

三元共晶成分 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 粉体 及陶瓷的制备与组织性能

欧阳家虎, 喻天罡, 马永辉, 王志刚, Henniche Abdelkhalek, 刘占国, 王玉金, 周 玉

(哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: 采用醇水共沉淀法制备了三元共晶成分 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 粉体, 在 600~1350 °C 温度范围煅烧后研究其物相转变过程。经 1300 °C 煅烧后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 共晶成分粉体的物相由 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $c\text{-ZrO}_2$ 和 YAG 构成, 且具有 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相包裹 $c\text{-ZrO}_2$ 相的特殊结构。将煅烧粉体在 1550 °C 下热压烧结, 制备具有内晶型结构的共晶成分 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 复相陶瓷, 其致密度、室温抗弯强度、断裂韧性和高温(1000 °C)抗弯强度分别为 98.8%、420 MPa、3.69 MPa $\text{m}^{1/2}$ 和 464 MPa, 并对复相陶瓷组织结构的形成机理进行了探讨。

关键词: $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 陶瓷; 物相变化; 内晶型结构; 力学性能

中图分类号: TQ174

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)S1-288-06

共晶成分复相陶瓷由二相或多相组成, 具有精细均匀的微观组织、纯净的晶间相和高的相界面结合强度, 因而具有良好的高温性能, 一直是材料工作者的研究热点。由于 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 在 c 轴方向具有良好的抗蠕变性能, 因此近年来 Al_2O_3 基高温共晶成分陶瓷备受关注, 如 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}^{[1-3]}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)^{[4,5]}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{REAlO}_3$ (RE=Er, Gd, Sm, Lu, Y)^[6-9] 二元体系, 以及 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}(\text{YAG})/\text{ZrO}_2^{[10-13]}$ 三元体系等。定向生长共晶陶瓷具有良好的力学性能, 其抗弯强度和断裂韧性分别达到 4.6 GPa^[11] 和 9 MPa $\text{m}^{1/2}$ ^[13]。

目前, 对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 共晶复相陶瓷的研究不多。通常, 采用固相混合法准备共晶成分复合粉体, 但粉体颗粒尺寸和组分均匀性会极大影响共晶陶瓷的性能。C. Oelgardt 等^[14] 采用热压烧结制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 共晶成分复相陶瓷的抗弯强度为 282 MPa, 硬度达到 19 GPa, 断裂韧性在 2.3~4.7 MPa $\text{m}^{1/2}$ 之间。而液相法制备复相陶瓷粉体具有成分均匀、粒径小和工艺简单等特点, 可在一定程度上改善共晶成分陶瓷的性能。

本实验采用醇水共沉淀法制备三元共晶成分 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 复相粉体, 对煅烧粉体的形貌、物相结构与转变进行表征。采用热压烧结制备三元共晶成分 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 复相陶瓷, 并对复相陶瓷的组织与性能进行研究。

1 实验

采用醇水共沉淀法制备陶瓷粉体, 试验原料为 $\text{ZrOCl}_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$ (纯度 99.0%, 浙江锆谷科技有限公司)、 $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ (纯度 99.0%, 天津致远化学试剂有限公司)、 Y_2O_3 (纯度 99.0%, 上海跃龙有色金属有限公司)、 $\text{NH}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ (分析纯, 天津恒兴化学试剂有限公司)、 $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$ (分析纯, 天津天力化学试剂有限公司)、 HNO_3 (分析纯, 黑龙江双城市鑫田化学试剂制造有限公司)、PEG-2000 (分析纯, 天津光复化学试剂有限公司)。首先, 按照共晶成分 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 摩尔(mol%) 配比(65.8/15.6/18.6)计算称量所需的 $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ 、 $\text{ZrOCl}_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$ 原料粉体的质量, 加入 1:1 醇水比的溶液配置反应溶液; 其次, 按照粉体成分要求, 计算并准确称量 Y_2O_3 粉末, 并将其在 70 °C 下溶解于稀硝酸中, 得硝酸钇水溶液; 将以上两步所得溶液混合, 加入一定的醇水比(1:1)溶液, 按照比例配制 0.4 mol/L 总阳离子浓度的母液, 并添加质量分数 3% 的 PEG2000 作为分散剂, 充分搅拌均匀; 采用反滴定法将上述溶液喷入按醇水比 1:1 配制的氨水中, 反应得到絮状沉淀, 调节 pH 值为 12。陈化 24 h, 将所得的沉淀通过去离子水反复洗涤, 用硝酸银对上清液进行检验, 直到检验不出 Cl^- 为止。将所得沉淀用无水乙醇反复洗涤, 离心。每次洗涤后搅拌溶液 1 h, 重复此步骤 3 次, 将充

收稿日期: 2017-07-19

基金项目: 国家自然科学基金(51572061, 51621091, 50572020)

作者简介: 欧阳家虎, 男, 1968 年生, 博士, 教授, 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, E-mail: ouyangjh@hit.edu.cn

分洗涤沉淀物置于 $80\text{ }^\circ\text{C}$ 鼓风干燥箱中,充分干燥即得前驱粉体。

对采用醇水共沉淀法制备的前驱体在 $600\sim 1350\text{ }^\circ\text{C}$ 温度范围煅烧 1 h 后,优化煅烧工艺制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 共晶成分复相陶瓷粉体。采用热压烧结工艺制备致密的复相陶瓷块体。将所制得的粉末装模于 $\Phi 50\text{ mm}$ 的石墨模具中,在 20 MPa 压力下进行预压,保压 2 min。在 AVS 真空热压炉中进行热压烧结,升温速率为 $20\text{ }^\circ\text{C min}^{-1}$,压力为 30 MPa ,烧结温度为 $1550\text{ }^\circ\text{C}$,保温时间为 1 h,随炉冷却。

采用 X 射线衍射仪对粉体和复相陶瓷的物相结构进行分析和表征,射线源为 Cu 靶 $\text{K}\alpha$ 射线, $2\theta=10^\circ\sim 80^\circ$,扫描速率 $4^\circ/\text{min}$,射线管电压 40 kV ,射线管电流 100 mA 。采用 Helios Nanolab600i 场发射扫描电镜(SEM)对粉体的形貌和成分进行分析,采用 Talos F200x 型透射电镜(TEM)对粉体和复相陶瓷的形貌和结构进行分析。

采用阿基米德法测量复相陶瓷的密度,理论密度通过混合理论计算。采用三点弯曲法测定室温和高温($1000\text{ }^\circ\text{C}$)抗弯强度,试样尺寸为 $3\text{ mm}\times 4\text{ mm}\times 36\text{ mm}$,跨距 30 mm 。表面经研磨抛光,并倒角 45° 。采用 Instron-5569 型万能电子试验机测定抗弯强度,压头速率为 0.5 mm/min 。采用单边缺口梁法在 Instron-5569 型万能电子试验机测试断裂韧性,试样尺寸为 $2\text{ mm}\times 4\text{ mm}\times 20\text{ mm}$,跨距为 16 mm ,切口宽度约为 0.2 mm ,压头速率为 0.05 mm/min 。采用 HBV-30A 型硬度计测试维氏硬度,载荷为 98 N ,保压时间为 15 s 。

2 结果与讨论

2.1 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 前驱体的形貌、结构与物相转变

图 1 为采用上述工艺流程所制备的粉体前驱体 SEM 照片。可见,三元共晶成分 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 前驱体粉体粒径大小均匀,分散性较好,有效避免了烘干过程中前驱体可能产生的团聚现象。粉体前驱体的平均粒径约 130 nm 。图 2 为 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 粉体前驱体的元素面分布。可见,Al、Zr 和 Y 3 种元素在前驱体中分布均匀,没有成分偏聚存在,说明前驱体的成分均匀。

图 3 为前驱体在 $600\sim 1350\text{ }^\circ\text{C}$ 温度区间经不同温度煅烧后粉体的 XRD 图谱。煅烧后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 前驱体的物相变化如表 1 所示。随煅烧温度的升高, Al_2O_3 由 $700\text{ }^\circ\text{C}$ 以下非晶态逐渐转变为 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和稳定的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。这与氢氧化铝的水软铝石前驱体的物相转变过程基本一致。YAG 相的物相转变则稍有差别,当 Y:Al 元素摩尔比为 3:5 时,由固相法制

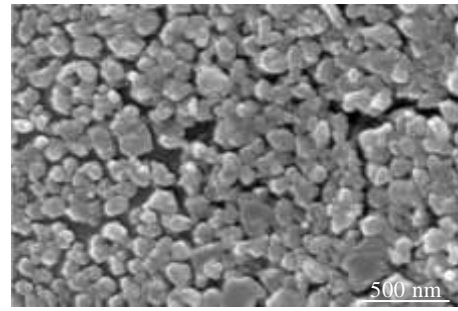


图 1 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 粉体前驱体的 SEM 照片

Fig.1 SEM image of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ precursors

备的 Y_2O_3 、 Al_2O_3 混合物的相转变过程应为 $\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_9(\text{YAM})\rightarrow\text{YAlO}_3(\text{YAP})\rightarrow\text{YAG}$ 相, YAM 相的生成温度为 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 。而在本研究体系内却没有发现 YAM 相的生成。这与 Y_2O_3 和 Al_2O_3 比例的进一步降低有关,通常在煅烧过程中纯 Y_2O_3 应在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 开始晶化,而本试验中 $700\text{ }^\circ\text{C}$ 以下煅烧粉体呈非晶态,未发现晶化的 Y_2O_3 生成。这是由于 Y_2O_3 优先与 ZrO_2 固溶形成了 $c\text{-ZrO}_2$ 相,之后再与 Al_2O_3 结合形成 YAP。在 $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 煅烧时才出现尖锐的衍射峰,因此在 $700\sim 900\text{ }^\circ\text{C}$ 范围内由于 Y_2O_3 固溶进 ZrO_2 中,并未有 Y_2O_3 相和 YAM 相存在。煅烧温度进一步升高后,开始出现了 YAP 相。当达到 $\text{YAP}\rightarrow\text{YAG}$ 相的转变温度时, YAP 转变为 YAG 相。由于 Y/Zr 比例较高, ZrO_2 容易固溶大量的 Y_2O_3 而形成 $c\text{-ZrO}_2$ 相。值得注意的是,在 $1050\sim 1300\text{ }^\circ\text{C}$ 温度区间出现了少量 $m\text{-ZrO}_2$,此温度区间也是 YAG 相开始形成的温度。在此温度下 Y_2O_3 更容易与 Al_2O_3 反应生成 YAG,因而 $c\text{-ZrO}_2$ 中部分固溶的 Y_2O_3 相与 Al_2O_3 相进行了反应,生成了 YAG 相与 $m\text{-ZrO}_2$,反应式如下:

$$\theta\text{-Al}_2\text{O}_3+c\text{-ZrO}_2\rightarrow\text{YAG}+m\text{-ZrO}_2$$

由于粉体物相转变时会产生体积变化,若相变发生在烧结过程中会影响陶瓷性能。前驱体煅烧原则是尽可能获得稳定的物相,且使粒径尽可能小,使粉体中涉及大体积变化的相变在煅烧过程中完成。从图 3 的前驱体物相变化可见,经 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 煅烧后粉体物相已经转变为稳定相,若继续升高温度,会使粉体粒径迅速增大。为获得尽可能小的粒径,选定煅烧温度为 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 。

2.2 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 粉体的形貌与结构

经 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 煅烧 1 h 后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 粉体的 SEM 形貌如图 4。可见,粉体粒径约 200 nm ,且分散均匀。

图 5 为经 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 煅烧 1 h 后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 粉体的 TEM 照片及选区电子衍射谱。图 5b 是经 $1300\text{ }^\circ\text{C}$

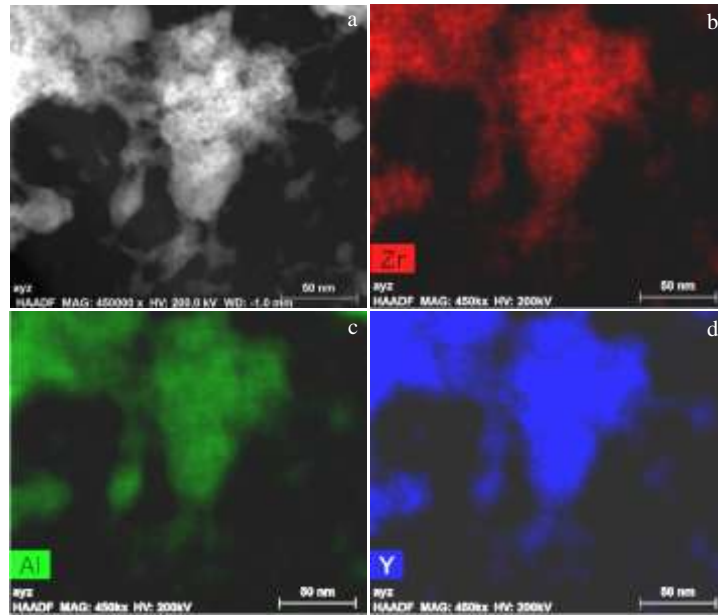


图 2 Al₂O₃/YAG/ZrO₂ 粉体前驱体的 EDS 元素面分布

Fig.2 Morphology (a) and EDS elemental mapping (b~d) of Al₂O₃/YAG/ZrO₂ precursor: (b) Zr, (c) Al, and (d) Y

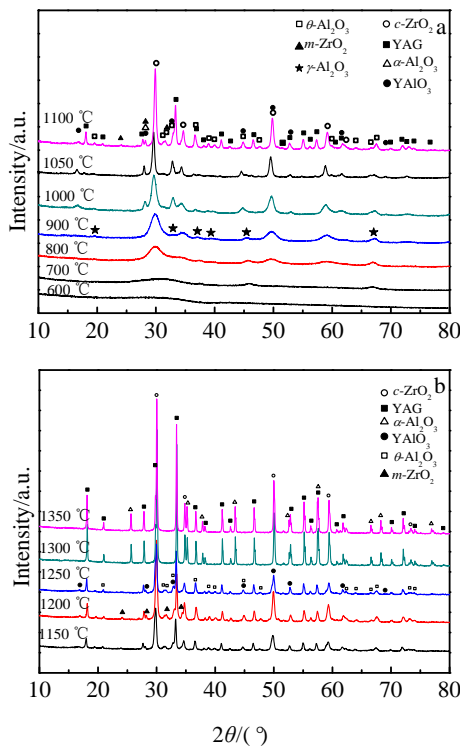


图 3 Al₂O₃/YAG/ZrO₂ 前驱体经不同温度煅烧后粉体的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of Al₂O₃/YAG/ZrO₂ precursors calcined at different temperatures: (a) 600~1100 °C and (b) 1150~1300 °C

表 1 Al₂O₃/YAG/ZrO₂ 前驱体经不同温度煅烧后的物相变化
Table 1 Phase transition of Al₂O₃/YAG/ZrO₂ precursors calcined at different temperatures

	Below 700 °C	700~900 °C	900~1050 °C	1100~1250 °C	Above 1300 °C
		<i>c</i> -ZrO ₂	<i>c</i> -ZrO ₂	<i>c</i> -ZrO ₂ + <i>m</i> -ZrO ₂	<i>c</i> -ZrO ₂
Amorphous	<i>γ</i> -Al ₂ O ₃	<i>θ</i> -Al ₂ O ₃	<i>θ</i> -Al ₂ O ₃	<i>θ</i> -Al ₂ O ₃	<i>α</i> -Al ₂ O ₃
	Amorphous	YAP	YAlO ₃ (YAP)+Y ₃ Al ₅ O ₁₂ (YAG)		YAG

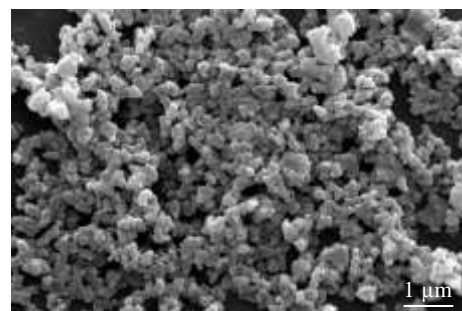


图 4 经 1300 °C 煅烧 1 h 后 Al₂O₃/YAG/ZrO₂ 粉体的 SEM 照片

Fig.4 SEM image of Al₂O₃/YAG/ZrO₂ powder calcined at 1300 °C for 1 h

煅烧 1 h 后粉体 *α*-Al₂O₃ 相的典型形貌。与图 5a 和图 5c 中 YAG 相与 *c*-ZrO₂ 相的形貌对比发现, 粉体中 *c*-ZrO₂ 相呈单个小颗粒分布, 而 *α*-Al₂O₃ 相为较大晶

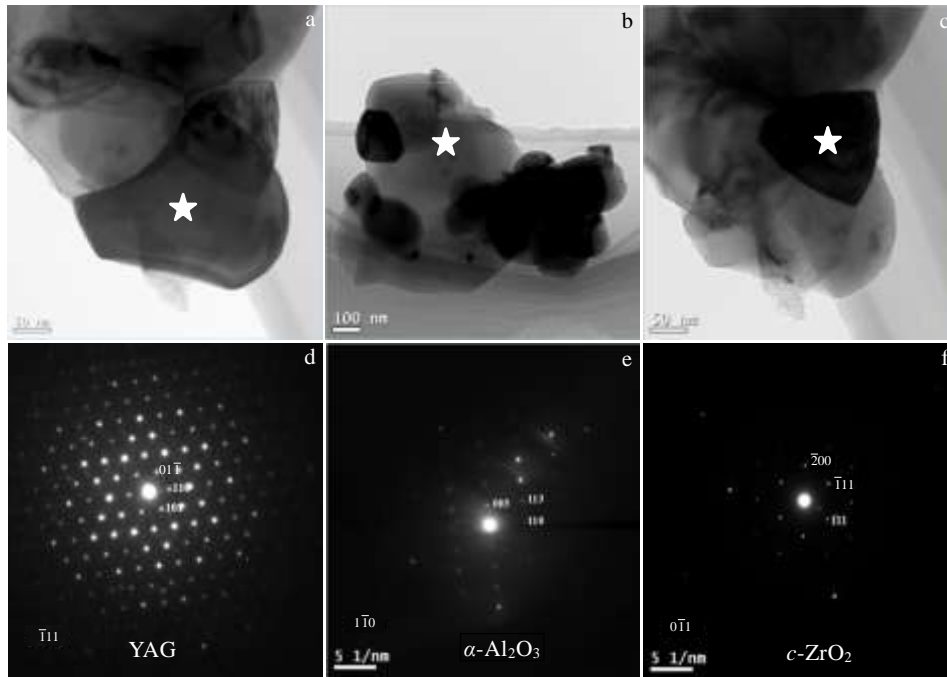


图 5 经 1300 °C 煅烧 1 h 后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 复相粉体的 TEM 照片与选区电子衍射谱

Fig.5 TEM images (a~c) and selected area electron diffraction (SAED) (d~f) patterns of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ powder calcined at 1300 °C for 1 h: (a) YAG, (b) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, (c) $c\text{-ZrO}_2$, (d) YAG phase, (e) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ phase, and (f) $c\text{-ZrO}_2$ phase

粒，将 $c\text{-ZrO}_2$ 小晶粒包裹其中，YAG 相比 $c\text{-ZrO}_2$ 晶粒尺寸稍大一些，多分布在粉体边缘区域，且晶粒尺寸略大于 $c\text{-ZrO}_2$ 晶粒。产生 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 包裹 $c\text{-ZrO}_2$ 相的这种特殊粉体结构主要与 3 种相的不同晶化顺序有关。 $c\text{-ZrO}_2$ 最先晶化为稳定相，在煅烧过程中随温度的继续升高 $c\text{-ZrO}_2$ 相结构不产生变化。而 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 在转变为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的过程中具有蠕虫状的生长过程，由于 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 为多孔状结构，因此在低温煅烧时均匀的前驱体中形成两相，会有少量 $c\text{-ZrO}_2$ 分散在 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 中，随着温度升高， $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相转变为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 时逐渐粗化，将 $c\text{-ZrO}_2$ 包在内部，从而形成了这种特殊粉体结构。这种粉体结构对热压烧结三元共晶成分 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2/\text{YAG}$ 陶瓷的组织结构与力学性能会产生较大影响。

2.3 热压烧结 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2/\text{YAG}$ 复相陶瓷的组织与性能

对经 1300 °C 煅烧 1 h 后的复合粉体进行热压烧结制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 复相陶瓷。热压烧结在真空下进行，升温速率为 20 °C min^{-1} ，烧结压力为 30 MPa，烧结温度为 1550 °C，保温时间为 1 h，随炉冷却。图 6 为热压烧结 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 复相陶瓷的 XRD 物相分析。可见，热压烧结复相陶瓷的物相为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $c\text{-ZrO}_2$ 和 YAG，这与煅烧粉体的物相一致。热压烧结 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 复相陶瓷的组织形貌如图 7。可见，

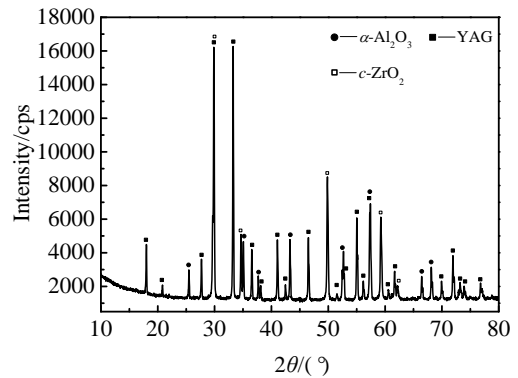


图 6 热压烧结 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2/\text{YAG}$ 复相陶瓷的 XRD 图谱
Fig.6 XRD pattern of hot-pressed $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2/\text{YAG}$ ceramic

复相陶瓷具有明显的内晶型结构特点，部分细小 ZrO_2 包裹在 Al_2O_3 晶粒内部。

为确定该内晶型组织的物相成分，对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 复相陶瓷进行元素面分析。图 8 是热压烧结 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ 复相陶瓷的 TEM 形貌与元素面分布。结合 XRD 分析可知，内晶型结构是由大颗粒的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (粒径约 4 μm) 包裹住 $c\text{-ZrO}_2$ 小颗粒 (粒径约 400 nm) 构成。从图 8 可见，被包裹在 Al_2O_3 晶粒中的 ZrO_2 粒径与 Al_2O_3 的粒径相差较大。与未被包裹的

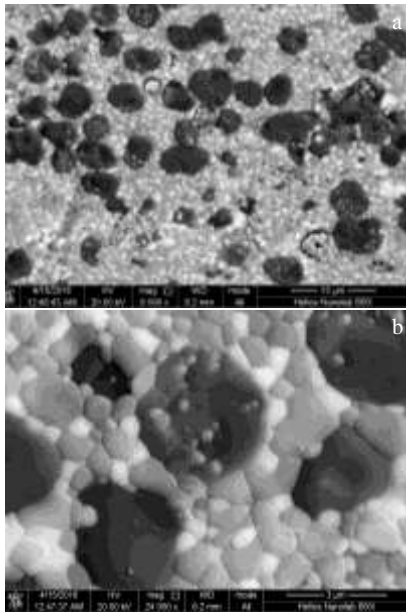


图 7 热压烧结 Al₂O₃/ZrO₂/YAG 复相陶瓷的组织形貌
Fig.7 Microstructures of hot-pressed Al₂O₃/YAG/ZrO₂ ceramic:
(a) microstructure and (b) intragranular ZrO₂ in Al₂O₃ grains

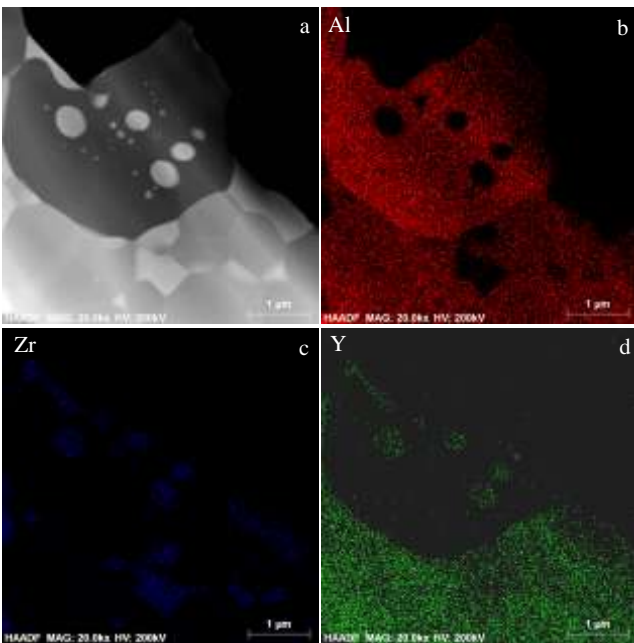


图 8 热压烧结 Al₂O₃/YAG/ZrO₂ 复相陶瓷的 TEM 照片与 EDS 元素面分布
Fig.8 TEM morphology (a) and EDS elemental mapping (b-d) of hot-pressed Al₂O₃/YAG/ZrO₂ ceramics: (b) Al, (c) Zr, and (d) Y

ZrO₂ 颗粒相比, 其粒径更小。内晶型结构的形成有两方面原因, 首先采用醇水沉淀法制备的复相粉体在煅

烧后具有 Al₂O₃ 颗粒包裹 ZrO₂ 颗粒的特殊结构。烧结时这种粉体结构使 ZrO₂ 颗粒继续留在 Al₂O₃ 颗粒的内部。其次, 内晶型结构的形成需要 α-Al₂O₃ 和 c-ZrO₂ 两相颗粒之间具有一定的尺寸差, 包裹在 ZrO₂ 颗粒外部的 Al₂O₃ 颗粒限制了其长大。而在 1550 °C 烧结温度下, 两相颗粒的尺寸差达到了形成内晶型颗粒的要求, 这种内晶型组织结构改善了 Al₂O₃/YAG/ZrO₂ 陶瓷的烧结致密化和力学性能。对热压烧结 Al₂O₃/YAG/ZrO₂ 复相陶瓷的力学性能进行测试。结果发现, 其致密度为 98.8%, 室温抗弯强度和断裂韧性分别为 420 MPa 和 3.69 MPa m^{1/2}, 高温 (1000 °C) 抗弯强度为 464 MPa, 维氏硬度值为 14.8 GPa。

3 结 论

- 1) 采用醇水共沉淀法制备了 Al₂O₃/YAG/ZrO₂ 先驱体, 成分均匀, 分散性好, 粒径约 130 nm。
- 2) 在不同温度下对 Al₂O₃/YAG/ZrO₂ 先驱体进行煅烧, 揭示了其物相转变过程。经 1300 °C 煅烧 1 h 后, 不同物相转变结束, 形成 α-Al₂O₃、c-ZrO₂ 和 YAG 相。发现复相粉体具有大颗粒 Al₂O₃ 包裹小颗粒 ZrO₂ 的结构, c-ZrO₂ 粒径约 200 nm。
- 3) 1550 °C 下热压烧结 Al₂O₃/YAG/ZrO₂ 复相陶瓷具有内晶型组织结构, 其致密度、室温抗弯强度、断裂韧性和高温 (1000 °C) 抗弯强度分别为 98.8%、420 MPa、3.69 MPa m^{1/2} 和 464 MPa。

参考文献 References

- [1] Yang J M, Jeng S M, Chang S. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 1996, 79(5): 1218
- [2] Waku Y, Nakagawa N, Wakamoto T *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 1998, 33(5): 1217
- [3] Park D Y, Yang J M. *Journal of Materials Science*[J], 2001, 36(23): 5593
- [4] Schmid F, Viechnicki D. *Journal of Materials Science*[J], 1970, 5(6): 470
- [5] Pardo J A, Merino R I, Orera V M *et al.* *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2000, 83(11): 2745
- [6] Nakagawa N, Ohtsubo H, Waku Y *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2005, 25(8): 1285
- [7] Han Y H, Nagata M, Uekawa N *et al.* *British Ceramic Transactions*[J], 2004, 103(5): 219
- [8] Andreeta E R M, Andreeta M R B, Hernandez A C. *Journal of Crystal Growth*[J], 2002, 234(4): 782
- [9] Yoshikawa A, Hasegawa K, Lee J H *et al.* *Journal of Crystal Growth*[J], 2000, 218(1): 67

- [10] Waku Y, Sakata S, Mitani A *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2002, 37(14): 2975
- [11] Oliete P B, Peña J I, Larrea A *et al.* *Advanced Materials*[J], 2007, 19(17): 2313
- [12] Mizutani Y, Yasuda H, Ohnaka I *et al.* *Materials Transactions* [J], 2002, 43(11): 2847
- [13] Calderon-Moreno J M, Yoshimura M. *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2005, 25(8): 1365
- [14] Oelgardt C, Anderson J, Heinrich J G *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2010, 30(3): 649

Preparation, Microstructure and Properties of Ternary $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ Ceramics Hot Pressed with Eutectic Composition Powders

Ouyang Jiahu, Yu Tiangang, Ma Yonghui, Wang Zhigang, Henniche Abdelkhalek,

Liu Zhanguo, Wang Yujin, Zhou Yu

(Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ powders with eutectic composition have been synthesized by the chemical co-precipitation in alcohol-water aqueous solution and calcination method, and were characterized by X-ray diffraction, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The precursors were calcined at temperatures of 600~1350 °C in air, and the phase transition process was then revealed with increasing the calcination temperature. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ powders calcined at 1300 °C for 1 h consist of α - Al_2O_3 , YAG and c - ZrO_2 phases. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ ceramics with eutectic composition were hot-pressed at 1550 °C with the above-mentioned powders. The $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ ceramic sintered at 1550 °C contains an intragranular microstructure, and exhibits a relative density of 98.8%, a room-temperature flexural strength of 420 MPa, a fracture toughness of 3.69 $\text{MPa m}^{1/2}$ and a high-temperature (1000 °C) flexural strength of 464 MPa. The formation mechanism of an intragranular microstructure in the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}/\text{ZrO}_2$ ceramic has been proposed.

Key words: $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2/\text{YAG}$ ceramic; phase transition; intragranular microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Ouyang Jiahu, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86414291, E-mail: ouyangjh@hit.edu.cn