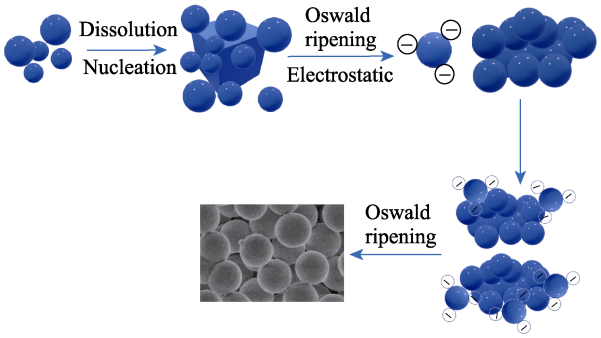

图 4 Y_2O_3 前驱体可能的形成示意图

Fig. 4 Illustration of the possible formation process of Y_2O_3 precursor

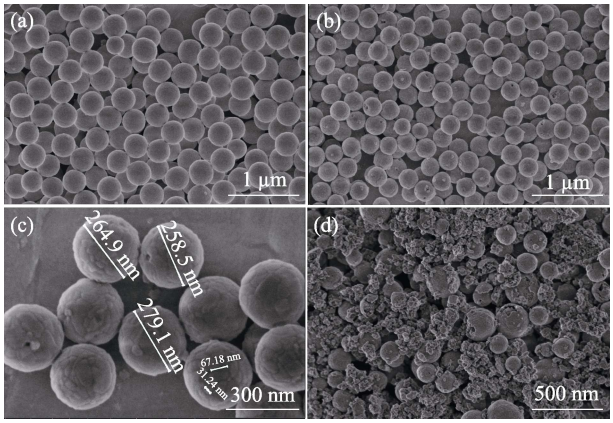

图 5 前驱体(a)、800 ℃煅烧 2 h(b~c)以及进一步球磨后(d)粉体的 SEM 照片

Fig. 5 SEM images of the precursor (a), Y_2O_3 powders calcined at 800 ℃ for 2 h (b-c) and powders after further ball milling (d)

前驱体和煅烧粉体的分散性良好。图 5(c)为 800 ℃煅烧 2 h 后粉体的高倍率 SEM 照片，可见球形粉体由 Y_2O_3 晶粒组成，分散性良好。图 5(d)为煅烧粉体经球磨后的形貌，可以观察到球形 Y_2O_3 颗粒，说明粉体经球磨后，球形粉体形状并未被完全破坏。球形粉体具有较高的比表面积，从而确保了粉体的高烧结活性。

2.4 Y_2O_3 透明陶瓷

无压烧结氧化钇陶瓷时驱动力主要来自粉体颗粒的表面能，理论上颗粒尺寸越小，其表面能越大，越有利于烧结的进行。实验合成的粉体具有单分散以及规则的球形等特点，有利于陶瓷烧结。氧化钇陶瓷烧结主要决定机制为间隙钇的扩散，间隙氧的存在会抑制氧化钇本征缺陷中钇离子间隙的产生，进而抑制晶粒长大，但有利于排除气孔。根据现有文献，当施主离子(例如 Zr^{4+}离子)掺入氧化钇晶格中时，会产生电荷补偿的氧间隙，氧间隙会显著降低氧化钇晶体生长时的晶界迁移率。在较低的晶界

迁移率下, 其可以有效防止高温烧结时晶粒内形成孔隙[23]。施主 Zr^{4+}离子是目前最受欢迎的氧化钇晶粒生长抑制剂(无压烧结时最佳添加量为 3%~5%(原子分数))。而前期探索发现, Nb_2O_5 作为施主离子掺杂, 可以作为 Y_2O_3 透明陶瓷的烧结助剂, 且最佳掺杂浓度为~0.3%(原子分数), 较小的掺杂浓度使得陶瓷具有较高的热导率水平[24]。Nb_2O_5 中 Nb^{5+}(0.64 Å, CN6)的离子半径与 Y^{3+}(0.90 Å, CN6)相近, 能固溶到氧化钇晶格中, 起到类似于 Zr^{4+}的作用, 即抑制晶界迁移, 从而有利于陶瓷烧结时内部气孔排出。因此, 本研究以上述球形粉体为原料, Nb_2O_5 为烧结助剂, 采用真空烧结法制备透明氧化钇陶瓷。图 6 为 1780 ℃真空烧结 14 h 得到的透明 Y_2O_3 陶瓷实物照片与透过率曲线。样品呈现出透明的状态, 可清晰地看到样品下面的文字。样品在可见光以及近红外波段具有较高的透过率, 在 400 和 1100 nm 处透过率分别达到 65.6%和 76.9%。

图 7 为双面抛光的 Y_2O_3 陶瓷样品在 1450 ℃下热腐蚀 4 h 后的微观形貌, 由图可见, 陶瓷样品中还存在少量的晶间气孔, 气孔作为散射中心是影响陶瓷透过率的主要因素[26], 它使得陶瓷样品的透过率水平还相对较低(1100 nm 处小于 80%)。陶瓷样品的平均晶粒尺寸为 10.5 μm, 较小的晶粒尺寸可以保证陶瓷具有良好的力学性能。

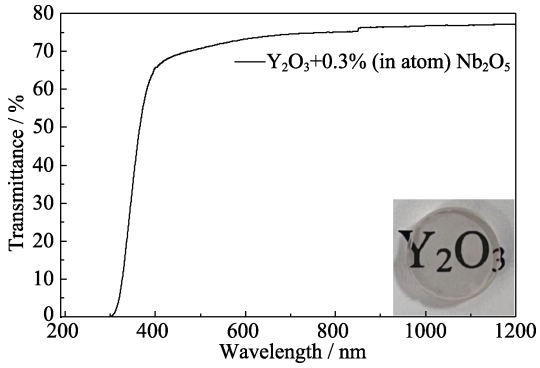

图 6　Y_2O_3 陶瓷样品的直线透过率曲线

Fig. 6　In-line transmittance of the Y_2O_3 ceramic sample

Inset: the picture of sample

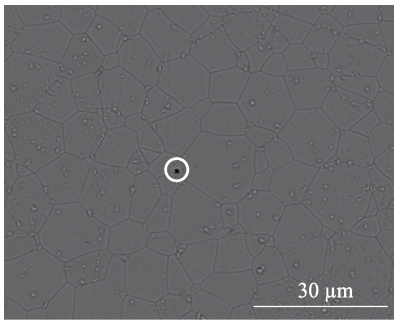

图 7　Y_2O_3 陶瓷样品抛光表面的 SEM 照片

Fig. 7　SEM image of the mirror-polished surface of Y_2O_3 ceramic sample

实验结果表明, 采用尿素均相沉淀法制备的亚微米球形 Y_2O_3 粉体可以制备出透明的 Y_2O_3 陶瓷。对于陶瓷样品中存在的晶间气孔, 可以通过后续研究比如采用真空烧结结合热等静压烧结(HIP)的方式去除, 以进一步提高陶瓷的透过率[27]。

3　结论

以硝酸钇和尿素为原料, 采用均相沉淀法制备了窄尺寸分布、亚微米级的球形 Y_2O_3 粉体。球形 Y_2O_3 粉体的平均尺寸约为 260 nm, 粉体分散性良好, 且尺寸分布较单一。以球形 Y_2O_3 粉体为原料, 添加原子分数 0.3%的 Nb_2O_5 为烧结助剂, 在 1780 ℃真空烧结 14 h 得到 Y_2O_3 透明陶瓷。Y_2O_3 陶瓷的直线透过率在 1100 nm 处达到 76.9%, 在 400 nm 处达到 65.6%。通过尿素均相沉淀法制备单分散球形 Y_2O_3 粉体, 为制备性能优良的 Y_2O_3 透明陶瓷提供了一种新的方法。

参考文献:

[1] AN L, ITO A, GOTO T. Transparent yttria produced by spark plasma sintering at moderate temperature and pressure profiles. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, **32(5):** 1035.

[2] EILERS H. Fabrication, optical transmittance, and hardness of IR-transparent ceramics made from nanophase yttria. *Journal of the European Ceramic Society*, 2007, **27(16):** 4711.

[3] ZHU L L, PARK Y J, GAN L, *et al*. Fabrication and characterization of highly transparent Er: Y_2O_3 ceramics with ZrO_2 and La_2O_3 additives. *Ceramics International*, 2017, **43(16):** 13127.

[4] ZHANG H, KIM B N, MORITA K, *et al*. Fabrication of transparent yttria by high-pressure spark plasma sintering. *Journal of the American Ceramic Society*, 2011, **94(10):** 3206.

[5] HOSKINS R, SOFFER B. Stimulated emission from Y_2O_3: Nd^{3+}. *Applied Physics Letters*, 1964, **4(1):** 22.

[6] ZHANG L, YANG J, YU H, *et al*. High performance of La-doped Y_2O_3 transparent ceramics. *Journal of Advanced Ceramics*, 2020, **9(4):** 493.

[7] GAN L, PARK Y J, ZHU L L, *et al*. Optical and thermo-mechanical properties of fine-grained transparent yttria ceramics fabricated by hot-press sintering for infrared window applications. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, **38(11):** 4064.

[8] NI M, WANG J, MA J, *et al*. Synthesis of yttria nanopowder with poly acrylic acid as dispersant for highly transparent yttria ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2022, **105(3):** 20297.

[9] ANDERSSON R C. Transparent yttria-based ceramics and method for producing same. U. S. Patent 3545987(1972).

[10] YANAGITANI T, YAGI H, ICHIKAWA M. Production of yttrium-aiuminium-garnet fine powder. Japanese Patent 10-10133(1995).

[11] ZHANG L, ZHOU T Y, YANG H, *et al*. Preparation and characterization of monodispersed and spherical YAG powder for transparent ceramic by spray drying. *Journal of Inorganic Materials*, 2015, **30(5):** 487.

[12] BARRINGER E A, BOWEN H K. Effects of particle packing on the sintered microstructure. *Applied Physics A*, 1988, **45(10):** 271.

[13] ZHAO Y, ZHANG X, LI X, *et al*. Monodispersed spherical Y_2O_3 and Y_2O_3: Eu^{3+} particles synthesized from modified homogeneous urea precipitation process. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, **829:** 154562.

[14] HUANG Z. Fabrication of transparent yttria ceramics using precipitation derived nanopowder. *Chinese Journal of Materials Research*, 2004, **18(4):** 399.

[15] BAUMER V N, DEINEKA T G, KORSHIKOVA T A, *et al*. Production of $Y_3Al_5O_{12}$ and Y_2O_3 nanopowders for optical ceramics. *Crystallography Reports*, 2008, **53(12):** 1191.

[16] KUMAR R S, PRIYANKA K S, KHANRA A, *et al*. A novel approach of synthesizing nano Y_2O_3 powders for the fabrication of submicron IR transparent ceramics. *Ceramics International*, 2021, **47(12):** 16986.

[17] BREGIROUX, DAMIEN, VIANA, *et al*. Nanostructured Y_2O_3 ceramics elaborated by spark plasma sintering of nanopowder synthesized by PEG assisted combustion method: the influence of precursor morphological characteristics. *Ceramics International*, 2017, **43(17):** 15834.

[18] JUNG W K, MA H J, JUNG S W, *et al*. Effects of calcination atmosphere on monodispersed spherical particles for highly optical transparent yttria ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2017, **100(5):** 1876.

[19] 王殿元, 段兴凯, 王侃民, 等. 一种氧化钇透明陶瓷的制备方法: CN201610137851. X. 2016-03-11.

[20] QIN H, ZHANG X, LIU H, *et al*. Mechanism of ammonium sulfate regulation effect on microstructure of Y_2O_3 nanopowders *via* urea precipitation method. *CrystEngComm*, 2013, **15(25):** 5076.

[21] QU J, ZHU Q, LI J G, *et al*. Eu^{3+} activated Y_2O_3 red phosphor monospheres: size-controlled processing and luminescence property. *Journal of Inorganic Materials*, 2016, **31(10):** 1087.

[22] QIN H, LIU H, SANG Y, *et al*. Ammonium sulfate regulation of morphology of Nd: Y_2O_3 precursor *via* urea precipitation method and its effect on the sintering properties of Nd: Y_2O_3 nanopowders. *CrystEngComm*, 2012, **14(5):** 1783.

[23] CHEN P L, CHEN I W. Grain boundary mobility in Y_2O_3: defect mechanism and dopant effects. *Journal of the American Ceramic Society*, 1996, **79(7):** 1801.

[24] LIU Y, GAN L, QIN X, *et al*. Highly transparent yttria ceramics with Nb_2O_5/Ta_2O_5 as novel sintering additives by pressureless vacuum sintering. *Journal of the American Ceramic Society*, 2023, **106(6):** 3557.

[25] WHITEHEAD C B, ÖZKAR S, FINKE R G. LaMer's 1950 Model for particle formation of instantaneous nucleation and diffusion-controlled growth: a historical look at the model's origins, assumptions, equations, and underlying sulfur sol formation kinetics data. *Chemistry of Materials*, 2019, **31(18):** 7116.

[26] 李长青, 张明福, 左洪波, 等. 影响透明陶瓷透光性能的因素. 兵器材料科学与工程, 2006, **29(2):** 26.

[27] JIANG D L. Transparent ceramics: one of the most important field of research and development of inorganic materials. *Journal of Inorganic Materials*, 2009, **24(5):** 873.