

高温氧化对 Si_3N_4 结合 SiC 陶瓷相结构和抗折强度的影响周 炜¹, 马 俊², 高小琦¹, 刘 欢¹, 单帆航¹, 冯万春^{2,3}, 张波萍¹

(1. 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083; 2. 葫芦岛市华能工业陶瓷有限公司, 辽宁 葫芦岛 125000;
3. 北京奥联通联科技有限公司, 北京 100081)

摘 要: 以 SiC、硅粉、 SiO_2 等为原料, 通过反应烧结制备 Si_3N_4 -SiC 陶瓷样品, 并进行高温氧化, 研究了高温氧化前后的结构与力学性能。结果表明: 高温氧化前后样品中均存在 SiC、 α - Si_3N_4 / β - Si_3N_4 主晶相和少量单质 Si、 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 、方石英三斜 SiO_2 , 高温氧化后单质 Si 相消失, 方石英四方 SiO_2 出现。高温氧化前后 β - Si_3N_4 质量分数维持不变, 而 α - Si_3N_4 质量分数由 11.3% 下降至 6.8%, 并伴随 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 和 SiO_2 质量分数的提升, 表明 α - Si_3N_4 较 β - Si_3N_4 更容易氧化分解为 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 和 SiO_2 。高温氧化导致平均抗折强度由 (68.55 ± 6.36) MPa 下降至 (49.80 ± 4.96) MPa, 主要与氧化导致 α - Si_3N_4 质量分数下降有关。

关键词: 氮化硅; 碳化硅; 高温氧化; 抗折强度

中图分类号: TQ175 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2022)08-2104-06

网络出版时间: 2022-07-01

Effect of High-Temperature Oxidation on Phase Structure and Flexural Strength of Si_3N_4 -SiC CeramicsZHOU Wei¹, MA Jun², GAO Xiaoqi¹, LIU Huan¹, SHAN Zhihang¹, FENG Wanchun^{2,3}, ZHANG Boping¹

(1. School of Material Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. Huludao Huaneng Industrial Ceramics Co., Ltd., Huludao 125000, Liaoning, China;

3. Beijing Ollie Tonglian Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China)

Abstract: Si_3N_4 -SiC ceramics were prepared *via* reaction sintering with SiC, silicon powder and SiO_2 as main raw materials, and the ceramics were oxidized at a high temperature. The structure and properties of ceramics before and after high-temperature oxidation were investigated. The results show that the main crystalline phases of the samples before high-temperature oxidation are SiC, α - Si_3N_4 / β - Si_3N_4 and a small amount of silicon powder, $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ and triclinic- SiO_2 , while the silicon powder disappears after high-temperature oxidation and forms tetragonal- SiO_2 . The mass fraction of β - Si_3N_4 remains constant, and the mass fraction of α - Si_3N_4 decreases from 11.3% before high-temperature oxidation to 6.8% after high-temperature oxidation, while the mass fraction of $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ and SiO_2 increases, indicating that α - Si_3N_4 can be decomposed into $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ and SiO_2 more easily than β - Si_3N_4 . After high-temperature oxidation, the flexural strength of samples decreases from (68.55 ± 6.36) MPa to (49.80 ± 4.96) MPa mainly due to the decomposition of α - Si_3N_4 into $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ and SiO_2 .

Keywords: silicon nitride; silicon carbide; high-temperature oxidation; flexural strength

收稿日期: 2022-02-12。 修订日期: 2022-02-28。

基金项目: 国家自然科学基金项目(52072028)。

第一作者: 周 炜(1996—), 男, 硕士研究生。

通信作者: 马 俊(1972—), 男, 副总工程师;

冯万春(1962—), 男, 高级工程师;

张波萍(1964—), 女, 教授。

Received date: 2022-02-12. Revised date: 2022-02-28.

First author: ZHOU Wei (1996—), male, Master candidate.

E-mail: weizhou96@163.com

Correspondent author: MA Jun (1972—), male, Vice Chief Engineer;

FENG Wanchun (1962—), male, Senior Engineer;

ZHANG Boping (1964—), female, Professor.

E-mail: bpzhang@ustb.edu.cn; 13909891965@163.com; a@zdlz.com.cn

Si_3N_4 结合 SiC (Si_3N_4 -SiC)陶瓷具有高温强度高、耐腐蚀、耐烧蚀等优异性能,已广泛应用于冶金、化工、机械和国防军工等领域^[1-3]。其反应烧结制备工艺具有烧结时间短、烧结温度低、近净尺寸成型(烧成收缩 $<0.1\%$)、成本低廉、适合制备尺寸较大、形状复杂制品等节能减耗特点,为实现“双碳”战略目标发挥着重要作用^[4-8]。

Si_3N_4 -SiC 陶瓷的使用环境严苛,其高温氧化是导致损坏或失效的重要原因^[9]。 Si_3N_4 -SiC 陶瓷在空气中高温使用时易生成方石英 SiO_2 ,其发生体积膨胀使陶瓷的结构疏松易产生裂纹,直接影响制品的服役寿命。随氧化时间增加,降温过程中氧化产物方石英的位移型相变所产生的体积收缩也会造成氧化层开裂,材料强度降低乃至失效^[10]。王黎等^[11]研究 1 100~1 500 $^{\circ}\text{C}$ 、空气条件下 Si_3N_4 -SiC 陶瓷的氧化行为发现,氧化温度升高,形成氧化致密层,出现氧化钝化现象,使得 Si_3N_4 -SiC 陶瓷表现出较好的抗氧化性能,但是氧化层表面裂纹的形成使得氧化后试样的常温耐压强度随氧化温度升高而降低。

尽管高温氧化不可避免,提升 Si_3N_4 -SiC 陶瓷抗氧化性能已开展较多文献研究^[12-20]。选取 SiC 粗颗粒或者降低 Si_3N_4 含量, Si_3N_4 -SiC 陶瓷的抗氧化性能得到提高^[12]。 Si_3N_4 -SiC 窑具表面加涂 Al_2O_3 涂层后,1 050 $^{\circ}\text{C}$ 高温氧化对比试验发现涂层的抗氧化作用显著,窑具平均增重率仅为无涂层试样的 1/51 倍,且落渣现象得到防止^[13]。 N_2 中高温重烧结有利于常温和 1 400 $^{\circ}\text{C}$ 抗折强度的提高^[14]。外加 Al_2O_3 能促进 SiAlON 相生成,提高 Si_3N_4 -SiC 的抗水蒸气氧化和抗碱侵蚀性能^[15]。添加 ZrSiO_4 可以提高 Si_3N_4 -SiC 陶瓷的抗氧化性能;高温下 ZrSiO_4 分解为 ZrO_2 和 SiO_2 ,前者自身抗氧化性能良好,不会损害陶瓷的抗氧化能力;后者与 Si_3N_4 反应生成的 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 在氧气中稳定,且在晶粒表面形成抗氧化保护膜,阻止 SiC 基质的氧化^[16]。添加 B_4C 能促进陶瓷的烧结致密化并阻止水蒸气向材料内部的扩散氧化,当 B_4C 的质量分数为 0.4% 时,经 300 h 高温氧化后,陶瓷表面未发生析晶现象,玻璃相保护膜也未遭到破坏,抗氧化性能显著增强^[17]。高活性纳米 Si_3N_4 能加速新生 Si_3N_4 在纳米 Si_3N_4 上的沉积几率,显著提升硅粉的氮化率和 Si_3N_4 -SiC 的力学性能^[18]。 Si_3N_4 -SiC 中添加石墨烯可以促进由 α - Si_3N_4 向 β - Si_3N_4 转变,多壁碳纳米管则阻止了这种转变;添加质量分数 1% 的石墨烯或 3% 的碳纳米管时,材料的力学性能最优,耐压强度分别为 207 MPa 和

247 MPa^[19]。Tatarko 等^[20]发现添加 La_2O_3 、 Nd_2O_3 、 Sm_2O_3 、 Y_2O_3 、 Yb_2O_3 和 Lu_2O_3 稀土氧化物对 Si_3N_4 -SiC 陶瓷的抗氧化性能有提升作用,但是陶瓷成分复杂化使其工业化应用受到限制。

Si_3N_4 -SiC 陶瓷的相结构非常复杂,单纯调整相组成是否有可能提高抗氧化性能,从而提高陶瓷服役寿命的研究还有待深入进行。本实验详细研究了高温氧化前后 Si_3N_4 -SiC 陶瓷中各种构成物相的晶型、质量分数以及与其抗折强度的关联关系,为提升 Si_3N_4 -SiC 陶瓷的抗氧化性能提供指导。

1 实验

1.1 制备

用碳化硅砂(SiC)、硅粉(Si)、活性 SiO_2 为原料,按表 1 比例配料。充分搅拌均匀后压制成型,经过充分干燥,在氮化窑炉中进行反应烧结,反应气氛为 N_2 (99.999%),烧结温度为 1 450 $^{\circ}\text{C}$,保温 5~10 h,制得高温氧化前 Si_3N_4 -SiC 陶瓷。高温氧化在梭式烧结炉内进行,在氧化气氛、1 430 $^{\circ}\text{C}$ 保温 6 h 后炉冷至室温,制得高温氧化后样品。

表 1 原料化学成分
Table 1 Chemical composition of raw materials

Raw material Purity	Grain size	w/%
SiC powder $\geq 98\%$	7-30#	50
SiC powder $\geq 98\%$	30-90#	23
SiC powder $\geq 98\%$	200 mesh	9
Activated $\text{SiO}_2 \geq 90\%$	1250 mesh	3
Si powder $\geq 97\%$	325 mesh	17
Dextrin		Plus
Calcium lignosulphonate		Plus
Water		Plus
Total		102

w—Mass fraction; #—Particle size mark (GB/T 2477—1983).

1.2 性能测试

用日本 Rigaku 公司的 SUPRATM 55 型 X 射线衍射仪(XRD)进行物相分析,测试条件为 Cu 靶、 K_{α} 射线、Ni 滤波片、扫描范围为 20°-80°、扫描速率为 2 ($^{\circ}$)/min,根据 XRD 谱采用 K 值法进行物相含量的定量分析^[18]。用 DF-4 型电磁式矿石粉碎机制备 XRD 粉末样品。用 SUPRATM 55 型场发射扫描电子显微镜(SEM)观察样品的断口形貌和微观结构,以及能谱仪(EDS)分析各区域的元素成分。按照 GB/T2997-2015 标准测定试样的显气孔率和体积密度。采用三点弯曲法按照 GB/T3001—2017 标准

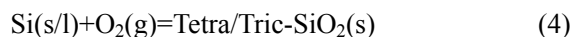
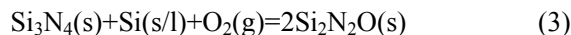
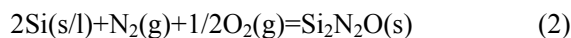
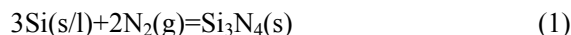
测量样品的常温抗折强度(CMOR) σ_s ，跨距为 125 mm，按公式 $\sigma_s = 3PL/2bh^2$ 计算 σ_s ，式中， P 、 L 、 b 、 h 分别为试样断裂时的作用力，试样两支点的距离，试样的宽度、厚度；取 10 个样品的测量平均值。

2 结果与讨论

2.1 相结构

图 1 表示高温氧化前后 Si_3N_4 -SiC 陶瓷的 XRD 谱，图 1 中标识为标准卡片数据。标定所有衍射峰可知，高温氧化前样品中存在 β -SiC (PDF#75—0254)、 α -6H-SiC (PDF#49—1428)、 α -4H-SiC (PDF#29—1127)、 β - Si_3N_4 (PDF#82—0697)、 α - Si_3N_4 (PDF#76—1407) 主晶相、以及微量 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ (PDF#47—1627)、单质 Si (PDF#77—2108) ($2\theta=28.5^\circ$)、

三斜方石英 Triclinic- SiO_2 (Tric- SiO_2 ; PDF#77—1060)。由此推测反应烧结制备过程中的反应如式(1)–式(4)所示。



制品在氮化过程中单质硅会被氮化形成 Si_3N_4 相[式(1)]。同时氮氧化硅 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 相的存在表明 Si_3N_4 继续与硅灰反应[式(3)]或者硅灰直接反应生成[式(2)]。两种 Tetra/Tric- SiO_2 的存在表明部分硅灰也会析晶形成石英相[式(4)]。另外，单质 Si 的存在表明其没有完全氮化。Si 熔点为 1412°C ，而 Si 的氮化反应是放热反应，会导致局部温度升高超过 Si 熔点后粉体 Si 液化，使得 Si 不能充分氮化^[23]。

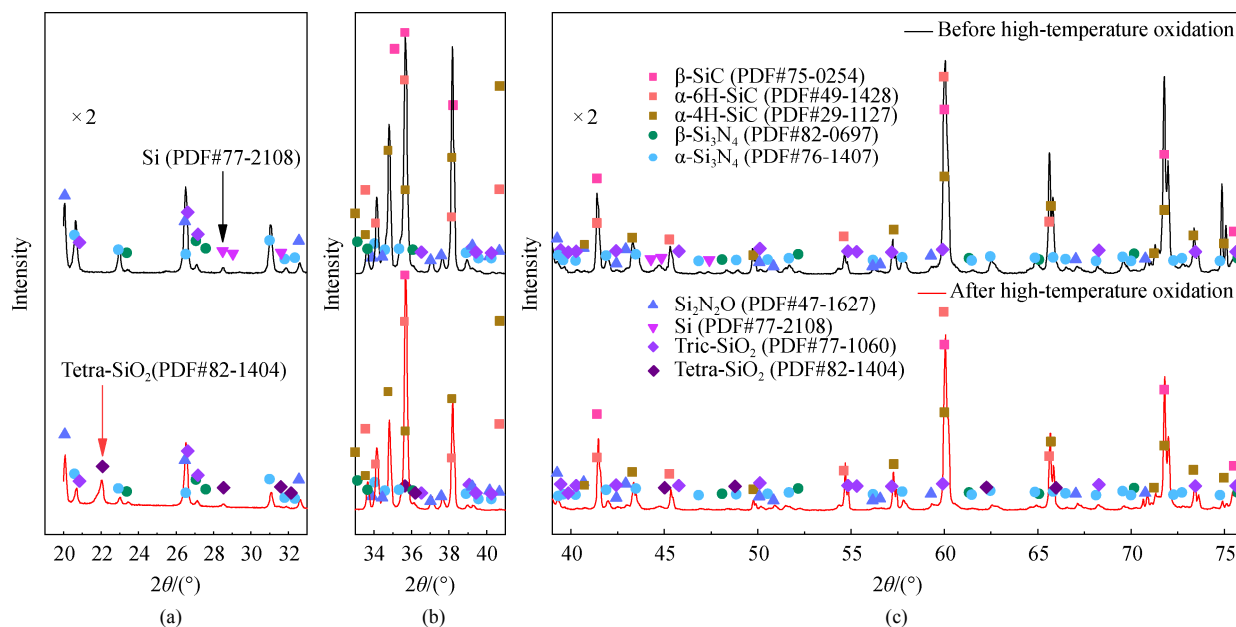


图 1 高温氧化前后 Si_3N_4 -SiC 陶瓷的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of Si_3N_4 -SiC ceramics before and after high-temperature oxidation

高温氧化后样品中除存在 SiC、 Si_3N_4 、 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 、Tric- SiO_2 外，同时在 $2\theta=22^\circ$ 观察到四方方石英 Tetragonal- SiO_2 (Tetra- SiO_2 ; PDF#82—1404) 的衍射峰(图 1a)。Si 的衍射峰与 Tetra- SiO_2 的衍射峰在 $2\theta=28.5^\circ$ 处重叠，观察到的衍射峰归因 Tetra- SiO_2 的生成。推测高温氧化后硅粉进一步反应完全，生成 Tetra/Tric- SiO_2 ，如式(4)所示。

构成物相变化的同时，高温氧化前后各物相的衍射峰强度也发生明显变化。根据衍射峰的积分面积，采用 K 值法计算了各物相的质量分数，如图 2 所示。通常认为相结构质量分数的 XRD 检测限为

5%，本实验基于各相的衍射峰的积分面积，计算的晶相质量分数定量限不低于 1%，后续计算精度仍然需要进行进一步研究。根据计算结果得出以下结论：1) 质量分数不到 1% 的残留硅 Si 经高温氧化后反应完全，生成 Tetra/Tric- SiO_2 。2) 高温氧化前后样品中的 SiC 主晶相存在 β -SiC、 α -6H-SiC、 α -4H-SiC 3 种晶型，其质量分数总和分别为 81.3% 和 82.9% (表 2)，与原料碳化硅砂(SiC)质量分数总和 82% 接近(表 1)，表明 K 值法计算晶相质量分数的有效性。高温氧化后样品中的 β -SiC 质量分数由 20.5% 略有下降至 19.1%， α -SiC 质量分数由 60.8% 上升至

63.8%, 该变化与高温稳定型六方晶系 α - SiC 、低温稳定型立方晶系 β - SiC 的本征特性吻合。3) 高温氧化前后, β - Si_3N_4 质量分数均为 1.0%, 而 α - Si_3N_4 质量分数由 11.3% 下降至 6.8%, 对应 α - Si_3N_4 相与其它相无重叠的 22° 附近衍射峰强度明显减弱(图 1a)。该结果表明高温 β - Si_3N_4 相较低温 α - Si_3N_4 相更稳定。

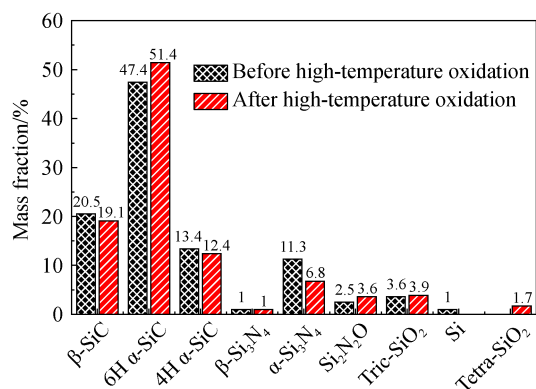
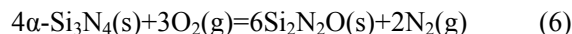
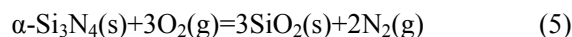


图 2 高温氧化前后 Si_3N_4 - SiC 样品中各物相的质量分数
Fig. 2 Mass fraction of phases for Si_3N_4 - SiC ceramics before and after high-temperature oxidation

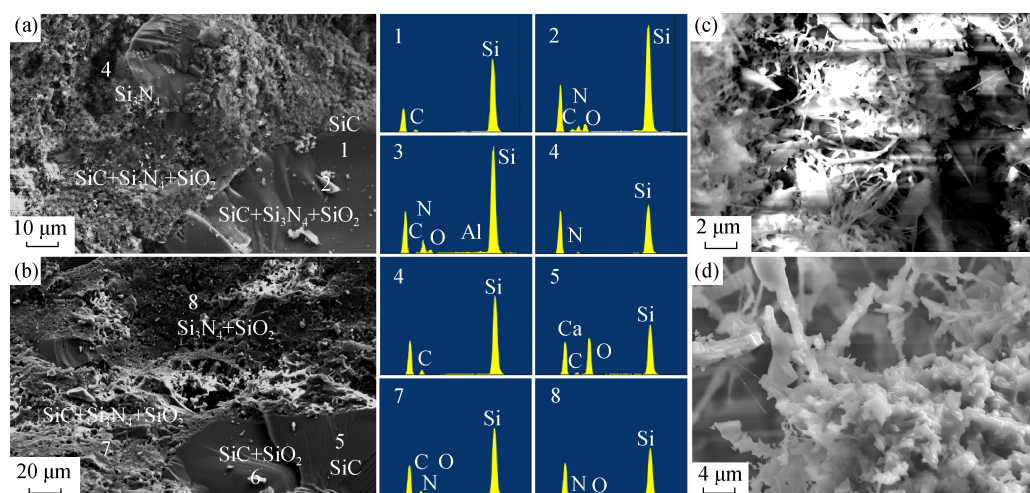
有研究报道, 升高温度能促使 Si_3N_4 发生晶型转变, 在 $1400\sim 1600^\circ\text{C}$ 温度段加热时, α - Si_3N_4 相会向 β - Si_3N_4 相转变; 但是 α - Si_3N_4 转变为 β - Si_3N_4 的重构性晶型转变的发生需要足够活化能, 此过

程必须有液相的存在, 一些杂质也能促进相变的进行^[21-22]。由此推测本研究制备的 Si_3N_4 - SiC 陶瓷在高温氧化过程中, α - Si_3N_4 不能向 β - Si_3N_4 转变, 而是更容易发生氧化分解, 生成 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 和 SiO_2 , 氧化反应如式(5)-式(6)所示。氧化物的生成可以阻止材料被进一步高温氧化。



2.2 微观形貌和 EDS 能谱

图 3 为高温氧化前后样品的 SEM 照片和 EDS 能谱。EDS 能谱图 3a 显示, 区域 1 完整致密的大块晶粒为 SiC 相, 区域 2-4 成分为 C-N-O-Al-Si, 推测为 Si_3N_4 、 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 、 SiO_2 混合相。Al 元素可能来自于原料中的莫来石, 由于其含量非常低, XRD 中没有检测到莫来石相。纤维状区域 4 成分为 Si_3N_4 , 观察到氮化形成的 Si_3N_4 包裹 SiC 的微观形貌特征。高温氧化后 Si_3N_4 - SiC 样品中, 如图 3b 所示, 区域 5 成分为 SiC , 与高温氧化前样品的成分类似(图 3a)。区域 6 成分为 Si-C-O-Ca, 表明氧化发生, 微量 Ca 元素可能源于原料中杂质。区域 7 成分为 Si-C-O-N, 区域 8 成分为 Si-O-N, 进一步表明 Si_3N_4 - SiC 陶瓷在高温氧化过程中发生了氧化分解, 其产物为 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 或者与 SiO_2 的混合物。



(a, c) Before high-temperature oxidation, (b, d) After high-temperature oxidation

图 3 Si_3N_4 - SiC 样品断口的 SEM 照片和 EDS 谱
Fig. 3 SEM images and EDS spectra of Si_3N_4 - SiC ceramics

氧化显微结构一般需要用截面抛光面来分析, 本实验中的高温氧化前后相结构变化较小, 仅比较了断口的 SEM 图。如图 3a、图 3b 所示, 高温氧化前后相结构变化较小, 与报道的 Si_3N_4 - SiC 陶瓷的显微结构特征类似^[22, 24], 均由大颗粒状 SiC 基质、

颗粒状或者针状 α - Si_3N_4 和柱状或者长柱状 β - Si_3N_4 组成, Si_3N_4 交织成三维网络包裹 SiC 颗粒, 并与 SiC 大颗粒形成牢固结合。对比图 3c~图 3d 可知, 颗粒状或者针状 α - Si_3N_4 和柱状或者长柱状 β - Si_3N_4 的显微结构经高温氧化后明显粗化。相比于高温氧

化前样品(图 3a), 结合 XRD 结果, 推测高温氧化后 α - Si_3N_4 氧化分解会造成网状分布结合相减少和粗化(图 3b、图 3d)。

2.3 抗折强度

表 2 为高温氧化前后 Si_3N_4 -SiC 陶瓷的性能。高温氧化前 Si_3N_4 -SiC 陶瓷的平均常温抗折强度达到 (68.55 ± 6.36) MPa, 高温氧化后部分 α - Si_3N_4 发生氧化分解生成 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 和 SiO_2 , α - Si_3N_4 质量分数由 11.3% 下降至高温氧化后的 6.8%, 导致平均常温抗折强度下降至 (49.80 ± 4.96) MPa。由式(6)–式(7)求得抗折强度的 Weibull 分布, 如图 4 所示, 评估了样品的抗折强度数据的分散性。

$$X_i = \ln E_i \quad (6)$$

表 2 高温氧化前后 Si_3N_4 -SiC 陶瓷的成分和性能

Table 2 Ingredient and Properties of Si_3N_4 -SiC ceramics before and after high-temperature oxidation

Ingredient	w/%			Apparent porosity/%	Density/(g·cm ⁻³)	Flexural strength/MPa	Weibull modulus k
	SiC	Si_3N_4	$\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$				
Before high-temperature oxidation	81.28	12.36	2.49	11.20	2.69	68.55 ± 6.36	10.48
After high-temperature oxidation	82.96	7.80	3.63	11.20	2.69	49.80 ± 4.96	9.56

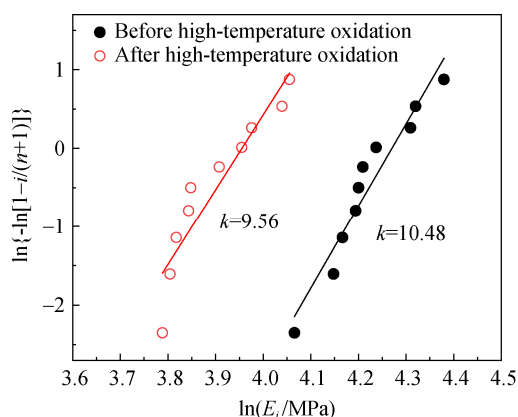


图 4 Si_3N_4 -SiC 样品常温抗折强度的 Weibull 分布

Fig. 4 Weibull distribution of flexural strength for Si_3N_4 -SiC ceramics

3 结论

以 SiC、硅粉、 SiO_2 为原料, 反应烧结制备了 Si_3N_4 -SiC 陶瓷, 研究了高温氧化对其物相结构、微观形貌以及常温抗折强度的影响, 结论如下:

1) 高温氧化前后样品中存在 SiC、 α - Si_3N_4 / β - Si_3N_4 主晶相以及少量 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 、方石英 Tric- SiO_2 、单质 Si, 高温氧化后单质 Si 相消失, 同时出现方石英 Tetra- SiO_2 相。氧化物相的生成可以阻止材料被进一步高温氧化。

2) 高温氧化前后高温 β - Si_3N_4 质量分数不变, 低温 α - Si_3N_4 更容易发生氧化分解为 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 和 SiO_2 ,

$$Y_i = \ln\{-\ln[1-i/(n+1)]\} \quad (7)$$

式中: i 代表样品的序号; n 为样品总数; E_i 为第 i 个样品的抗折强度, 按抗折强度大小升序排列。拟合斜率 k 又称 Weibull 模数, 表示实验数据的分散性; 通常 k 越大, 表示实验数据分散性越小, 测试数据更真实可靠; 原则上 k 要大于 1, 大于 11 表明拟合结果可信度极高。从图 4 可知, 高温氧化前后样品抗折强度均符合韦布尔分布, X_i 和 Y_i 呈良好的线性关系, k 值分别为 10.48 和 9.56, 表明测试数据分散性小且可信度高。后续进一步在 N_2 气氛中高温重烧结 Si_3N_4 -SiC 陶瓷, 得到尽量多的高温 β - Si_3N_4 , 该材料的高温抗氧化性能有望得到进一步提高。

α - Si_3N_4 质量分数由高温氧化前的 11.3% 下降至高温氧化后的 6.8%。

3) Si_3N_4 -SiC 陶瓷经高温氧化后 α - Si_3N_4 减少导致其平均常温抗折强度由 (68.55 ± 6.36) MPa 下降至 (49.80 ± 4.96) MPa。进一步优化生产工艺, 尽量得到较多的高温 β - Si_3N_4 , 有望提高材料的高温抗氧化性能。

参考文献:

- [1] YANG J F, OHJI T, SEKINO T, et al. Phase transformation, microstructure and mechanical properties of Si_3N_4 /SiC composite[J]. J Eur Ceram Soc, 2001, 21(12): 2179–2183.
- [2] GAZULLA M F, GOMEZ M P, ORDUNA A, et al. Physico-chemical characterisation of silicon carbide refractories[J]. J Eur Ceram Soc, 2006, 26(15): 3451–3458.
- [3] KLEMM H. Silicon nitride for high-temperature applications[J]. J Am Ceram Soc, 2010, 93(6): 1501–1522.
- [4] 王静. 反应烧结碳化硅基复合材料的研究[D]. 山东: 山东大学, 2009. WANG Jing. Study on reaction-bonded silicon carbide composites (in Chinese, dissertation). Shandong: Shandong University, 2009.
- [5] 李楠, 顾华志, 赵惠忠. 耐火材料学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2010: 409.
- [6] 陈媛媛. Si_3N_4 结合 SiC 耐火材料对铜液和铜渣的抗腐蚀性[J]. 耐火与石灰, 2018, 43(3): 33–36. CHEN Yuanyuan. Refract Lime(in Chinese), 2018, 43(3): 33–36.
- [7] 张丽鹏, 于先进, 李玉怀, 等. 氮化硅结合碳化硅材料的制备及在冰晶石融盐中的腐蚀行为研究[J]. 硅酸盐通报, 2006(5): 176–179. ZHANG Lipeng, YU Xianjin, LI Yuhuai, et al. Bull Chin Ceram Soc(in Chinese), 2006(5): 176–179.

- [8] 蔡斌利, 李红霞, 赵世贤, 等. 模拟煤气化炉气氛下酸性渣对 Si_3N_4 -SiC 材料的侵蚀及其机理[J]. 硅酸盐学报, 2018, 46(3): 434–442.
CAI Binli, LI Hongxia, ZHAO Shixian, et al. J Chin Ceram Soc, 2018, 46(3): 434–442.
- [9] 潘裕柏, 江亮, 谭寿洪. 氮化硅结合碳化硅耐火材料的氧化[J]. 耐火材料, 1994(4): 203–205.
PAN Yubai, JIANG Dongliang, TAN Shouhong. J Refract(in Chinese), 1994(4): 203–205.
- [10] 李勇, 薄钧, 张建芳. 反应烧结温度对 Si_3N_4 -SiC 材料性能的影响[J]. 耐火材料, 2009, 43(3): 175–178.
LI yong, BO Jun, ZHANG Jianfang. J Refract(in Chinese), 2009, 43(3): 175–178.
- [11] 王黎, 蒋明学, 尹洪峰, 等. Si_3N_4 结合 SiC 复相材料的高温氧化行为[J]. 兵器材料科学与工程, 2012, 35(2): 23–26.
WANG Li, JIANG Mingxue, YIN Hongfeng. Ordnance Mater Sci Eng(in Chinese), 2012, 35(2): 23–26.
- [12] 高积强, 王立军, 王永兰, 等. 氮化硅结合碳化硅材料抗氧化性能的研究[J]. 西安交通大学学报, 1995(10): 81–85.
GAO Jiqiang, WANG Lijun, WANG Yonglan, et al. J Xi'an Jiaotong Univ(in Chinese), 1995(10): 81–85.
- [13] 李志强, 肖俊明, 林锋, 等. Si_3N_4 结合 SiC 窑具材料抗氧化性的研究[J]. 金刚石与磨料磨具工程, 1996(1): 29–30.
LI Zhiqiang, XIAO Junming, LIN feng, et al. Diamond Abrasives Eng(in Chinese), 1996(1): 29–30.
- [14] 刘臻, 吴吉光, 王佳平, 等. Si_3N_4 结合 SiC 耐火材料的高温重烧结研究[J]. 耐火与石灰, 2020, 45(4): 7–10+15.
LIU Zhen, WU Jiguang, WANG Jiaping, et al. Refract Lime(in Chinese), 2020, 45(4): 7–10+15.
- [15] 黄朝晖, 孙加林, 王金相, 等. Al_2O_3 对 Si_3N_4 结合 SiC 材料抗氧化和抗碱侵蚀性的影响[J]. 耐火材料, 200(6): 309–312.
HUANG Chaohui, SUN Jialin, WANG Jinxiang, et al. J Refract(in Chinese), 200(6): 309–312.
- [16] 郑仕远, 李荣缇, 罗永明. ZrSiO_4 对 Si_3N_4 结合 SiC 制品强度和抗氧化性的影响[J]. 耐火材料, 2000(4): 195–196.
ZHENG Shiyuan, LI Rongti, LUO Yongming. J Refract(in Chinese), 2000(4): 195–196.
- [17] 张志华, 王文武, 吴吉光. B_4C 加入量对 Si_3N_4 结合 SiC 材料抗氧化性的影响[J]. 耐火材料, 2017, 51(1): 28–31.
ZHANG Zhihua, WANG Wenwu, WU Jiguang. J Refract(in Chinese), 2017, 51(1): 28–31.
- [18] 何钢, 石磊, 吕珺, 等. 纳米 Si_3N_4 对反应烧结 Si_3N_4 结合 SiC 材料的影响[J]. 合肥工业大学学报(自然科学版), 2001(1): 90–95.
HE Gang, SHI Lei, LV Jun, et al. J Hefei Univ Technol(Nat Sci, in Chinese), 2001(1): 90–95.
- [19] 李君, 邓承继, 员文杰, 等. 添加石墨烯或碳纳米管对 Si_3N_4 结合 SiC 陶瓷强度的影响[J]. 中国陶瓷工业, 2013, 20(6): 11–16.
LI Jun, DENG Chengji, YUAN Wenjie, et al. China Ceram(in Chinese), 2013, 20(6): 11–16.
- [20] TATARKO P, KASAROVA M, DUSZA J, et al. Influence of rare-earth oxide additives on the oxidation resistance of Si_3N_4 -SiC nanocomposites[J]. J Eur Ceram Soc, 2013, 33(12): 2259–2268.
- [21] MA S Y, ZHANG B R, QIN G G, et al. Effects of γ -ray irradiation on photoluminescence spectra from Si-rich silicon oxide[J]. Mater Res Bull, 1997, 32(10): 1427–1433.
- [22] PARK N M, JEON S H, YANG H D, et al. Size-dependent charge storage in amorphous silicon quantum dots embedded in silicon nitride[J]. Appl Phys Lett, 2003, 83(5): 1014–1016.
- [23] 龙梦龙. 高性能 Si_3N_4 -SiC 耐火材料合成原理及其应用性能[D]. 北京: 北京科技大学, 2019.
LONG Menglong. Synthesis Mechanism and Application Properties of High Performance Si_3N_4 -SiC Refractory (in Chinese, dissertation). Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2019.
- [24] 王声宏, 张英才, 韩文成, 等. 自蔓延高温合成氮化硅的研究[J]. 粉末冶金工业, 2004(5): 1–5.
WANG Shenghong, ZHANG Yingcai, HAN Wencheng, et al. Powd Metal Ind(in Chinese), 2004(5): 1–5.