

反应烧结制备 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷及其力学性能研究

胡海龙^{1,2}, 姚冬旭¹, 夏咏锋¹, 左开慧¹, 曾宇平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. 中国科学院大学, 北京 100049)

摘 要: 以两种不同配比 $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ (A, 2:3; B, 3:1, 总量 15 wt%) 为烧结助剂, 通过添加不同质量分数的 SiC 粉体, 反应烧结制备了高强度的氮化硅/碳化硅复相陶瓷。并对材料的相组成、相对密度、显微结构和力学性能进行了分析。结果表明: 在 1700°C 保温 2 h 情况下, 烧结助剂 A 与 B 对应的样品中 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ 相全部转化为 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$; 添加 5wt% SiC, 烧结助剂 A 对应样品的相对密度达到最大值 94.8%, 且抗弯强度为 521.8 MPa, 相对于不添加 SiC 样品的抗弯强度(338.7 MPa)提高了约 54.1%。SiC 能有效改善氮化硅基陶瓷力学性能, 且 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷断裂以沿晶断裂方式为主。

关 键 词: 反应烧结; $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷; 烧结助剂; SiC 含量

中图分类号: TQ174 文献标识码: A

Mechanical Properties of Reaction-bonded $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ Composite Ceramics

HU Hai-Long^{1,2}, YAO Dong-Xu¹, XIA Yong-Feng¹, ZUO Kai-Hui¹, ZENG Yu-Ping¹

(1. State Key Laboratory of High Performance Ceramics and Superfine Microstructures, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China; 2. University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

Abstract: With $\text{Y}_2\text{O}_3:\text{Al}_2\text{O}_3$ (A 2:3; B 3:1 total amount 15wt%) as sintering additives and SiC as the second phase, high flexural strength $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ composite ceramics were prepared *via* nitridation of Si powder. The phase composition, relative density, microstructure as well as mechanical properties were investigated. The experimental results showed that the $\alpha\rightarrow\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ phase transformation could be completed at 1700°C for 2 h with sintering additives A or B. With the sintering additive A and 5wt% SiC addition, the maximum relative density of 94.8% and maximum flexural strength of 521.8 MPa were obtained for the $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ composite ceramics. As compared with the specimen without SiC addition which flexural strength was 338.7 MPa, flexural strength of the above mentioned $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ composite ceramics was improved by 54.1%. SiC powder can effectively improve the mechanical properties of the specimen and the fracture of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ composite ceramics followed the typical intergranular fractural mode.

Key words: reaction-bonded; $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ composite ceramics; sintering additives; SiC content

Si_3N_4 是性能优异的高温结构陶瓷, 具有高强度、高韧性、高热导、抗热震性等优异特点, 广泛应用于航空、机械、化工等领域。SiC 陶瓷具有良好的热稳定性、耐磨性、耐腐蚀性和抗蠕变性, 广泛应用于密封材料、结构器件及高温耐蚀部件

等^[1-3]。通常采用热压烧结^[4-5]、气氛烧结^[6-7]和高温自蔓延烧结^[8]等工艺制备 Si_3N_4 、SiC 及其复相陶瓷。 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷结合了 Si_3N_4 和 SiC 陶瓷两者的特性, 具有抗弯强度高、断裂韧性强、抗氧化性好、耐磨和耐腐蚀性好等优异力学性能。以 Si 粉和 SiC

收稿日期: 2013-09-17; 收到修改稿日期: 2013-11-11

作者简介: 胡海龙(1989-), 男, 硕士研究生. E-mail: dasmeer@mail.ustc.edu.cn

通讯作者: 曾宇平, 研究员. E-mail: yuping-zeng@mail.sic.ac.cn

粉为原料,在 N_2 中通过反应烧结制备 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷^[9-12]是常用的制备方法之一,且反应烧结制备的材料具有净近尺寸烧结的显著特点。

Si_3N_4 和 SiC 由于自身较强的共价键,原子间扩散比较困难,很难在低温下进行烧结,通常需要添加烧结助剂,如金属氧化物 Al_2O_3 和稀土金属氧化物 Y_2O_3 或 Yb_2O_3 等复合烧结助剂与 Si_3N_4 颗粒表面的 SiO_2 形成低熔点氮氧化物,通过液相烧结降低烧结温度促进烧结致密化。烧结过程中,烧结助剂的种类、含量和化学特性以及第二相 SiC 的含量^[9,10,13-16]会影响基体的致密化过程、 Si_3N_4 的相变及 Si_3N_4 晶粒的形貌。本工作选用复相烧结助剂 $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$,通过改变复合烧结助剂 $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ 的配比,考察烧结助剂成分点、亚微米 SiC 粉末的添加量对 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷的反应烧结及后烧结过程中晶相、陶瓷显微结构和力学性能的影响。

1 实验方法

1.1 原料

Si 粉(江苏省沛县天纳源硅材料有限公司),纯度>99.9wt%,粒径 D_{50} 为 $1.3\ \mu\text{m}$; SiC 粉(山东潍坊凯华碳化硅粉有限公司),其 α 相含量>99.4wt%,平均粒径为 $0.5\ \mu\text{m}$; 烧结助剂 Y_2O_3 (上海跃龙有色金属有限公司),纯度>99.99%,平均粒径为 $5.0\ \mu\text{m}$; Al_2O_3 (上海吴淞化肥厂),纯度>99.9wt%,平均粒径 $0.6\ \mu\text{m}$; 高纯 N_2 (纯度>99.9wt%)。

1.2 制备工艺

实验采用 $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合烧结助剂体系,选取 $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ 两种经典比例(wt%): $6\text{Y}_2\text{O}_3\text{-}9\text{Al}_2\text{O}_3$ (A); $11.25\text{Y}_2\text{O}_3\text{-}3.75\text{Al}_2\text{O}_3$ (B),样品分别添加不同量 SiC ,经完全反应烧结后(即 Si 粉进行了充分的氮化反应)得到 SiC 理论含量为 0、5wt%、10wt%、20wt% $\text{SiC}/\text{Si}_3\text{N}_4$ 。经反应烧结和后烧结处理,对应样品分别标记为 A0、A5、A10、A20; B0、B5、B10、B20。只添加烧结助剂 A 并只经反应烧结的样品标记为 A0'。

将 Si 粉、 SiC 粉和烧结助剂按比例称量后倒入塑料球磨罐中,以碳化硅球为球磨介质,以无水乙醇为分散介质,球磨 24 h,然后将所得的浆料烘干过筛($149\ \mu\text{m}$)。称取一定量的混合粉体在 10 MPa 的压力下预压成型,并经过 200 MPa 冷等静压处理得到素坯体,将坯体放入石墨碳管炉氮化反应烧结。待氮化完成后,将样品取出,放入石墨坩埚中,以 Si_3N_4 粉为粉床埋粉烧结,烧结条件为 1700°C ,

保温 2 h, 0.1 MPa N_2 高纯氮气气氛,最终得到 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷。

1.3 性能表征

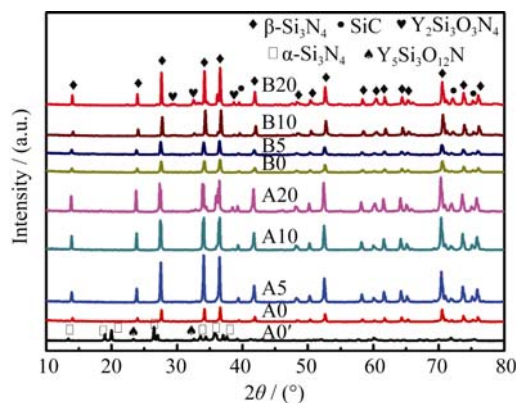
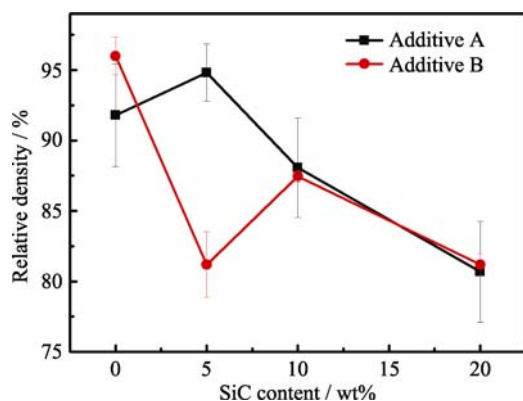
采用阿基米德法测试样品的气孔率和体积密度。采用万能材料试验机(美国 Instron 公司,型号为 5566)测试样品的抗弯曲强度,加载速率为 $0.5\ \text{mm}/\text{min}$,跨距为 30 mm,样品尺寸为 $3\ \text{mm}\times 4\ \text{mm}\times 36\ \text{mm}$,测试试样不少于 3 根。用日本理学电机公司的 D/MAX 型 X 射线衍射仪对烧结产物进行物相分析。用日本 JEOL 公司的 JSM-5690 型扫描电子显微镜观察样品的断口形貌,并利用场发射透射电子显微镜(JEM-2100F)观察样品 A5 的断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷的相组成及密度

图 1 为不同 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷样品的 XRD 图谱。从图 1 可以看出,样品的主相为 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$,并含少量 SiC 及 $\text{Y}_2\text{Si}_3\text{O}_3\text{N}_4$,但没有检测到 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ 。其中反应烧结后的样品 A0'经 XRD 检测以 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ 为主相, $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 为微量相,这说明经 1700°C 保温 2 h 可使 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ 全部转化为 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 。此外,随着 SiC 含量的增加,烧结助剂 A 所对应的烧结体中 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 的峰强呈现出先增强后减弱的趋势,添加 5wt% SiC 的样品中 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 峰强度增强程度最明显;烧结助剂 B 所对应的烧结体中 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 峰强度不断增强,但总体增强程度弱于前者。添加 SiC 的样品中 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 衍射峰强度都高于没有添加 SiC 的样品。烧结助剂 A 比 B 的 Al_2O_3 含量多,可以与 Y_2O_3 相结合形成低温共熔液相 Y-Si-Al-O-N,它与添加的 SiC 共同促进了 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 的生长。Yang 等^[17]研究表明添加 SiC 在相对较低的烧结温度(1600°C 左右)可以促进 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 相转变,这是由于 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒在 $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$ 界面异质形核的结果, SiC 的界面能(几个 J/m^2)高于 Si_3N_4 ($0.3\ \text{J}/\text{m}^2$)。

图 2 显示 SiC 添加量对样品烧结致密化过程的影响,从图中可以看出不同成分复相烧结助剂对应样品的相对密度随 SiC 添加量的变化呈现了不同的变化趋势。烧结助剂 A 对应的烧结体在添加 5wt% SiC 时相对密度达到最大值 94.8%,之后随着 SiC 添加量进一步增大,相对密度逐渐降低。而烧结助剂 B 对应的烧结体在添加 5wt% SiC 时,相对密度达到最小值,远低于对应未添加 SiC 样品的相对密度,继续增大 SiC 添加量,样品的相对密度先增大后降低。结果表明,烧结助剂 A 和 B 对应样品,在 SiC

图 1 不同 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷样品的 XRD 图谱Fig. 1 XRD patterns of different $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ composite ceramics图 2 SiC 添加量对 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷相对密度的影响Fig. 2 Effect of SiC content on the relative density of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ composite ceramics

添加量低于 10wt% 时, 烧结助剂成分的差异对氮化硅陶瓷的烧结过程具有较明显的影响, Al_2O_3 含量越多越易与 Y_2O_3 相结合形成低温液相, 从而有助于烧结体的致密化。当 SiC 添加量大于 10wt% 时, SiC 对烧结体的致密化过程起强烈抑制作用。

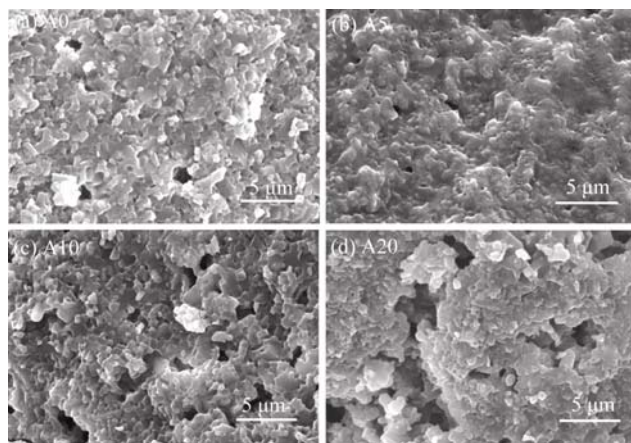
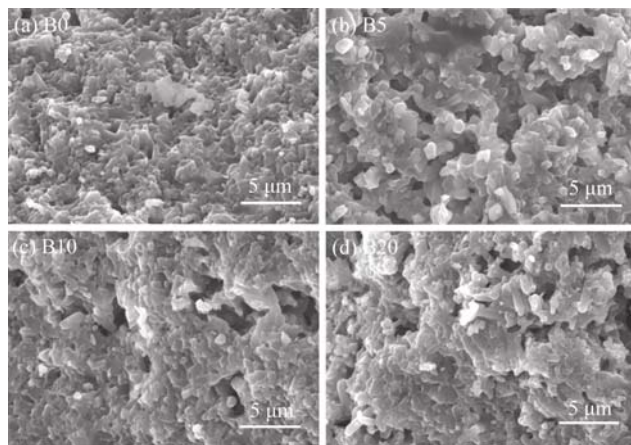
在氮化硅陶瓷的烧结过程中, $\alpha \rightarrow \beta$ 相变及晶粒的生长基于溶解沉淀机理^[18], 通过晶体及晶界表面的四价 Si 离子及三价 N 离子的扩散或者是两者之间的反应来控制。早期研究认为相变过程与晶粒生长没有直接联系, Yang 等^[19]研究发现相变促进晶粒生长和致密化, 而致密化在温度较低时通过晶粒的颈部相互连接实现。并且晶粒生长致密化受烧结助剂的影响, 如 $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ 复合烧结助剂与 Si_3N_4 形成 Y-Si-Al-O-N 液相, 使氮化硅陶瓷烧结充分, 而相转变则几乎不受其影响。Yang 等^[17]研究还发现在相对较低温度时, 添加 SiC 有助于 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒的形核, 这主要是由于 SiC 表面能较高, 使得 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 具有较高的表面能(相对于 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Si}_3\text{N}_4$), 从而在很大程度上提高了 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒的结晶形核率。因此, 本实验在 SiC、烧结助剂 Al_2O_3 与 Y_2O_3 的共同作用下,

$\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 结晶峰强度得以提升。此外, 依据 Al_2O_3 与 Y_2O_3 的相图^[20], 由于烧结助剂 A 的成分点形成低共熔相的温度低于烧结助剂 B, 故同一烧结温度下, 相同 SiC 添加量, 烧结助剂 A 对应烧结体中更易结晶形成 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 。

2.2 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷的显微结构

图 3 是不同 SiC 添加量, 烧结助剂 A 对应 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷的断面 SEM 照片。由于 SiC 的添加及烧结助剂 A 含 Al_2O_3 量较多, 在 SiC 的抑制作用下, 样品 A0、A5、A10、A20 的颗粒中没有明显的 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 柱状晶粒, 样品 A5 的孔隙率最小。

图 4 是不同 SiC 添加量, 烧结助剂 B 对应 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷的断面 SEM 照片。由于烧结助剂 B 所含的 Al_2O_3 量较少, 以 Y_2O_3 含量为主, 所有样品中都出现了不同长径比的柱状 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒, 这

图 3 不同 SiC 添加量, 烧结助剂 A 对应 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷的断面 SEM 照片Fig. 3 SEM fracture surfaces of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ composite ceramics prepared with additive A and different contents of SiC图 4 不同 SiC 添加量, 烧结助剂 B 对应 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷的断面 SEM 照片Fig. 4 SEM fracture surfaces of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ composite ceramics prepared with B additive and different contents of SiC

与 Satio 等^[21]的研究结果相符合。他们的研究表明,在 $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 为定值的情况下,随着 Y_2O_3 含量的增加,烧结熔体的粘度会线性降低,从而促进 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒的生长^[21]。但是随着 SiC 添加量增大,在液相烧结过程中晶粒重排及偏转受阻,致密化过程难以进行,样品中会出现不同程度的空隙。Hirao 等^[22]在研究中发现 Si_3N_4 晶粒的尺寸和长径比对材料的微观结构和力学性能有很大影响。烧结助剂 B 对应样品 B5 与 B20 相比较,其相对密度几乎相同(图 2),显微结构相同,都存在 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒的相互交叠堆积,但样品 B20 的 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒长径比较大,且晶粒相互交叠程度更加明显,故抗弯强度会高于样品 B5。而对于 B5,由于此时 SiC 添加量为 5wt%,此时形成长径比相对较小的 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒,晶粒之间相互交错和桥联导致基体出现了较多的显微孔洞,降低了基体的致密度,最终降低了材料的力学性能。另外,由于样品 B10 相对密度高于 B5 和 B20,故其抗弯强度会较高,这结果符合抗弯强度与孔隙率的理论方程。

图 5 所示为烧结助剂 A 与 B 对应样品 A5 与 B0 的断面 SEM 照片。从图 5 可得知,样品 A5、B0 中都出现了柱状的 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒,样品 B0 颗粒的长径比更大,大约为 3,但样品 A5 颗粒大小分布更加均匀,并有亚微米($0.5\text{ }\mu\text{m}$ 左右)的 SiC 颗粒钉扎于其中,增强了基体,如图 5(a)插图的白色三角形所示。由图 2 显示 A5 的相对密度为 94.8%,B0 的相对密度为 96.0%;由图 6 显示 A5 的抗弯强度为 521.8 MPa, B0 的抗弯强度 373.3 MPa。这说明 SiC 颗粒虽然降低了氮化硅陶瓷基体的致密度,但由于其钉扎作用,增强了基体,反而使抗弯强度得以提高,且 A5 与 B0 样品的断面 SEM 表明,晶粒的断裂模式均以沿晶断裂为主。

2.3 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷的力学性能

氮化硅陶瓷的力学性能取决于显微结构及相对

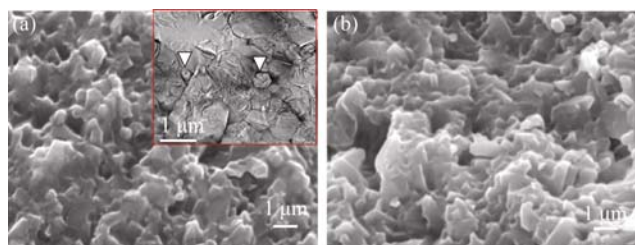


图 5 (a) 烧结助剂 A 对应的烧结体 A5 的 SEM 照片(插图为对应 TEM 照片); (b) 烧结助剂 B 对应的烧结体 B0 的 SEM 照片
Fig. 5 (a) SEM image of fracture surface of the sintered sample A5 (Inset is the corresponding TEM image); (b) SEM image of fracture surface of the sintered sample B0

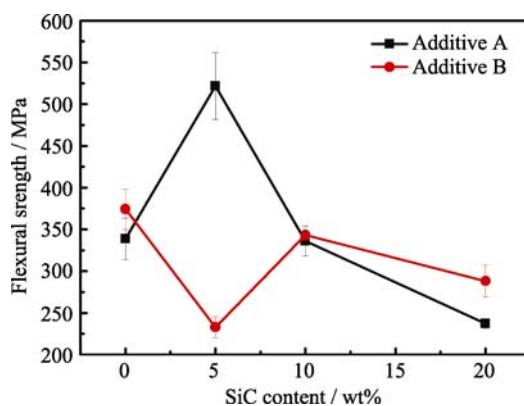


图 6 SiC 添加量对 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷抗弯强度的影响
Fig. 6 Effect of SiC content on the flexural strength of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ composite ceramics with additives A or B

密度,尤其是显微结构中 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒的形貌与尺寸^[23](即长径比的大小)。根据裂纹扩展中晶粒的桥接,晶粒的拔出及偏切化模型,当氮化硅显微结构中高长径比的晶粒数量增多时,将呈现良好的力学性能。另外抗弯强度与相对密度的关系可由以下方程表述^[24]:

$$\sigma = \sigma_0 \exp(-\beta p) \quad (1)$$

其中 σ_0 为孔隙率为 0 时对应的抗弯强度, β 为材料的结构因子, p 为孔隙率。由方程(1)可知,材料的孔隙率越低,即相对密度越高,则材料的抗弯强度越大。

图 6 是 SiC 添加量对 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷抗弯强度的影响,从图中可以看出,随着 SiC 添加量增加,样品的抗弯强度呈现倒“V”型或倒“N”型的变化趋势。添加 5wt% SiC,样品 A5 的抗弯强度达到最大值 521.8 MPa,相对于未添加 SiC 的样品 A0,抗弯强度提高了约 54.1%,此值优于文献[9]报道的 $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ 复相陶瓷最大抗弯强度值。文献[9]采用放电等离子体烧结与反应烧结相结合,不添加烧结助剂,在 SiC 晶须含量为 50wt%时,即 50wt% SiC/ Si_3N_4 的抗弯强度达到 275 MPa。而样品 B5 的抗弯强度达到最小值,随着 SiC 添加量继续增大,样品 B10 的抗弯强度升高至 343.3 MPa(低于不添加 SiC 的样品 B0 的抗弯强度 373.3 MPa),但此抗弯强度仍优于文献[10]的最大抗弯强度(165 MPa 左右)(15wt% SiC/ Si_3N_4 ,采用复合烧结助剂 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}$,且 SiC 为纳米级,45 nm)。由此可看出 SiC 添加量少于 10wt%时, SiC 对烧结体的抗弯强度影响很大。且烧结助剂中 Al_2O_3 含量较多时,有助于 SiC 增强基体 Si_3N_4 陶瓷;而当 Y_2O_3 含量较多时,由于液相粘度的降低^[20],形成的 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 晶粒会出现晶粒交错和晶粒桥联现象(如图 4 所示),导致出现更多的显微孔洞,降低了材料的力学性能,从而抑制了 SiC

的增强作用。当 SiC 添加量大于 10wt% 时, SiC 对烧结体致密化过程产生明显抑制, 此时相对密度和抗弯强度都随着 SiC 量的增加不断降低。

3 结论

1) 以 Si 和 SiC 粉, 高纯 N_2 , 烧结助剂 Y_2O_3 与 Al_2O_3 为起始原料, 利用反应烧结制备技术, 通过调节烧结助剂的成分和 SiC 的添加量, 采用常压烧结制备了力学性能优良的 Si_3N_4/SiC 复相陶瓷。

2) 当 SiC 添加量低于 10wt% 时, 烧结助剂成分中更多含量的 Al_2O_3 有助于 $\beta-Si_3N_4$ 的结晶形成和基体致密度的提高, 从而提升了基体的抗弯强度; 而更多含量的 Y_2O_3 有助于 $\beta-Si_3N_4$ 柱状晶粒的生长, 降低了基体的致密度, 使基体的抗弯强度降低。SiC 添加量大于 10wt% 时, SiC 对烧结体致密化过程产生明显抑制。

3) SiC 颗粒的存在很大程度上增加了 $\beta-Si_3N_4$ 的形核率, 促进了 $\beta-Si_3N_4$ 的结晶形成。添加少量 SiC, 可以提高复相陶瓷的抗弯强度, 且烧结体的断面模式以晶粒的沿晶断裂为主。

参考文献:

- [1] RILEY F L. Silicon nitride and related materials. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2000, **83**(2): 245–265.
- [2] NIHARA K. New Design concept of structural ceramics - ceramic nanocomposites. *Nippon Seram Kyo Gak.*, 1991, **99**(10): 974–982.
- [3] STREHLER C, GRAULE T, KUEBLER J, *et al.* Lifetime and wear behavior of near net shaped Si_3N_4/SiC wood cutting tools. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.*, 2012, **9**(2): 280–290.
- [4] LUO F, ZHU D M, SU X L, *et al.* Properties of hot-pressed of SiC/Si_3N_4 nanocomposites. *Mater. Sci. Eng.*, 2007, **458**(1/2): 7–10.
- [5] SAJGALIK P, HNATKO M, COPAN P, *et al.* Influence of graphite additives on wear properties of hot pressed Si_3N_4 ceramics. *J. Ceram. Soc. Jpn.*, 2006, **114**(1335): 1061–1068.
- [6] RENDTEL P, RENDTEL A, HUBNER H. Mechanical properties of gas pressure sintered Si_3N_4/SiC nanocomposites. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2002, **22**(12): 2061–2070.
- [7] SANTOS C, KELLY C A, RIBEIRO S, *et al.* α -SiAlON-SiC composites obtained by gas-pressure sintering and hot-pressing. *J. Mater. Process. Technol.*, 2007, **189**(1/2/3): 138–142.
- [8] ZHENG C S, YAN Q Z, XIA M, *et al.* *In situ* preparation of SiC/Si_3N_4 -NW composite powders by combustion synthesis. *Ceram. Int.*, 2012, **38**(1): 487–493.
- [9] LI J F, SATOMI S, WATANABE R, *et al.* Fabrication and characterization of SiC rod particulate reinforced reaction-bonded Si_3N_4 composites. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2000, **20**(11): 1795–1802.
- [10] LUO F, ZHU D M, ZHANG H, *et al.* Properties of reaction-bonded SiC/Si_3N_4 ceramics. *Mater. Sci. Eng. A*, 2006, **431**(1/2): 285–289.
- [11] YUAN L, JING K Y, ZHANG S W. Fabrication of porous reaction-bonded Si_3N_4 -SiC composites. *Adv. Mater. Res.*, 2011, **391-392**: 575–579.
- [12] LI J, YUAN W J, WANG S, *et al.* Effect of sintering temperatures on the reaction-bonded Si_3N_4/SiC composite ceramics. *Adv. Mater. Res.*, 2011, **399-401**: 331–335.
- [13] YANG J, YANG J F, SHAN X Y, *et al.* Effect of sintering additives on microstructure and mechanical properties of porous silicon nitride ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2006, **89**(12): 3843–3845.
- [14] ZHU X W, ZHOU Y, HIRAO K. Effect of sintering additive on the processing and thermal conductivity of interred reaction-bonded Si_3N_4 . *J. Am. Ceram. Soc.*, 2004, **87**(7): 1398–1400.
- [15] LEE B T, KIM H D. Effect of sintering additives on the nitridation behavior of reaction-bonded silicon nitride. *Mater. Sci. Eng.*, 2004, **A(364)**: 126–131.
- [16] STREHLER C, BLUGAN G, EHRLE B, *et al.* Influence of sintering and sintering additives on the mechanical and microstructural characteristics of Si_3N_4/SiC wood cutting tools. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2010, **30**(10): 2109–2115.
- [17] YANG J F, TATSUKI O, SEKINO T, *et al.* Phase transformation, microstructure and mechanical properties of Si_3N_4/SiC composite. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2001, **21**(12): 2179–2183.
- [18] SARIN V K. On the α to β phase transformation in silicon nitride. *Mater. Sci. Eng.*, 1988, **105-106**(1): 151–159.
- [19] YANG J F, TATSUKI O. Influence of yttria-alumina content on sintering behavior and microstructure of silicon nitride ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2000, **83**(8): 2094–2096.
- [20] TAGUCHI S P, MOTTA F V, BALESTRA R M, *et al.* Wetting behaviour of SiC ceramics. II. Y_2O_3/Al_2O_3 and Sm_2O_3/Al_2O_3 . *Mater. Lett.*, 2004, **58**(22): 2810–2844.
- [21] SAITO N, KAI K, FURUSHO S, *et al.* Properties of nitrogen-containing yttria-alumina-silica melts and glasses. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2003, **86**(4): 711–716.
- [22] HIRAO T, NIHARA K. Microstructure and mechanical properties of Si_3N_4/SiC composites. *Mater. Lett.*, 1995, **22**(5/6): 249–254.
- [23] HEINRICH J, BACKER E, BOHMER M. Hot isostatic pressing of Si_3N_4 powder compacts and reaction-bonded Si_3N_4 . *J. Am. Ceram. Soc.*, 1988, **71**(1): C28–C31.
- [24] COBLE R L, KINGERY W D. Effect of porosity on physical properties of sintered alumina. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1956, **39**(11): 337–385.