

文章编号: 1004 - 0609(2005)04 - 0524 - 07

YAG 引入方式对碳化硅陶瓷烧结特性、 力学性能及结构的影响^①

郭兴忠¹, 杨 辉¹, 王建武¹, 高黎华², 李祥云²

(1. 浙江大学 纳米科学与技术中心, 杭州 310027;

2. 浙江东新密封材料有限公司, 乐清 325604)

摘 要: 采用溶胶-凝胶法和机械共混法分别引入烧结助剂 YAG($Y_3Al_5O_{12}$) 和 $Al_2O_3 + Y_2O_3$ 制备复合粉体, 经过无压液相烧结制备碳化硅陶瓷材料, 分析了烧结助剂引入方式对碳化硅陶瓷烧结、性能及结构的影响机制。研究表明, 在 1950 °C 烧结 45 min 时, 机械共混法制备的复合粉体可以获得较好的烧结性能, 陶瓷具有较好的力学性能和显微结构, 而溶胶-凝胶法制备的复合粉体则存在过烧。经烧结工艺优化, 溶胶-凝胶法制备的复合粉体在 1860 °C 烧结 1 h 后, 陶瓷可以获得更优的烧结性能、力学性能及更理想的显微结构。复合粉体中 YAG 相的提前形成及均匀分布促进复合粉体的快速致密, 降低烧结温度, 改善陶瓷的力学性能及显微结构。细晶、裂纹偏转和晶粒桥联是碳化硅陶瓷的主要增韧机制。

关键词: 碳化硅; 陶瓷; $Y_3Al_5O_{12}$; 溶胶-凝胶法; 性能; 结构

中图分类号: TB 332

文献标识码: A

Effects of adding methods of YAG on sintering behaviour, mechanical properties and microstructure of SiC ceramic

GUO Xing-zhong¹, YANG Hui¹, WANG Jian-wu¹, GAO Li-hua², LI Xiang-yun²

(1. Center of Nano-Science and Nano-Technology, Zhejiang University,

Hangzhou 310027, China;

2. Zhejiang Dongxin Sealing Materials Co. Ltd., Yueqing 325604, China)

Abstract: SiC composite powders were respectively synthesized by sol-gel method and mechanical mixing method, and were pressureless liquid-phase sintered to prepare silicon carbide ceramic. The effects of adding methods on the sintering behaviour, mechanical properties and microstructure of silicon carbide ceramic were analyzed. The results show that at the sintering temperature of 1950 °C, silicon carbide ceramic, with SiC/($Al_2O_3 + Y_2O_3$) composite powder by mechanical mixing method, possesses higher sintering properties, higher mechanical properties and more ideal microstructure than those with SiC/YAG composite powder by sol-gel method, and there exists over-sintering phenomenon in the SiC/YAG composite powder. After optimizing the process, silicon carbide ceramic, sintered at 1860 °C with SiC/YAG composite powder by sol-gel method, can obtain excellent sintering and mechanical properties and perfect microstructure. Formation ahead of sintering and uniform distribution of YAG phase in composite powder can accelerate the densification, decrease sintering temperature and improve mechanical properties and microstructure of silicon carbide ceramic. The fine grains, crack deflexion and grain-bridging are main toughening mechanisms of silicon carbide ceramic.

Key words: silicon carbide; ceramic; $Y_3Al_5O_{12}$; sol-gel method; property; structure

① 基金项目: 浙江省科技计划资助项目(2004C31044)

收稿日期: 2004 - 11 - 05; 修订日期: 2005 - 01 - 18

作者简介: 郭兴忠(1974 -), 男, 讲师, 博士。

通讯作者: 郭兴忠, 博士; 电话: 0571 - 87953313; 传真: 0571 - 87953054; E-mail: gxzh_zju@163.com

碳化硅陶瓷是一种结构陶瓷, 具有高硬度、高强度、耐高温、耐化学腐蚀、高热导率等性能, 广泛应用于各个工业领域^[1~6]。碳化硅陶瓷的烧结、结构及性能与粉体制备、成型、烧结及添加剂等因素密切相关。随着粉体制备、成型及烧结技术的逐步提高, 烧结助剂的引入及其分布在碳化硅陶瓷的制备中显得尤为重要。近几年, 以氧化铝和氧化钇的反应产物($5\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{Y}_2\text{O}_3 = 2\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, 简称 YAG) 为烧结助剂的 SiC/YAG 陶瓷被认为是最有发展前途的碳化硅陶瓷复合材料^[7~12]。复合粉体制备是获得高性能 SiC/YAG 复合陶瓷材料的关键之一。如果复合粉体的全组分均采用化学合成, 则工艺成本太高, 而且很难获得相同的合成条件。如果以 SiC 粉体为基体, 引入烧结助剂制备复合粉体, 那么烧结助剂的引入方式显得尤为关键。目前, YAG 的引入方式主要为机械共混法, 即按一定 $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Y}_2\text{O}_3$ 配比及 Al/Y 摩尔比直接引入 Al_2O_3 和 Y_2O_3 粉体, 与 SiC 粉体进行机械共混, 从而获得复合粉体。该方法虽然操作简单, 但由于密度及粉体粒度差异会导致烧结助剂在 SiC 粉体中分布不均, 降低碳化硅复合粉体的烧结性能, 最终影响陶瓷的力学性能。张宁等^[12]采用化学共沉淀法, 形成 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 和 $\text{Y}(\text{OH})_3$ 的共沉淀产物, 并对 SiC 粉体进行包裹, 干燥后获得 SiC/($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Y}_2\text{O}_3$) 复合粉体, 粉体具有较好的烧结性能。溶胶-凝胶法是一种湿化学法, 具有产品成分均匀、分子水平掺杂、低温合成等优点, 是制备纳米粉末、薄膜、纤维等材料的有效手段^[13~15]。

目前, 尚未有采用溶胶-凝胶法引入烧结助剂制备碳化硅复合粉体及陶瓷材料的研究报道。为此, 本文作者采用溶胶-凝胶法引入烧结助剂 YAG 制备 SiC/YAG 复合粉体, 同时采用机械共混法制备 SiC/($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Y}_2\text{O}_3$) 复合粉体, 比较研究了烧结助剂引入方式对碳化硅陶瓷烧结特性、力学性能及结构的影响机制。

1 实验

1.1 复合粉体及陶瓷制备过程

采用 SiC 粉(平均粒径 $0.86 \mu\text{m}$)、 $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ 、 $\text{Y}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 为原料, 辅助化学试剂有 NH_4OH 、 HCl 、 $(\text{CH}_2)_6\text{N}_4$ 等。复合粉体中 YAG 或 $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Y}_2\text{O}_3$ 的添加量均为 10% (质量分数), Al 和 Y 的摩尔比为 5:3。采用溶胶-凝胶法制备

时, 将 $\text{Y}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 和 $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ 用去离子水配成一定浓度的混合溶液, 在室温下不断搅拌, 同时向混合溶液中缓慢加入适量催化剂 $(\text{CH}_2)_6\text{N}_4$, 调节 pH 值, 搅拌 10 min 得到透明溶胶, 加入 SiC 粉体继续搅拌, 经 $50 \text{ }^\circ\text{C}$ 水浴 15 min 陈化后得到透明凝胶。凝胶在 $80 \text{ }^\circ\text{C}$ 下干燥 24 h 后, 在 $920 \text{ }^\circ\text{C}$ 下热处理 6 h 得到 SiC/YAG 复合粉体。采用机械共混法制备时, 将 Al_2O_3 和 Y_2O_3 按相同配比加入到 SiC 粉体中, 进行机械球磨共混, 制备得到 SiC/($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Y}_2\text{O}_3$) 复合粉体。

复合粉体的成形采用干压预压+冷等静压终压的两步成型法, 干压的压力为 180 MPa, 冷等静压的压力为 250 MPa, 压制后得到相对密度达 60% 的素坯; 将素坯切割成一定尺寸的试样, 放入真空无压烧结炉中, 升至所需温度($1950 \text{ }^\circ\text{C}$ 或 $1860 \text{ }^\circ\text{C}$), 保温 45 min (或 1 h); 随炉冷却后的烧结试样经加工处理后, 获得所需碳化硅陶瓷材料。

1.2 性能测试与结构表征

采用排水法测定陶瓷密封材料的密度和气孔率。采用 XJ10-60 型 X 射线衍射仪分析烧结体的物相组成, 工作电压 35 kV, 工作电流 15 mA。采用 HV-5 型小负荷显微硬度仪测量硬度, 载荷为 100 N。采用 WE-300kN 万能材料试验机测定材料的抗压强度。采用 INSTRON-8501 试验机测定材料的抗弯强度。采用带 PV 9900 型电子能谱分析仪的 JEM 100CX 型扫描电镜分析试样的显微结构和元素组成。

2 实验结果

2.1 烧结特性

在 $1950 \text{ }^\circ\text{C}$ 下烧结 45 min 后, 碳化硅陶瓷的烧结性能列于表 1。从表 1 中看出, 机械共混法制备的烧结体烧结性能较好, 其相对密度较高, 达 96.4%, 显气孔率较低, 为 0.14%; 质量损失率和收缩率较低, 分别为 9.25% 和 17.25%。而溶胶-凝胶法制备的烧结体的各个烧结性能指标都相对较差, 特别是质量损失率和收缩率明显较大, 分别达到了 11.5% 和 22.17%, 这些过烧现象可能是烧结温度过高所致。从烧结性能看出, 采用机械共混法在 $1950 \text{ }^\circ\text{C}$ 下烧结获得的碳化硅复合陶瓷烧结性能较理想。

表 1 碳化硅陶瓷的烧结性能

Table 1 Sintering properties of SiC ceramics

| Manufacture method | Apparent porosity/ % | Bulk density/ (g · cm ⁻³) | Relative density/ % | Mass loss ratio/ % | Contraction/ % |
|--------------------------|----------------------|---------------------------------------|---------------------|--------------------|----------------|
| Mechanical mixing method | 0.14 | 3.2 | 96.4 | 9.25 | 17.25 |
| Sol-gel method | 0.21 | 3.11 | 93.7 | 11.5 | 22.17 |

Sintering temperature: 1950 °C; sintering time: 45 min.

2.2 XRD 分析

图 1 所示是采用溶胶-凝胶法和机械共混法制备的碳化硅烧结体的 XRD 图。从图 1 可看出, 主晶相为 SiC, 次晶相都为 YAG(Y₃Al₅O₁₂), 没有其它杂相出现, 说明机械共混法引入的 Y₂O₃ 和 Al₂O₃ 也形成了低共熔 YAG 相。与机械共混法相比, 溶胶-凝胶法制备的烧结体的 SiC 特征峰强度降低, 这可能是 SiC 与 YAG 发生激烈反应挥发所致; 但 YAG 特征峰较多, 说明 YAG 相在碳化硅陶瓷中的分布更为均匀。

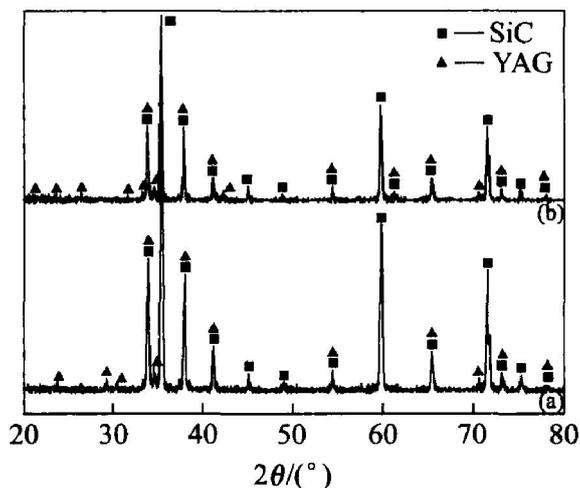


图 1 碳化硅陶瓷的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of SiC ceramics

(Sintering temperature: 1950 °C; sintering time: 45 min)

(a) —Mechanical mixing method; (b) —Sol-gel method

2.3 力学性能

作为一种精细陶瓷材料, 碳化硅的力学性能是满足应用领域要求的主要指标。碳化硅陶瓷的硬度、强度、断裂韧性如表 2 所示。从表 2 中看出, 碳化硅陶瓷的力学性能都比较高, 在相同烧结温度下制备的机械共混法获得的碳化硅材料的力学性能明显好于溶胶-凝胶法的。

2.4 显微结构

碳化硅陶瓷表面与断面的显微结构如图 2 和图 3 所示。从图 2 可看出, 在相同烧结温度下, 机械共混法制备的陶瓷表面比较致密, 基本没有孔洞或缝隙出现, 但表面存在晶须和微裂纹, 且局部出现液相(箭头所指黑色部分), 这主要是烧结助剂分布不均匀所致。溶胶-凝胶法制备的陶瓷致密性较差, 出现缝隙或孔洞(箭头所指), 但表面分布还比较均匀。从图 3 可看出, 碳化硅陶瓷断面比较致密, 析晶程度比较完整, 晶体呈等柱状, 断裂方式为沿晶断裂。相比之下, 机械共混法制备的碳化硅陶瓷显微结构缺陷较少, 致密度较高, 晶粒尺寸较小, 主要分布在 1~3 μm, 但局部出现异常长大晶粒(箭头所指灰色部分)。而溶胶-凝胶法制备的碳化硅陶瓷的晶粒粗大、孔隙多且大(箭头所指), 但晶粒度分布比较均匀, 晶粒尺寸为 2~4 μm。从显微结构可以看出, 1950 °C 的烧结温度对于机械共混法制备的复合粉体来说比较适宜, 而对于溶胶-凝胶法制备的复合粉体则有些过烧。

2.5 溶胶-凝胶法制备复合粉体的烧结工艺优化

通过优化烧结工艺, 采用溶胶-凝胶法引入烧结助剂制备的复合粉体的适宜烧结温度为 1860 °C, 烧结时间为 1 h, 最终制备得到性能优越的碳化硅陶瓷材料。该碳化硅复合陶瓷的综合性能为: 体积密度 3.25 g/cm³, 相对密度达 97.1%, 显气孔率则很低(为 0.05%), 硬度达 31 GPa, 断裂韧性 5.7 MPa · m^{1/2}, 弯曲强度 486 MPa, 抗压强度 1606 MPa。

陶瓷的断面结构如图 4 所示。从图 4 可以看出, 工艺优化后碳化硅断面结构更为致密, 晶粒尺寸更小, 主要分布在 0.5~2 μm, 断裂方式为沿晶断裂, 有明显的晶粒“拔出”现象。从陶瓷的晶界及能谱分析(图 5)看出, 烧结样的晶界较为干净, 在晶界上存在一定厚度或晶粒度的 YAG 相, 说明 YAG 对 SiC 晶粒有相对弱的润湿性, 从而集聚在晶粒与晶粒的三晶结合区内。

表 2 碳化硅陶瓷的力学性能

Table 2 Mechanical properties of SiC ceramics

| Manufacture method | Hardness/ GPa | Fracture toughness/ (MPa · m ^{1/2}) | Bending strength/ MPa | Compressive strength/ MPa |
|--------------------------|---------------|---|-----------------------|---------------------------|
| Mechanical mixing method | 27.7 | 5.2 | 455 | 1600 |
| Sol-gel method | 25.5 | 4.9 | 437 | 1558 |

(Sintering temperature: 1950 °C; sintering time: 45 min)

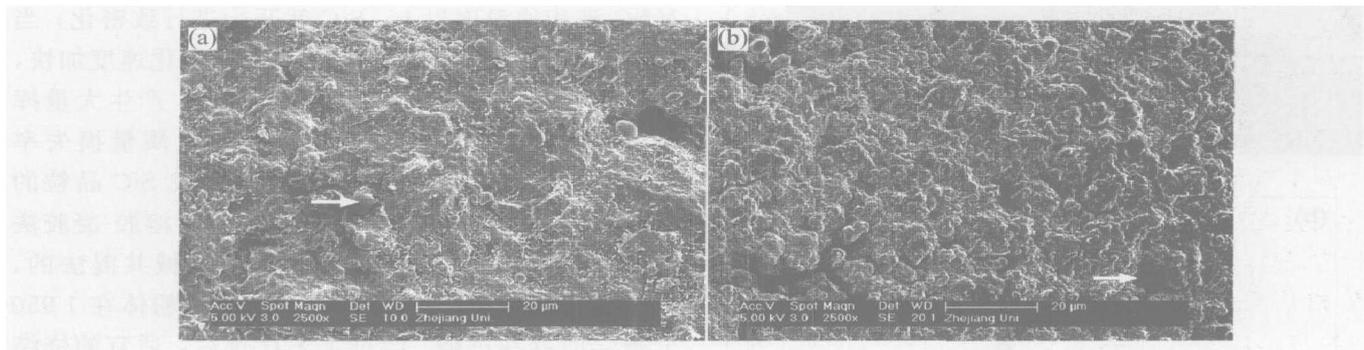


图 2 碳化硅陶瓷表面的 SEM 照片

Fig. 2 SEM images of surface of SiC ceramics

(sintering temperature: 1950 °C; sintering time: 45 min)

(a) —Mechanical mixing method; (b) —Sol-gel method

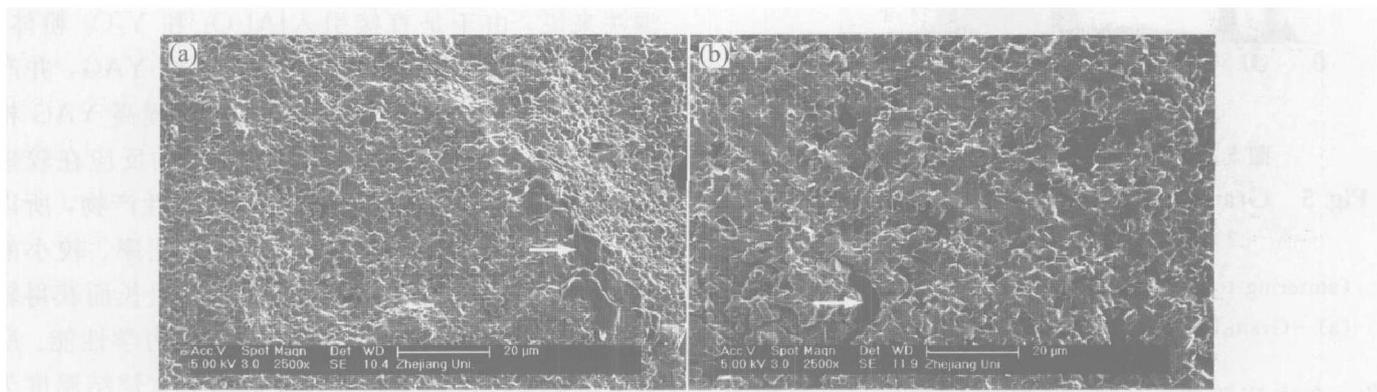


图 3 碳化硅陶瓷断面的 SEM 照片

Fig. 3 SEM images of fracture of SiC ceramics

(sintering temperature: 1950 °C; sintering time: 45 min)

(a) —Mechanical mixing method; (b) —Sol-gel method

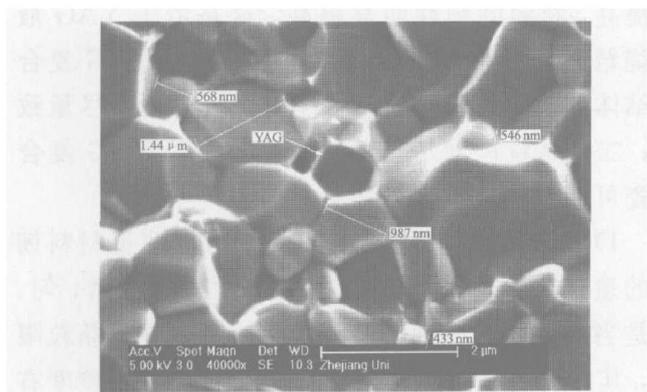


图 4 工艺优化后碳化硅陶瓷断面的 SEM 照片

Fig. 4 SEM images of fracture of SiC ceramic after optimizing process

(sintering temperature: 1860 °C; sintering time: 1 h)

3 讨论

3.1 添加剂对复合粉体烧结的影响

液相烧结是一种重要的致密化方法, 其烧结温度低, 能够制备显微结构可控和性能优越的陶瓷复合材料。液相烧结要求烧结必须有液相存在、固相被液相很好浸润及固相在液相中有一定的溶解度^[16]。添加剂对液相烧结的影响主要体现在添加剂数量及均匀性方面^[16]。在添加量一定时, 添加剂对液相烧结的影响主要为添加剂在 SiC 基体中的分布均匀性。许多学者^[6-12]的研究表明, 在持续液相烧结过程中, 所形成的液相越均匀越有助于致密

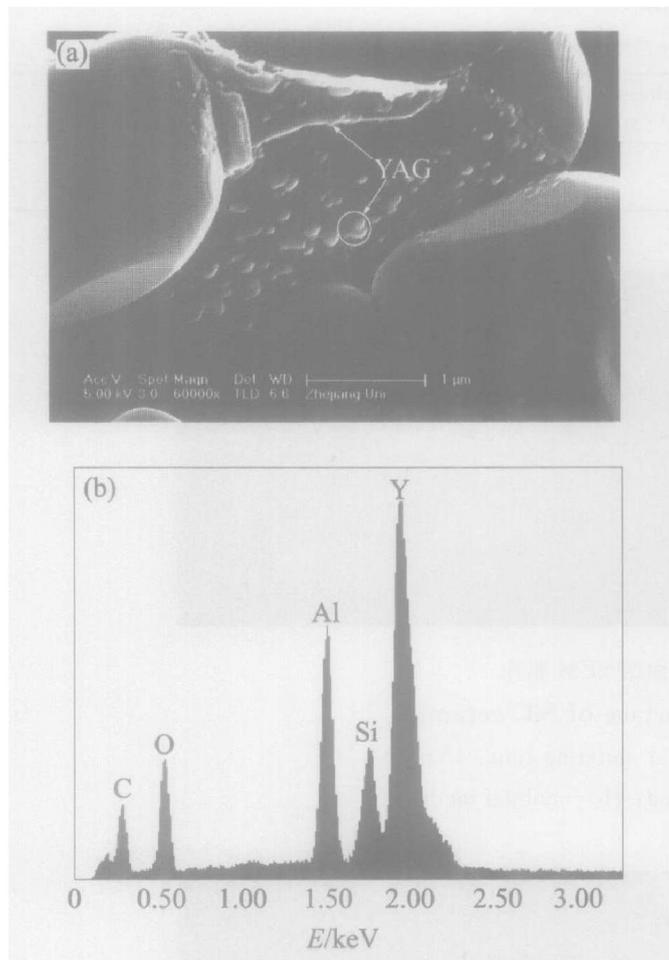


图 5 碳化硅陶瓷晶界形貌及能谱分析

Fig. 5 Grain boundary morphology and its EDS analysis of SiC ceramic

(sintering temperature: 1 860 °C; sintering time: 1 h)

(a) —Grain boundary morphology; (b) —EDS analysis

化。在本实验中，YAG 的添加量为 10%，采用溶胶-凝胶法作为 YAG 引入方式时，无机盐进行水解、聚合后，凝胶呈网状结构。在溶胶形成后，加入 SiC 粉体，凝胶在 SiC 颗粒表面进行包裹，这种包裹使 YAG 相在 SiC 粉体中的分布非常均匀，保证液相在烧结期间的均匀分布，从而获得很好的烧结性能。这种引入方式克服了机械共混法带来的分布不均问题，且与共沉淀法^[12]比较，可以在更低的热处理温度(920 °C)下获得 YAG 颗粒细小、分布均匀的 SiC/YAG 复合粉体，有利于加快致密化程度。

3.2 烧结温度对复合粉体烧结的影响

烧结制度主要包括烧结温度、烧结时间、升温降温速度、烧结气氛等因素^[6,12]。在这些因素中烧结温度的影响最大，较高的烧结温度有利于增加液相分数，降低液相粘度；提高固相的扩散速度、润湿性及其在液相中的溶解度；且界面的偏析也较

少，这些都有利于提高致密化速度。但烧结温度过高，会造成晶粒尺寸的生长速度增加，过量的液相也会使烧结体变形。在本实验中，当烧结温度为 1 950 °C 时，高于 YAG 的液相线温度(1 760 °C)^[6]，复合粉体可以实现液相烧结。由于在溶胶-凝胶法制备的 SiC 复合粉体中 YAG 单相已经存在，在 YAG 液相线温度以上，SiC 就开始进行致密化；当烧结温度升高到 1 950 °C 时，虽然致密化速度加快，但这些液相容易与 SiC 发生激烈反应，产生大量挥发，表现在烧结体中气孔大、收缩及质量损失率高，见表 1。而且较高烧结温度也造成 SiC 晶粒的较快生长，从图 2 和 3 可以明显看出，溶胶-凝胶法引入 YAG 相的晶粒尺寸明显高于机械共混法的。这些结果说明溶胶-凝胶法制备的复合粉体在 1 950 °C 烧结时存在过烧。经过工艺优化后，适宜的烧结温度为 1 860 °C，在此温度下，碳化硅陶瓷显示出优越的烧结性能、力学性能及细晶、致密的显微结构。这表明溶胶-凝胶法制备的复合粉体的烧结温度降低，制品的性能及结构得到改善。对于机械共混法来说，由于是直接引入 Al₂O₃ 和 Y₂O₃ 粉体，在 1 760 °C 以上，才开始发生反应生成 YAG，并产生液相进行致密化，较高的温度才能提高 YAG 相的生成量，促进致密化速度，与 SiC 的反应在较短的烧结时间内也很难产生大量的挥发性产物，所以在 1 950 °C 烧结后，可以获得较低气孔率、较小的收缩率和质量损失率，晶粒不会过分生长而获得较理想的显微结构，从而获得较理想的力学性能。所以，机械共混法制备的复合粉体的适宜烧结温度为 1 950 °C。

3.3 碳化硅陶瓷的增韧机制

液相烧结使 SiC/YAG 陶瓷的烧结性能得到很大提高，材料的韧性明显提高，这是由于 YAG 液相烧结独特的增韧机理所致。衡量 SiC/YAG 复合烧结体的质量有两个条件：一是气孔率低，尽量致密；二是晶粒尺寸尽可能小^[17, 18]。SiC/YAG 复合陶瓷可能有以下 3 种增韧机制：

1) 显微结构。提高陶瓷材料强度、改进材料韧性的途径之一就是提高晶体的完整性，细、密、匀、纯是当今陶瓷的发展方向。如果起始裂纹受晶粒限制，其尺度与晶粒度相当，则脆性断裂与晶粒度有直接关系。气孔多存在于晶界上，往往会发展成开裂源，从而降低材料的负载能力和断裂强度。从碳化硅复合陶瓷的 SEM 照片(图 3)看出，YAG 液相烧结的烧结材料的断面晶粒细小、且呈等轴状，由

于细晶材料晶界比例大, 沿晶界破坏时, 裂纹的扩展迂回曲折, 晶粒愈细, 此路程愈长; 而且晶粒愈细, 初始裂纹尺寸就愈小, 从而提高了其临界应力。这种显微结构产生明显的增韧效果, 使液相烧结碳化硅陶瓷获得更为理想的烧结性能、断裂韧性及显微结构。

2) 裂纹偏转。微裂纹的形成主要是由于基体 SiC 晶粒与第二相 YAG 的热膨胀系数和弹性模量不同, 导致样品经冷却收缩后在三晶结合区产生残余应力场, 在外力的作用下, 导致界面微开裂, 并扩展至相邻的两晶界。微裂纹的产生耗散了主裂纹的驱动能, 起到了钝化主裂纹尖端的作用, 这个过程被称作应力诱导微裂纹增韧^[16, 19]。此外, 在微裂纹形成的同时还将引起体积膨胀, 导致过程区内材料模量的下降, 从而引起主裂纹前端的弹性性能松弛和应力再分布, 使应力和应变呈现非线性效应, 即在应力消除后将产生一个残余应变。作用区内这种应力应变滞后现象, 进一步降低了裂纹尖端承受的应力强度, 耗散了裂纹扩展能, 从而产生一个稳态增韧量。裂纹一般沿晶偏转, 扩展的途径较为曲折, 为典型的沿晶断裂方式, 通过裂纹的偏转延长了裂纹传播的路径, 增加了裂纹扩展的阻力, 从而提高了材料的韧性。

3) 晶粒桥联。从高分辨扫描电镜(图 4)分析可见, 两晶粒间的界面较为清晰和清洁, 无玻璃相残留, 说明 SiC 晶粒间具有高的固/固界面结合能, 另外也表明 YAG 液相对 SiC 晶粒有相对较弱的润湿性, 导致较弱的界面结合, YAG 液相最终结晶并富集在三个晶粒结合区, 从而产生一种晶粒桥联增韧作用, 提高材料的韧性。

4 结论

1) 在 1950 °C 的烧结温度下, 机械共混法制备的复合粉体可以获得较高的烧结性能, 所制备的陶瓷具有较好的力学性能及较理想的显微结构, 而溶胶-凝胶法制备的复合粉体则存在过烧。

2) 通过工艺优化, 降低溶胶-凝胶法制备的复合粉体的烧结温度(1860 °C), 适当延长烧结时间(1 h), 可制备出性能更为优越、组织结构更为致密的碳化硅陶瓷材料。

3) 复合粉体中 YAG 相的提前形成及均匀分布促进了复合粉体的快速致密化, 降低了烧结温度, 改善了陶瓷的性能和显微结构。

4) 细晶、裂纹偏转和晶粒桥联是碳化硅陶瓷的

主要增韧机制。

REFERENCES

- [1] Izhevskiy V A, Genova L A, Bressiani A H A. Microstructural and properties tailoring of liquid phase sintered SiC[J]. *International Journal of Refractory Metal & Hard Materials*, 2001, 19: 409 - 407.
- [2] 李冬云, 乔冠军, 金志浩. SiC/BN 层状陶瓷的阻力曲线行为[J]. *中国有色金属学报*, 2003, 13(4): 944 - 948.
LI Dong-yun, QIAO Guanjun, JIN Zhihao. R-curve behavior of SiC/BN laminated ceramic[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2003, 13(4): 944 - 948.
- [3] Jensen R J, Luecke W E, Padture N P. High-temperature properties of liquid phase sintered α -SiC[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 282: 109 - 114.
- [4] Pixecker G, Biswas K, Rosinus A. Fracture properties of SiC ceramics with oxynitride additives[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2002, 22: 2669 - 2675.
- [5] Magnani G, Minocari G L, Pilotti L. Flexural strength and toughness of liquid phase sintered silicon carbide[J]. *Ceramics International*, 2000, 26: 495 - 500.
- [6] Zhou Y, Hirao K, Watari K. Thermal conductivity of silicon carbide densified with rare earth oxide additives[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2004, 24: 265 - 270.
- [7] Samanta A K, Dhargupta K K, Ghatak S. Decomposition reactions in the SiC-Al₂O₃-O system during gas pressure sintering[J]. *Ceramics International*, 2001, 27: 123 - 133.
- [8] Ortiz A L, Muñoz Bernabé A, Borrero-López O. Effect of sintering atmosphere on the mechanical properties of liquid phase sintered SiC[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2004, 24: 3245 - 3249.
- [9] HUANG Z H, JIA D C, ZHOU Y. A new sintering additive for silicon carbide ceramic[J]. *Ceramics International*, 2003, 29: 13 - 17.
- [10] SHE J H, Ueno K. Effect of additive content on liquid phase sintering on silicon carbide ceramics[J]. *Materials Research Bulletin*, 1999, 34(10/11): 1629 - 1636.
- [11] Biswas K, Rixecker G, Wiedmann L. Liquid phase sintering and microstructure-property relationships of silicon carbide ceramics with oxynitride additives[J].

- Materials Chemistry and Physics, 2001, 67: 180 - 191.
- [12] 张宁, 茹红强. SiC/YAG 陶瓷复合粉体的烧结行为和力学性能[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2002, 23(7): 667 - 670.
- ZHANG Ning, RU Hong-qiang. Sintering behavior and mechanical properties of the powder mixtures of SiC/YAG ceramic[J]. Journal of Northeastern University (Natural Science), 2002, 23(7): 667 - 670.
- [13] Bigi A, Boanini E, Rubini K. Hydroxyapatite gels and nanocrystals prepared through a sol-gel process [J]. Journal of Solid State Chemistry, 2004, 177: 3092 - 3098.
- [14] Barrow D A, Petroff T E, Sayer M. Thick ceramic coatings using a sol-gel based ceramic-ceramic 0 - 3 composite[J]. Surface and Coatings Technology, 1995, 76 - 77: 113 - 118.
- [15] Towata A, Hwang H J, Yasuoka M. Preparation of polycrystalline YAG/alumina composite fibers and YAG fiber by sol-gel method[J]. Composites: Part A, 2001, 32: 1127 - 1131.
- [16] Brook J R. Processing of Ceramics Part[M]. Beijing: Science Press, 1999.
- [17] 陈忠明, 谭寿洪. 原位增强 SiC 陶瓷[J]. 无机材料学报, 1997, 12(2): 195 - 199.
- CHEN Zhong-ming, TAN Shou-hong. In-situ reinforced SiC ceramic[J]. Journal of Inorganic Material, 1997, 12(2): 195 - 199.
- [18] 黄政仁, 赵诚宰. 原位增韧 SiC-YAG 复相陶瓷的致密化[J]. 无机材料学报, 1999, 14(5): 726 - 732.
- HUANG Zheng-ren, ZHAO Cheng-zai. Densification of in-situ toughened SiC-YAG composite[J]. Journal of Inorganic Material, 1999, 14(5): 726 - 732.
- [19] 张军国, 金宗哲. 颗粒增韧陶瓷的增韧机制[J]. 硅酸盐学报, 1994, 22(3): 259 - 270.
- ZHANG Jun-guo, JIN Zong-zhe. Toughening mechanisms of particulate composite ceramics[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 1994, 22(3): 259 - 270.

(编辑 袁赛前)