

ZrB₂增韧 Al₂O₃陶瓷制备工艺及其对复相陶瓷力学性能影响

苏阳, 王晓民, 李振, 郭丽莉

(营口理工学院 材料科学与工程学院 辽宁省化学助剂合成与分离重点实验室, 辽宁 营口 115014)

摘要: Al₂O₃陶瓷因具有很高的强度和耐蚀性受到广泛关注, 但相对较差的韧性限制了其广泛应用。Al₂O₃陶瓷增韧的方式很多, 本研究采用微米 ZrB₂来增韧氧化铝陶瓷, 探讨复相陶瓷烧结工艺, 并研究工艺参数对复相陶瓷力学性能及韧性的影响。结果表明: 采用单因素法得到2种陶瓷最佳工艺参数分别是, 纯 α -Al₂O₃陶瓷烧结温度为 1500 °C, 成型压力为 450 MPa, 保温时间为 8 h, 球料比为 1/2, 保压时间为 10 min; 20%ZrB₂+80% α -Al₂O₃(质量分数)复相陶瓷烧结温度为 1450 °C, 成型压力为 450 MPa, 保温时间为 8 h, 球料比为 1/2, 保压时间为 10 min。其中成型压力、烧结温度和保温时间对复相陶瓷硬度及致密度影响最大。ZrB₂的加入, 在降低陶瓷烧结温度的同时, 可以将纯 α -Al₂O₃陶瓷的断裂韧性由(5.2±0.3) MPa m^{1/2}提高到(6.7±0.2) MPa m^{1/2}。

关键词: Al₂O₃陶瓷; ZrB₂; 烧结; 工艺参数

中图分类号: TG174.75

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)05-1857-07

Al₂O₃陶瓷是先进陶瓷的代表, 具有高硬度、高熔点、耐热、耐腐蚀和良好的电绝缘性能等一系列优点^[1], 但低韧性、高脆性是其致命的缺点^[2]。近些年来, Al₂O₃基复合陶瓷增韧的相关研究逐渐增加^[3]。主要是在亚微米或微米级 Al₂O₃基体中加入纳米 ZrO₂颗粒, 通过烧结形成晶间型或内晶型结构, 来提高断裂韧性^[4-6]。由于制备方法不同, 产生的结果也不相同。如桂凯旋等^[7]通过添加 30vol%的碳纤维, 在 1700 °C下通过SPS制备的 ZrB₂-SiC的断裂韧性从 5.68 MPa m^{1/2}提高到 6.04 MPa m^{1/2}。Zheng等^[8]通过爆炸合成法制备了 Al₂O₃/ZrO₂复合共晶陶瓷, 并测定了陶瓷的维氏硬度为 17.7 GPa、断裂韧性为 10.3 MPa m^{1/2}。Ma等^[9]采用真空烧结烧炉在 1550 °C下烧结的 ZrO₂/Al₂O₃复相陶瓷的断裂韧性为 7.9 MPa m^{1/2}。

近些年来, 虽然 ZrO₂增韧 Al₂O₃复相陶瓷已经成为一个成熟的增韧增强陶瓷体系, 但存在烧结温度较高且烧结方法较苛刻的缺点。因此, 如何通过调整传统烧结工艺在较低温度下获得高韧性复相陶瓷, 成为了复相陶瓷研究的热点之一。本研究采用 Al₂O₃陶瓷为基体, 微米 ZrB₂颗粒为增韧补强相, 使用已有的简单设备, 制备出 20%ZrB₂/Al₂O₃高韧性复相陶瓷, 探讨烧结工艺参数对陶瓷力学性能及韧性的影响。

1 实验

1.1 复相陶瓷制备过程

用球磨机混合 α -Al₂O₃ (粒径小于 200 nm, 国药集团) 和 ZrB₂ 粉末 (粒径小于 10 μ m, 兰州理工大学), 加入的 ZrB₂ 质量分数为 5%, 10%, 15% 和 20%, 混合时间 8 h。混合后的粉体过 250 μ m(60目)的筛子, 在干燥箱中干燥 2 h 后, 采用南通产的国龙四柱万能液压机在 450 MPa 压力下成型, 成型模具直径为 24, 16 mm, 材质为模具钢, 保压时间为 2~10 min; 成型原理如图 1 所示。在快速升温箱式电炉中烧结, 烧结温度范围为 1450~1600 °C, 保温时间范围为 6~12 h。

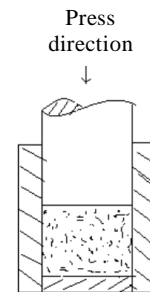


图1 成型原理示意图

Fig.1 Schematic of forming principle

收稿日期: 2021-06-17

基金项目: 国家重点研发计划 (2020YFC1909300); 辽宁省教育厅项目 (L2019002); 营口理工学院创新团队项目 (TD201901)

作者简介: 苏阳, 男, 1997年生, 硕士生, 营口理工学院材料科学与工程学院, 辽宁 营口 115014, 电话 0417-3588588, E-mail: ty.com.cn@126.com

最后按不同工艺类型进行恒速升温多阶段小保温常压烧结, 升温速度为 10 °C/min, 小保温时间为 30 min。本实验所采用的烧结制度制备 ZrB₂/α-Al₂O₃ 复合材料所使用的不同之处在于烧结过程中多了几个阶段的小保温过程。多阶段烧结制度示意图如图 2 所示。

1.2 陶瓷性能测试方法

1.2.1 致密度测试

采用阿基米德原理对 α-Al₂O₃ 基复相陶瓷致密度测试具体操作过程为: 在空气中称得试样的质量 M₁, 再称得试样在蒸馏水中的质量 M₂, 同一制备条件下的试样至少测 3 组数据, 另外用温度计记录室温用于判断蒸馏水的密度。根据公式计算试样实际密度和相对密度, 公式如下:

$$M_1 - M_2 = \rho_{\text{蒸馏水}} \cdot V_{\text{排}} \quad (1)$$

式中, M₁—试样在空气中的质量, g; M₂—试样在蒸馏水中的质量, g; ρ_{蒸馏水}—蒸馏水的密度, g/cm³。V_排—试样在蒸馏水中排开的体积, cm³。

从而可得试样在蒸馏水中的体积:

$$V_{\text{排}} = (M_1 - M_2) / \rho_{\text{蒸馏水}} \quad (2)$$

试样的实际密度为:

$$\rho_{\text{实}} = M_1 \rho_{\text{蒸馏水}} / (M_1 - M_2) \quad (3)$$

试样的理论密度计算公式为:

$$\rho_{\text{理}} = \rho_1 W_1 + \rho_2 W_2 + \rho_3 W_3 + \dots + \rho_n W_n \quad (4)$$

式中, W₁, W₂, W₃...W_n—各种单相陶瓷颗粒在复相陶瓷中所占的质量分数; ρ₁, ρ₂, ρ₃...ρ_n—各种单相陶瓷的理论密度, g/cm³。

在本实验中, α-Al₂O₃, ZrB₂ 的理论密度值分别取 3.97, 6.085g/cm³。相对密度为:

$$\rho_{\text{相对}} = \rho_{\text{实}} / \rho_{\text{理}} \quad (5)$$

1.2.2 维氏硬度测试

本研究实验采用维氏硬度法测量材料的维氏硬

度。样品表面经研磨、抛光后用 HBRVU-187.5 型布洛维光学维氏硬度计测定材料的维氏硬度, 压痕荷载根据实际情况选取, 金刚石压头在试样表面带载荷停留 30 s, 在 100 倍光学显微镜下测量裂纹长度和压痕对角线长度。

1.2.3 断裂韧性测试

本实验研究压痕法测量试样的断裂韧性。压痕法公式:

$$K_{IC} = 0.004958(E/H)^{1/2}P/(C^{3/2}) \quad (6)$$

式中, C=0.5L/X; L: 裂纹两对角线平均长度值 (m); X: 目镜倍数; H: 硬度 (MPa); P: 测定显微硬度时的压力 (N); E: 材料弹性模量 (GPa); 将 C=0.5L/X 代入上述公式则可简化为:

$$K_{IC} = 0.014P(E/H)^{1/2}(X/L)^{3/2} \quad (7)$$

2 结果与讨论

实验以纯 α-Al₂O₃ 和 20%ZrB₂+80%α-Al₂O₃ 2 种陶瓷为研究对象, 通过对烧结后得到样品的硬度和致密度 2 组数据来确定工艺参数。

2.1 工艺参数对陶瓷硬度和致密度的影响

2.1.1 烧结温度

实验参数: 粉体球磨时的球料比为 1/2; 球磨时间 8 h; 成型压力 450 MPa; 烧结保温时间 8 h; 成型保压时间 10 min。将所得的样品用维氏硬度计测定硬度, 并用阿基米德法测定样品的致密度, 结果见图 3。

从图中可以看到, 在 1300 °C 前, 2 种陶瓷样品的维氏硬度都随温度升高而缓慢升高; 当温度超过 1300 °C, 2 种样品的维氏硬度均显著升高; 纯 α-Al₂O₃ 陶瓷样品的维氏硬度在 1500 °C 时可达 18000 MPa 以上, 最大值为 18920 MPa(1500 °C), 当温度继续升高时, 硬度基本保持不变, 且硬度明显高于混合粉体制备的陶瓷样品; 由 20%ZrB₂+80%α-Al₂O₃ 烧结而成的陶瓷样品的硬度, 从 1450 °C 时开始达到极值并趋于稳定, 此时最大硬度为 17900 MPa。从致密度的角度看, 无论是纯 α-Al₂O₃ 陶瓷样品还是 20%ZrB₂+80%α-Al₂O₃ 烧结而成的陶瓷样品, 致密度均随温度的升高而升高, 并在 1400 °C 以上达到最大的致密度并保持恒定。由此可见, 2 种陶瓷样品的最佳烧结温度分别为 1500 °C (纯 α-Al₂O₃) 和 1450 °C (20%ZrB₂+80%α-Al₂O₃)。

2.1.2 成型压力

实验参数: 粉体球磨时的球料比为 1/2; 球磨时间 8 h; 烧结温度 1450 °C; 烧结保温时间 8 h; 成型保压时间 10 min。

图 4 给出了成型压力对陶瓷烧结样品维氏硬度和相对密度的影响。从图中可以看出, 当成型压力达到

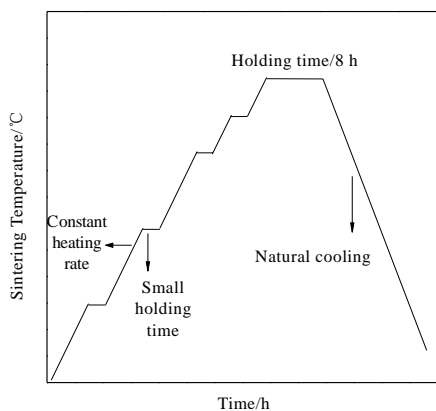


图 2 恒速升温多阶段小保温烧结制度

Fig.2 Constant temperature heating and multi-stage small heat preservation sintering system

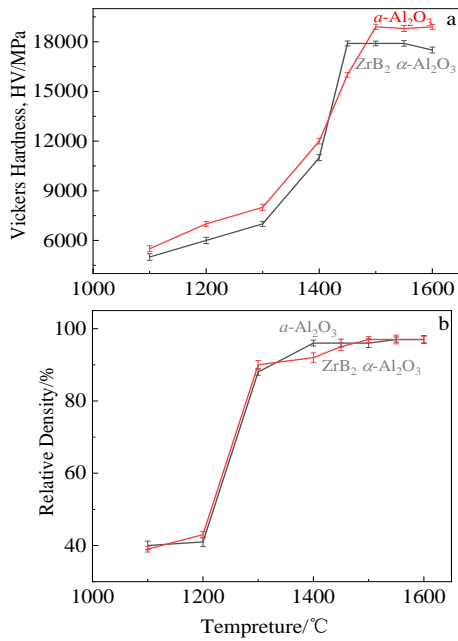


图 3 烧结温度对硬度及致密度的影响

Fig.3 Effect of sintering temperature on hardness (a) and density (b)

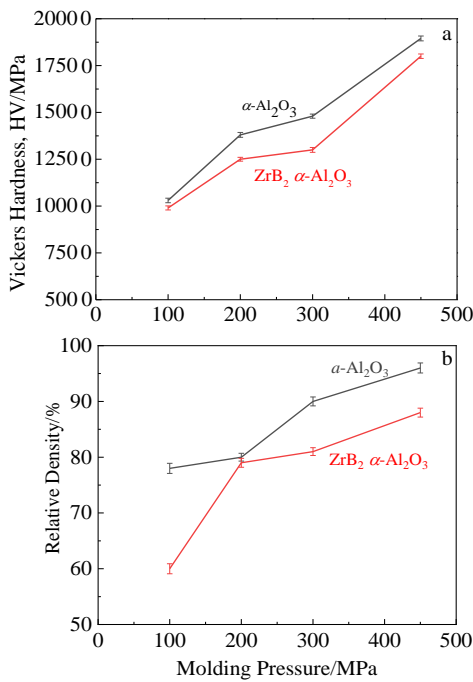


图 4 成型压力对硬度及致密度的影响

Fig.4 Effect of molding pressure on hardness (a) and density (b)

450 MPa 时, 维氏硬度达到了最高值; 同样在 450 MPa 时, 烧结体的致密度也达到 90% 以上, 但纯 α -Al₂O₃ 陶瓷的致密度要明显高于 20%ZrB₂+80% α -Al₂O₃ 复相陶瓷的致密度。原因可能有以下两点: 一是 ZrB₂ 粉体粒

度大于 α -Al₂O₃ 粉体粒度且形状不规则, 粉体在球磨及压力成型阶段可能存在微观孔隙等缺陷, 导致致密性较纯 α -Al₂O₃ 粉体差; 二是成型压力较小, 不足以将 ZrB₂ 和 α -Al₂O₃ 粉体压实紧密, 同时, ZrB₂ 粉体的硬度较大, 较小的压力不能将大块的 ZrB₂ 颗粒粉碎压实致密, 故烧结后 ZrB₂ 和 α -Al₂O₃ 复相陶瓷的致密度较低。

2.1.3 球磨时间

实验参数: 粉体球磨时的球料比为 1/2; 成型压力 450 MPa; 烧结温度 1450 °C; 烧结保温时间 8 h; 成型保压时间 10 min。球磨时间关系到混料的均匀程度和粉体的粒度, 这对烧结体的力学性能影响较大。图 5 给出了球磨时间对陶瓷烧结样品维氏硬度和相对密度的影响。从图中可以看出, 2 种陶瓷烧结体在球磨 8 h 时, 硬度均达到最大值, 虽然相对密度没有达到最大值, 但继续烧结时, 致密度的变化也不大。因此最佳工艺确定为球磨时间 8 h。

2.1.4 球料比

实验参数: 粉体球磨时间 8 h; 成型压力 450 MPa; 烧结温度 1450 °C; 烧结保温时间 8 h; 成型保压时间 10 min。图 6 给出了球磨料球比对陶瓷烧结样品维氏硬度和相对密度的影响。在图中可见, 当料与球之比达到 2:1 时候, 二者维氏硬度均达到最大, 而随着料的增加, 硬度明显下降, 这可能是由于混料不均匀所致。同时随着料球比的增加, 相对密度也在降低, 与硬度的变化趋势一致。由此可见, 混料的不均, 造成了烧结体致密度的降低, 材料变得松散, 硬度随之下降。

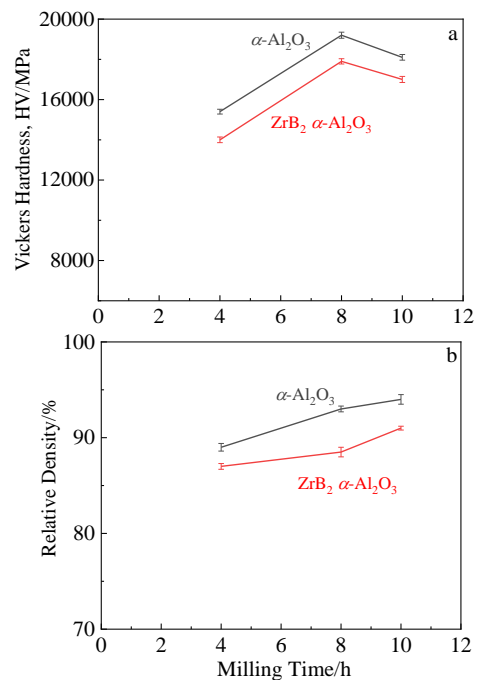


图 5 球磨时间对硬度及致密度的影响

Fig.5 Effect of milling time on hardness (a) and density (b)

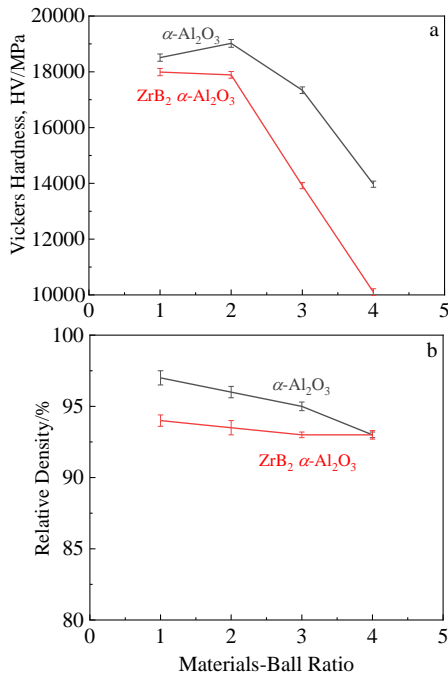


图 6 料球比对硬度及致密度的影响

Fig.6 Effect of materials-ball ratio on hardness (a) and density (b)

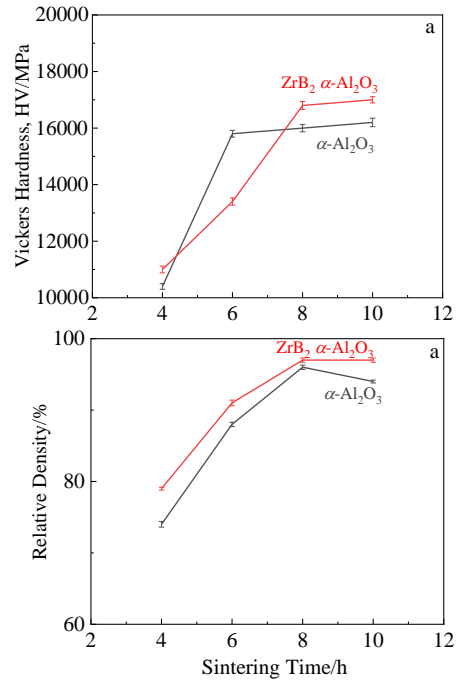


图 7 保温时间对硬度及致密度的影响

Fig.7 Effect of sintering time on hardness (a) and density (b)

2.1.5 烧结保温时间

实验参数: 粉体球磨时间 8 h; 成型压力 450 MPa; 烧结温度 1450 °C; 球磨时料球比 2:1; 成型保压时间 10 min。图 7 给出了保温时间对陶瓷烧结样品维氏硬度和相对密度的影响。随着烧结保温时间的延长, 烧结体的致密度、硬度均呈现增加的趋势。当保温时间超过 8 h, 硬度和致密度变化均不大。因此本实验采用的最佳烧结保温时间为 8 h。

2.2 陶瓷微观结构和断裂韧性

2.2.1 Al_2O_3 陶瓷微观结构

图 8 和图 9 为 Al_2O_3 陶瓷 XRD 图谱和金相照片。从图中可以看出, 在 1500 °C 下烧结的纯 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷样品的质量较差, 扫描电镜照片 (图 10a) 也得到了相同的结果。可能是由于烧结温度不够高导致的不够致密。烧结体晶粒尺寸平均为 200~300 nm。 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷纯度越高, 所需要的烧结温度也越高, 高的烧结温度会导致晶粒快速长大^[10]。图 10b 为 1600 °C 烧结后的微观形貌, 与图 10a 相比, 晶粒尺寸明显增大, 这恰恰佐证了温度越高, 晶粒尺寸越大。图 10b~ 10d 为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷断裂形貌的扫描电镜照片, 从图中可以看出, 断裂方式以晶间断裂为主。

2.2.2 $\text{ZrB}_2/\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷微观结构

由于 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷烧结体的性能不是很好, 需要采用特定的手段加以改善。目前有 2 种方法可以实现:

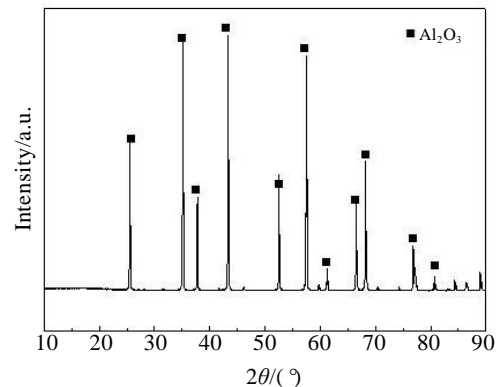


图 8 Al_2O_3 陶瓷 XRD 图谱

Fig.8 XRD pattern of Al_2O_3 ceramic

一是适当升高烧结温度; 二是加入第二相 (如 ZrB_2)。添加第二相的目的是为了获得更好的显微组织结构和良好的机械性能 (如加入 ZrB_2 可以明显改善材料的韧性)。颗粒增韧的主要原因是在陶瓷基体中加入了高弹性模量的第二相粒子, 基体的热膨胀系数和高弹性模量的第二相的热膨胀系数不匹配, 导致断裂应力增加时, 断裂能被部分吸收, 因此才具有增强增韧的双重效果。图 11 是 $\text{ZrB}_2/\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷烧结体的金相显微照片和 XRD 图谱。从图 11a 中可以看到, 烧结前后物质没有发生相变, 因此相变增韧现象是不存在的, 这对陶瓷增韧来说是一大遗憾。图 11b 可以更好地说明情况, 当微米级的颗粒 ZrB_2 加入纳米 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷中,

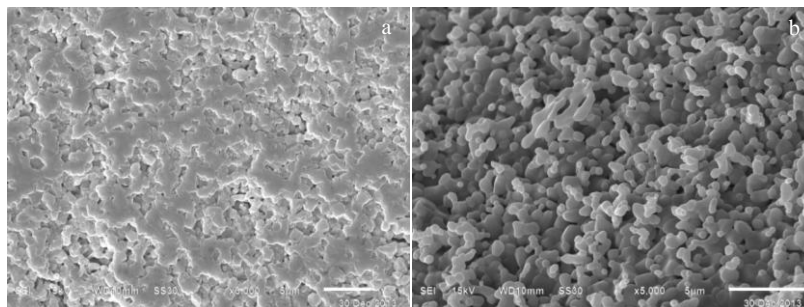


图 9 α - Al_2O_3 陶瓷金相照片

Fig.9 Metallographs of α - Al_2O_3 ceramics: (a) surface morphology, and (b) fracture morphology

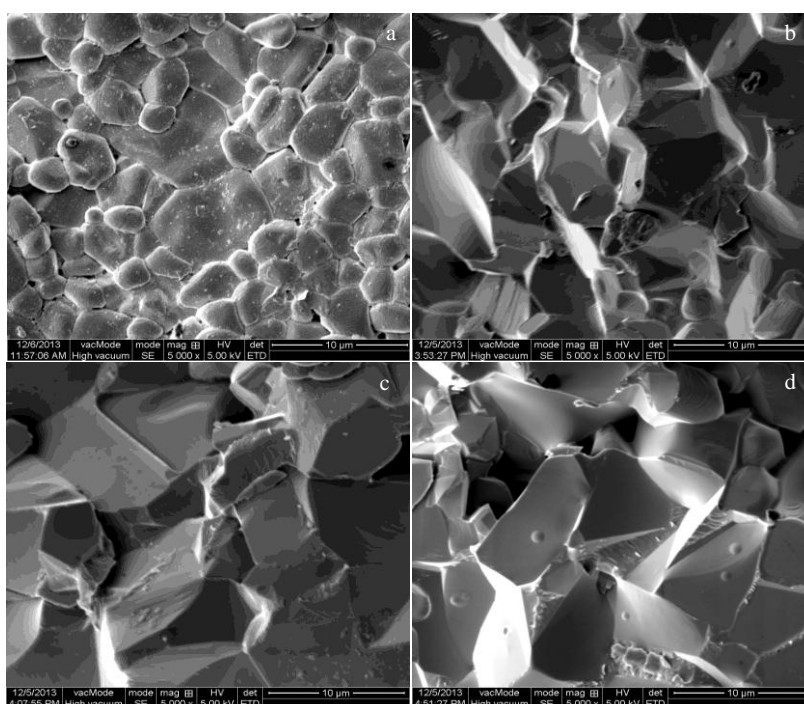


图 10 α - Al_2O_3 陶瓷 SEM 照片

Fig.10 SEM images of α - Al_2O_3 ceramics: (a) sintered at 1500 °C, (b, c, d) fracture morphologies of ceramics at 1600 °C

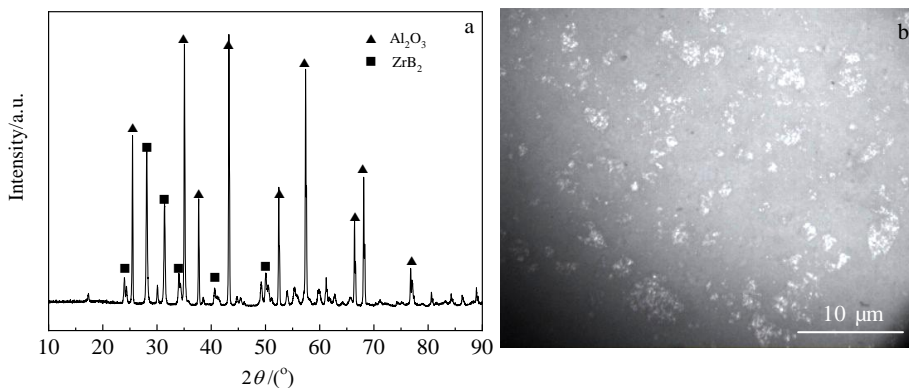


图 11 ZrB_2/α - Al_2O_3 复合陶瓷烧结体的 XRD 图谱和金相照片

Fig.11 XRD pattern (a) and metallograph (b) of ZrB_2/α - Al_2O_3 composite ceramic sintered body

微米 ZrB_2 颗粒并非呈现球形结构,而是多边形块状颗粒且颗粒在基体中分布均匀。图 12a 是复相陶瓷样品的表面 SEM 照片,从图中可以看出,结晶粒子的发展是均匀的球形。晶粒尺寸仅约为 100 nm,比纯氧化铝陶瓷烧结体样品的粒径小^[11]。虽然 ZrB_2 颗粒是呈现不规则的形状且大小不均,但还是很均匀地分布在基体中。图 12b 是复相陶瓷烧结体断裂部位的扫描电镜照片,可见晶粒尺寸均匀,具有较高的致密度。由于 ZrB_2 颗粒的大小以及分散的均匀程度,对整个样品的烧结和断裂均有显著地影响,其结果是:(1)小尺寸的 ZrB_2 颗粒钉扎在基体晶体边界上,抑制了基体晶粒的生长(图 12c,箭头所示为钉扎现象的点)。(2)大粒度 ZrB_2 不仅有效抑制基体晶粒的生长,还能有效阻止和分散裂纹扩展,增加了扩张之路,消耗更多的断

裂能。在图 12d 中箭头所指的穿晶断裂,发生在大的颗粒上。这是因为细小 ZrB_2 粒子钉扎晶界和使晶间结合非常强,迫使裂纹沿较大颗粒的解理面扩展并发生穿晶断裂。它的出现将吸收一部分能量断裂,并极有利于提高材料的断裂韧性。烧结体断裂模式为混合断裂,但以穿晶断裂为主(图 12b)。

2.2.3 陶瓷韧性计算

图 13 给出了纯 $\alpha-Al_2O_3$ 陶瓷和 $ZrB_2/\alpha-Al_2O_3$ 复相陶瓷的压痕图。用压痕法公式 $K_{IC}=0.014P(E/H)^{1/2}(X/L)^{3/2}$ 对纯 $\alpha-Al_2O_3$ 和 $ZrB_2/\alpha-Al_2O_3$ 复合陶瓷烧结体进行韧性强度计算,计算的结果如下:纯 $\alpha-Al_2O_3$ 陶瓷的断裂韧性为 $(5.2\pm 0.3) MPa m^{1/2}$, 低于 $ZrB_2/\alpha-Al_2O_3$ 复相陶瓷的韧性 $(6.7\pm 0.2) MPa m^{1/2}$ 。这一结果进一步证明, ZrB_2 是通过钉扎作用来实现陶瓷增韧。

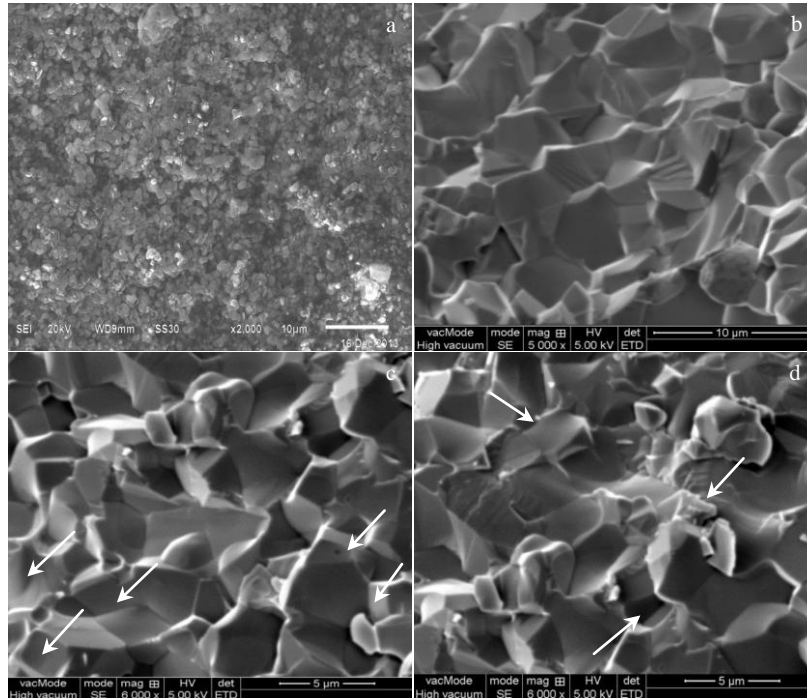


图 12 复相陶瓷样品的表面 SEM 照片和断面形貌

Fig.12 SEM images of surface (a) and cross-sectional morphology (b, c, d) of the multiphase ceramic sample (1450 °C, 8 h)

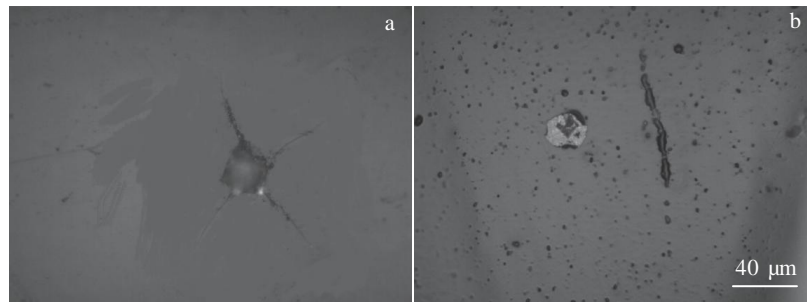


图 13 陶瓷样品的压痕

Fig.13 Indentation of ceramic samples: (a) $\alpha-Al_2O_3$ and (b) $ZrB_2/\alpha-Al_2O_3$

3 结 论

1) 本实验数据得到最佳工艺参数为: 纯 α -Al₂O₃ 陶瓷烧结温度为 1500 °C, 成型压力为 450 MPa, 保温时间为 8 h, 球料比为 1/2, 保压时间为 10 min; 20%ZrB₂+80% α -Al₂O₃ 复相陶瓷烧结温度为 1450 °C, 成型压力为 450 MPa, 保温时间为 8 h, 球料比为 1/2, 保压时间为 10 min。在此工艺下烧结得到的纯 α -Al₂O₃ 陶瓷最大维氏硬度为 18920 MPa; 20%ZrB₂+80% α -Al₂O₃ 复相陶瓷的最大维氏硬度为 17900 MPa。

2) 常压烧结制备的纯 α -Al₂O₃ 陶瓷微观结构很差, 断裂方式以穿晶断裂为主。断裂韧性为 (5.2±0.3) MPa m^{1/2} (在 1500 °C 以上烧结)。而 ZrB₂/ α -Al₂O₃ 复相陶瓷的断裂韧性可达 (6.7±0.2) MPa m^{1/2} (在 1450 °C 烧结), 明显高于纯 α -Al₂O₃ 陶瓷, 实现了低温烧结可以制备高韧性陶瓷的目的。

3) ZrB₂/ α -Al₂O₃ 复相陶瓷的微观结构优于纯 α -Al₂O₃ 陶瓷。断裂方式为以穿晶断裂为主的混合型断裂。细小的 ZrB₂ 颗粒均匀分布在 α -Al₂O₃ 基体上, 起到钉扎效应, 而且较大的 ZrB₂ 颗粒阻碍了裂纹的扩散, 从而使断裂韧性和微观结构得到改善。

参考文献 References

[1] Wang Xiaomin(王晓民), La Peiqing(喇培清), Wang Bingjun

(王丙军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(7): 1714

[2] Rao Pinggen, Iwasa Mikio, Kondoh Isao. *Journal of Materials Science Letters*[J], 2000, 19: 543

[3] Chen Weiping(陈维平), Han Mengyan(韩孟岩), Yang Shaofeng(杨少峰). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2011(3): 91

[4] Oelgardt C, Anderson J, Heinrich J G. *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2010, 30: 649

[5] Liu Guanwei, Xie Zhipeng, Wu Yin. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2010, 93(12): 4001

[6] Zheng Yongting, Li Hongbo, Zhou Tao *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 551: 475

[7] Gui Kaixuan(桂凯旋), Zhang Qingda(张庆达), Zhu Dongdong(朱冬冬) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(7): 2213

[8] Zheng Y T, Li H B, Zhou T *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 551: 475

[9] Ma W M, Wen L, Guan R G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 477: 100

[10] Zu Yufei, Chen Guoqing, Fu Xuesong. *Ceramics International* [J], 2014, 40: 3989

[11] Konopka K, Oziebło A. *Materials Characterization*[J], 2001, 9(46): 125

Preparation Technology of ZrB₂ Toughened Al₂O₃ Ceramics and Its Effect on the Mechanical Properties of Multiphase Ceramics

Su Yang, Wang Xiaomin, Li Zhen, Guo Lili

(Liaoning Key Laboratory of Chemical Additive Synthesis and Separation, School of Materials Science and Engineering, Yingkou Institute of Technology, Yingkou 115014, China)

Abstract: Al₂O₃ ceramics have received widespread attention due to their high strength and corrosion resistance. However, their wide application is limited due to their relatively poor toughness. There are many ways to toughen Al₂O₃ ceramics. This research used micron ZrB₂ to toughen alumina ceramics, discussed the sintering process of multiphase ceramics, and studied the influence of process parameters on the mechanical properties and toughness of the multiphase ceramics. The results show that the best process parameters of pure α -Al₂O₃ ceramics and multiphase ceramics obtained by the single factor method are as follows: for the pure α -Al₂O₃ ceramic, sintering temperature of 1500 °C, molding pressure of 450 MPa, holding time of 8 h, ball-to-materials ratio of 1/2, and pressure holding time of 10 min; for 20wt%ZrB₂+80wt% α -Al₂O₃ multiphase ceramic, sintering temperature of 1450 °C, molding pressure of 450 MPa, holding time of 8 h, ball-to-materials ratio of 1/2, and pressure holding time of 10 min. Among them, the molding pressure, sintering temperature and holding time have the greatest influence on the hardness and density of the multiphase ceramics. The addition of ZrB₂ can increase the fracture toughness of pure α -Al₂O₃ ceramics from (5.2±0.3) MPa m^{1/2} to (6.7±0.2) MPa m^{1/2} while lowering the ceramic sintering temperature.

Key words: Al₂O₃ ceramics; ZrB₂; sintering; process parameters

Corresponding author: Wang Xiaomin, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Yingkou Institute of Technology, Yingkou 115014, P. R. China, Tel: 0086-417-3588588, E-mail: wangxm@yku.edu.cn