

DOI: 10.13957/j.cnki.tcx.2021.06.015

## 碳化硅陶瓷复合材料的制备及抗氧化行为

李少峰

(宁波东联密封件有限公司, 浙江 宁波 315191)

**摘要:**通过热压烧结工艺制备了碳化硅陶瓷复合材料。对其力学性能进行评估,利用扫描电镜图片(SEM)观察了基体的断口形貌,并利用 X 射线衍射仪(XRD)对物相进行了分析,讨论了其氧化过程及机理。结果显示:力学性能随 TiC 添加量的增加而逐步提高,当投入量 9 wt.%时为最强,断裂韧性为  $5.07 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ,抗弯强度达到 552 MPa,相对密度高达 99.3%。分析其增韧机理主要是由于 SiC 基体中 TiC 颗粒的离散效果所激发的裂纹偏转和钉扎效用。在空气中经过温度 1200 °C 以及保温 2 h 的静态氧化条件下,试样表面形成了一层对基体具有有效保护作用的致密性氧化层。

**关键词:**碳化硅;碳化钛;复合材料;热压烧结;抗氧化行为

中图分类号: TQ174.75

文献标志码: A

文章编号: 1000-2278(2021)06-1018-08

## Preparation and Antioxidant Behavior of Silicon Carbide Ceramic Composites

LI Shaofeng

(Ningbo Donglian Seals Co., LTD., Ningbo 315191, Zhejiang, China)

**Abstract:** Silicon carbide ceramic composites were prepared by using hot pressing sintering. Phase composition and microstructure of the ceramics were characterized by using X-ray diffractometer (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) respectively. Mechanical properties and oxidation mechanism of the sintered bodies were studied. The mechanical strength was enhanced gradually with increasing content of TiC. Optimal mechanical properties were achieved in the composite with 9 wt.%, with a fracture toughness of  $5.07 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , a bending strength of 552 MPa and relative density of 99.3%. The toughening mechanism is mainly crack deflection and pinning effect, because the TiC particles are dispersed in the SiC matrix. A relatively compact protective oxide-layer was formed on surface of the ceramics, which protected the matrix under the condition of static oxidation in air at 1200 °C for 2 h.

**Key words:** silicon carbide; titanium carbide; composites; hot pressing sintering; antioxidant behavior

### 0 引言

由于碳化硅陶瓷材料具有比重轻、热导好、硬度高、弹性模量高、耐腐蚀以及耐热冲击等优良性能,因此,在机械密封、耐磨轴承、硬质磨削材料、高级耐火材料、航空航天、防弹装甲等很多领域得到广泛的应用<sup>[1,2]</sup>。但是其共价键的比例远远高于其他种类的结构陶瓷,达到 88%,如  $\text{Si}_3\text{N}_4$ (共价键比例达 70%)等<sup>[3]</sup>,因此,纯碳化硅陶

瓷材料难以烧结致密,往往需要非常高的烧制温度,添加某种或某几种物质作为烧结助剂以活化烧结是非常有效的一种办法,从而达到在较低烧制温度下使坯体得以致密的目的。其他科研工作者<sup>[4-5]</sup>通过投入微量的 B+C 或  $\text{B}_4\text{C}+\text{C}$  作为 SiC 的烧结助剂,使其在无压烧结条件下于较低烧成温度(1900 °C-2100 °C),成功地制备出了密实的碳化硅陶瓷材料。同时,碳化硅陶瓷材料的脆性限制了其进一步的应用,如果想要其适应极其复杂、

收稿日期: 2021-06-02。

修订日期: 2021-06-18。

基金项目: 宁波市科技创新 2025 重大专项(2020Z112)。

通信联系人: 李少峰(1983-),男,硕士,高级工程师。

Received date: 2021-06-02.

Revised date: 2021-06-18.

Correspondent author: LI Shaofeng (1983-), Male, Master, Senior engineer.

E-mail: lishaofeng83@163.com

恶劣等条件的工况,其本身的性质并不能满足使用条件,需要加入其他高性能的物质(如:碳化物、硼化物等)来对其进行增韧补强。碳化钛作为碳化物中的一员,具有熔点高、硬度高、断裂韧性较好等优异的性能和相对便宜的价格优势,在耐磨材料及结构材料等领域得到了广泛的应用<sup>[6-7]</sup>。

热压烧结工艺是一种先进的集成形与烧结同时进行的陶瓷材料制备技术。其是将所需粉末按成品的要求称量后,装在所用的加压模具内(一般采用高压石墨模具等),在热压设备中进行升温,等到了某温度点的同时,加载一定的外加压力(压力施加方向分为单向或双向),高温高压相辅相成,从而使粉末烧结致密的过程<sup>[8-9]</sup>。陶瓷粉体材料在热压烧结的过程中,由于高温及压力的双重作用,使得粉体的高温黏性、扩散迁移及塑性流动能力等全得以增强,颗粒与颗粒间的接触部位因施加压力而具有了较大的电阻,局部产生了电弧放电以及发热效应,对烧结瓶颈的形成及长大有促进作用,从而达成烧结活化的目的。由于烧结后基体内部致密程度非常高,所含气孔、杂质等有害缺陷源较少,使得烧结体的性能比较理想。虽然热压烧结工艺具有烧成温度需求低、保温时间较短、产品微观结构致密程度高、晶体均匀细小保持性好以及性能强等优点,但所采用的工艺限制了其规模化生产,单位生产能力低于无压烧结等其他烧结工艺,一般用于制备数量少、性能要求高且形状简单的制品<sup>[10-11]</sup>。研究者以碳化钛作为 SiC 基体第二相添加剂进行研究<sup>[12-14]</sup>,但其热压烧结温度过高(达到 2150 °C)或者热压烧结工艺结束后又采取其他工艺进行后续处理(如 1800 °C 氮化工艺处理、1600 °C ~ 1800 °C 热等静压烧结工艺处理等),虽然性能得到提高,但是工艺繁琐、能耗高且并不能真实反映出由低温热压烧结工艺制备的 SiC-TiC 陶瓷复合材料的高温抗氧化性能。因此,以 SiC 为基体材料,添加部分 TiC 为增强相,微量 B<sub>4</sub>C 和 C 为烧结助剂,通过热压烧结工艺制

备了 SiC-TiC 陶瓷复合材料。分析了 TiC 的投入量对材料性能的影响,通过试样的断口形貌、表观形貌(SEM 照片)和能谱分析(EDS 照片)以及物相分析(XRD 图谱),讨论了其增韧机理并探讨了其氧化过程与机理。

## 1 实验

### 1.1 实验原料

采用市售工业用 SiC 粉体,粒度(中位径)1 μm,纯度≥99%;市售工业用 TiC 粉体,粒度(中位径)3 μm,纯度≥98%;市售工业用 B<sub>4</sub>C 粉体,粒度(中位径)2.5 μm,纯度≥93.5%;槽法炭黑,灰分≤0.01%。

### 1.2 实验步骤

按照表 1 配方组成中各材料组分比例进行称量,随后投入球磨机中,添加一定量的去离子水,球磨介质为 Φ10 mm 碳化硅材质球,球料比为 4:1,加入一定量的分散剂球磨 6 h,然后用离心喷雾干燥机进行造粒,造粒料混匀后过 60 目筛待用。按成品所需重量称量造粒料,倒入石墨模具中(为了防止发生粘连,石墨模具(插板及压头)内壁涂 BN 粉,上下压块垫石墨纸),置于热压烧结炉内,所设置的烧成制度:温度 1950 °C,保温时间 30 min,加载压力 30 MPa。

根据表 1 和表 2 中的数据,利用公式(1)和公式(2)来计算材料配方中各试样的理论密度值和烧结后的相对密度值。

$$\rho_{理} = \frac{100\%}{\frac{a\%}{d_a} + \frac{b\%}{d_b} + \dots} \quad (1)$$

式中:  $\rho_{理}$  为试样理论密度(g/cm<sup>3</sup>);  $a\%$ ,  $b\%$  分别为试样中  $a$ ,  $b$  各组元质量百分数;  $d_a$ ,  $d_b$  分别为试样中  $a$ ,  $b$  各组元理论密度(g/cm<sup>3</sup>)。

$$\rho_{相对} = \rho_{测} / \rho_{理} \quad (2)$$

式中:  $\rho_{相对}$  为试样相对密度(g/cm<sup>3</sup>);  $\rho_{测}$  为试样测试密度(g/cm<sup>3</sup>);  $\rho_{理}$  为试样理论密度(g/cm<sup>3</sup>)。

表 1 碳化硅-碳化钛陶瓷复合材料的配方比例  
Tab. 1 Compositions of the SiC-TiC ceramic composites

	SiC content/wt. %	TiC content/wt. %	B <sub>4</sub> C content/wt. %	C content/wt. %
S1	surplus	0	0.5	1
S2	surplus	3	0.5	1
S3	surplus	6	0.5	1
S4	surplus	9	0.5	1
S5	surplus	12	0.5	1

表2 配方中各组分的理论密度  
Tab. 2 Theoretical densities of the components

	Theoretical density/(g/cm <sup>3</sup> )
SiC	3.20
TiC	4.93
B <sub>4</sub> C	2.52
C	1.83

### 1.3 性能检测

试样经过各道工序加工检验合格后,测试材料的体积密度值(依据阿基米德原理);材料的弯曲强度采用三点法进行测试(Instron5566型万能材料试验机,每次测5根平行试样,计算平均值和标准差),试样尺寸为4 mm×3 mm×40 mm,加载速度为0.05 mm/min,30 mm跨距;材料的断裂韧性利用单边缺口梁法进行测试(Instron5566型电子万能材料试验机,每次测5根平行试样,计算平均值和标准差),试样尺寸为6 mm×3 mm×40 mm,加载速度为0.05 mm/min,缺口3 mm深,0.2 mm宽;采用场发射扫描电镜(SEM, JSM-6700F型)来表征试样的断口形貌、表观形貌以及能谱分析;采用X射线衍射仪(XRD, Rigaku, D/max2500型)对材料的物相进行表征;采用显微维氏硬度计

(WOLPERT-401MVA)对表面压痕裂纹扩展路径进行观察。

## 2 结果与讨论

### 2.1 试样的力学性能与微观结构

对试样的力学性能进行了评估,利用扫描电镜图片(SEM)对断口形貌进行了观察及分析,利用X射线衍射及能谱(XRD、EDS)分析并讨论了其增韧机理。SiC陶瓷复合材料性能指标见表3。

由表3和图1可见,试样S1-S5相对密度跨度不太大,试样S1相对密度最低(98.5%),说明此烧成工艺技术条件下,可使碳化硅材料烧结致密;试样S4相对密度最高(99.3%),说明部分TiC的投入可以对材料的致密度进行微调,但存在一个合适的添投值。以TiC作为增韧补强的添加剂可有效提高SiC材料的力学性能,试样S1的力学性能最低(没有添加TiC),随着TiC添投量的增加,试样S2-S5力学性能呈先提高后降低抛物线趋势,当投入量到9 wt.%时(试样S4),SiC复合材料的力学性能最强,断裂韧性为5.07 MPa·m<sup>1/2</sup>,抗弯强度达552 MPa,相对密度趋于理论密度。当添投量再持续增加时,试样性能反而有下降之势。

图2为试样S1-S5的SEM照片。总体来看,

表3 碳化硅-碳化钛陶瓷复合材料的性能  
Tab. 3 Properties of the SiC-TiC ceramic composites

	Volume density/(g/cm <sup>3</sup> )	Relative density/%	Bending strength/MPa	Fracture toughness/(MPa·m <sup>1/2</sup> )
S1	3.132	98.5	437±24	4.04±0.20
S2	3.171	98.7	474±22	4.41±0.30
S3	3.215	99.0	513±23	4.83±0.30
S4	3.260	99.3	552±22	5.07±0.20
S5	3.288	99.1	491±26	4.56±0.30

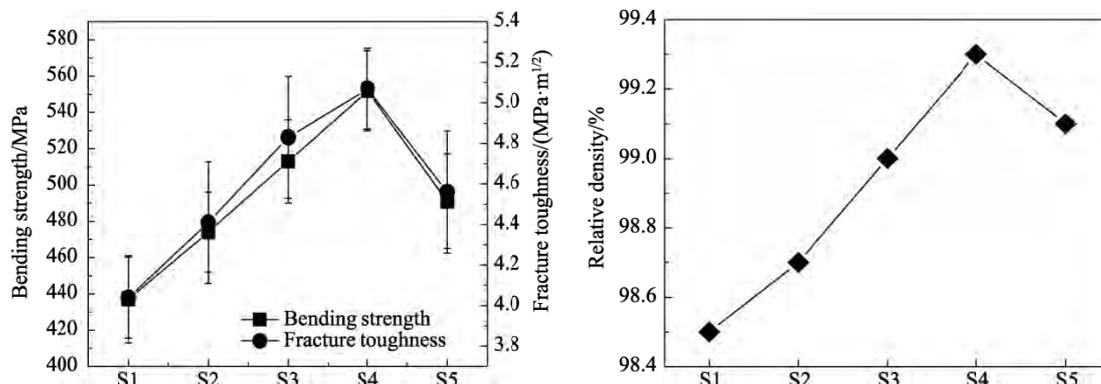


图1 试样的性能

Fig. 1 Mechanical properties of the ceramic samples

图 2(a)未添加 TiC 试样的显微结构的晶粒尺寸较粗,随着 TiC 投入量的增加,试样 S2-S4 断面结构晶粒尺寸逐渐细化,由图 2(e)可见,当添投量超过一定值时则出现晶粒长大现象,说明适量 TiC 的加入可以细化 SiC 晶粒,而晶粒细化可以使复合材料力学性能得以提升。由图 2(a)可发现,烧结体比较致密,但存在有少量的封闭气孔,断口形貌以平、滑为主,局部区域有轻微的凹凸起伏状,为经典的穿晶断裂方式,因此,试样 S1 的性能较低。由图 2(b)可以看到,基体的微观结构致密,但仍有气孔存在,断裂面形貌即变得起伏、蜿蜒,穿晶断裂所占比例降低,沿晶断裂所占比例升高,说明在 SiC 陶瓷材料中添加了部分 TiC 后,使得材料发生断裂的方式由穿晶断裂为主,向沿晶断裂方式与穿晶断裂方式共生转变,力学性能也有相应提高。由图 2(c)、(d)可知,形貌蜿蜒起伏的

程度有所增强,说明了当 TiC 的投入量有所增加后,断裂方式转变的比例相应得以提升,性能也随之提高。虽然图 2(e)中试样 S5 的微观形貌同样呈现凹凸不平的形态,但可发现有大晶粒存在于结构中,且断裂方式表现为穿晶断裂,可能微观形貌发生了变化就是表 3 中试样 S5 的力学性能降低的原因所在,说明此时已经超出了 TiC 的最佳添投范围。

陶瓷材料以颗粒离散补强增韧的机理主要有:微裂纹增韧、裂纹偏转增韧、钉扎(钉铆)效用等<sup>[3,15]</sup>。由图 3(a)、图 3(b)试样 S4 的断口 SEM 及 EDS 图片可以看到,颗粒拔出的韧窝(Spectrum1 位置)经过 EDS 分析,图 3(c)所示, Si 元素和 C 元素的峰值很高,其间夹杂了微量的 Ti 元素,说明此处是 SiC 颗粒。而图 3(d)中,在韧窝的边缘部位(Spectrum2 位置)的 EDS 图片中可以看到, Ti 元素

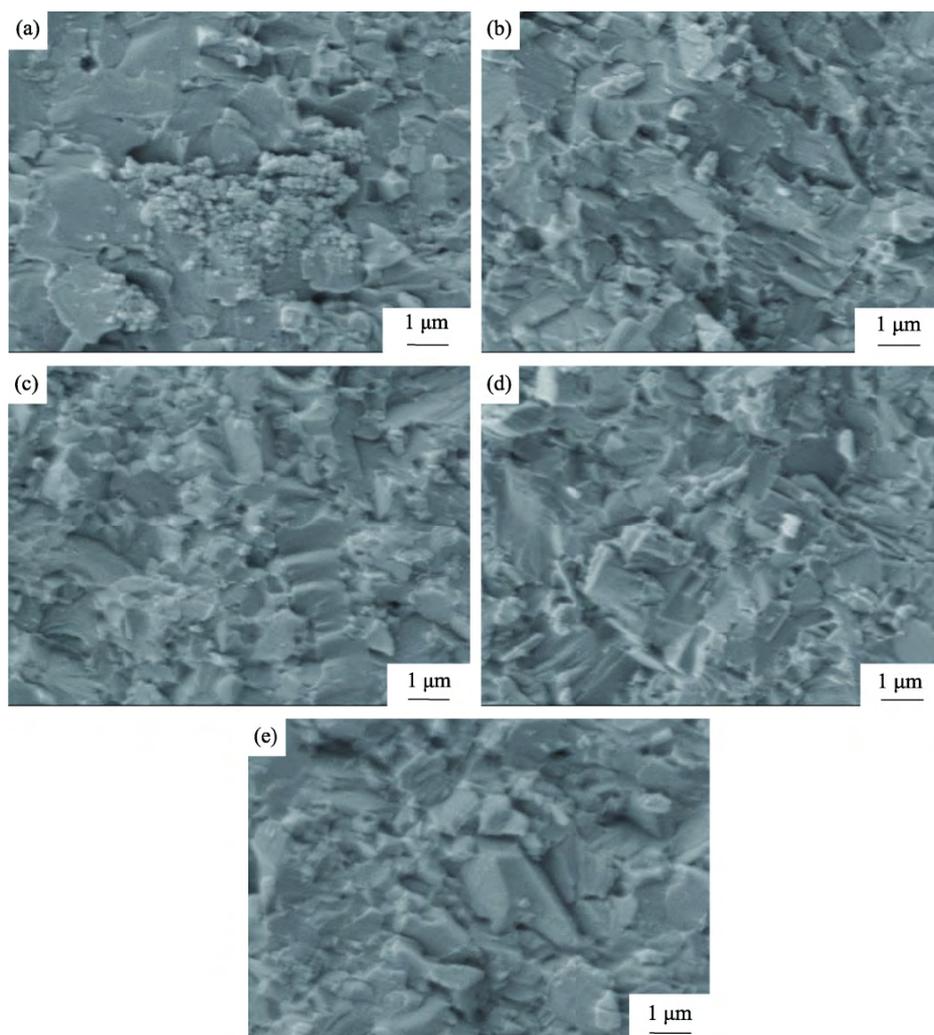


图 2 试样的扫描电镜图片:(a) 试样 S1;(b) 试样 S2;(c) 试样 S3;(d) 试样 S4;(e) 试样 S5  
Fig. 2 SEM images of the samples: (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4 and (e) S5

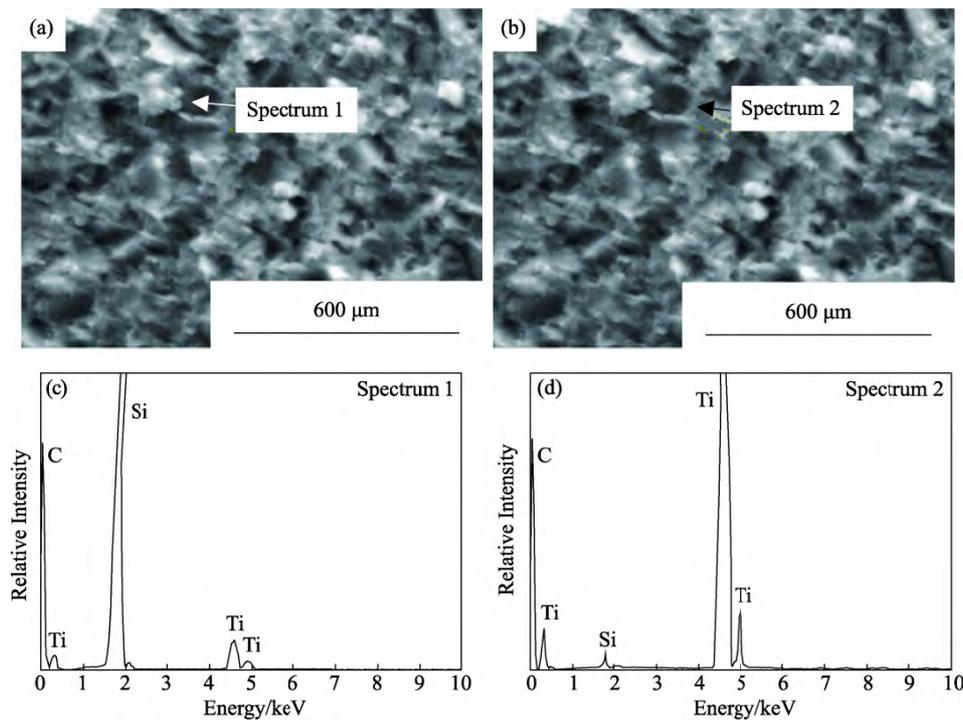


图 3 试样 S4 的断口显微形貌及能谱分析：(a) 试样 S4；(b) 试样 S4；(c) 光谱 1；(d) 光谱 2  
Fig. 3 Fractured surface SEM images and energy spectrum analysis (EDS) spectra of the samples S2 and S4

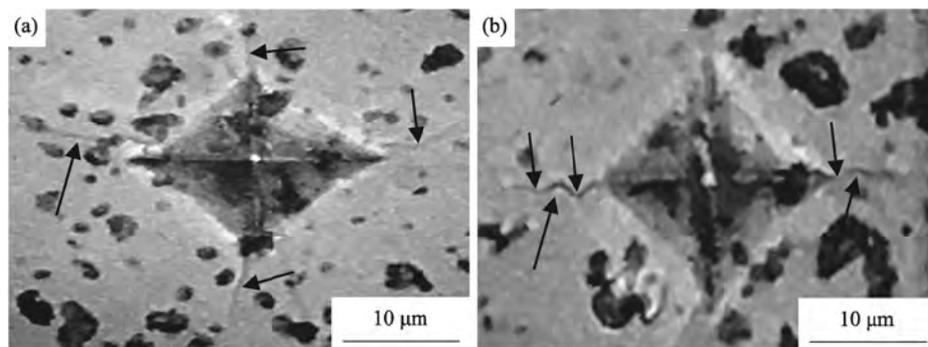


图 4 试样 S1 和 S4 表面裂纹扩展路径图片：(a) 试样 S1；(b) 试样 S4  
Fig. 4 SEM images of the crack propagation path on the surface of the samples S1 and S4: (a) S1 and (b) S4

和 C 元素的峰值较高,并且夹杂了少量的 Si 元素,说明此处是 TiC。即 TiC 分布在 SiC 颗粒周围的晶界处,高温时阻碍 SiC 晶界的迁移及晶粒长大。由图 2 和图 4 可以看出,试样 S1 的裂纹扩展路径较平滑,而试样 S4 的裂纹扩展路径较曲折,说明 TiC 颗粒的投入使得断裂面的断裂方式产生变动,这可能是因为碳化硅材料中投入 TiC 后,TiC 颗粒散布于 SiC 的晶粒界面处,起到钉扎(钉铆)效用,成为晶粒长大的障碍,使得微观结构保持晶粒细小、均匀的需求得以保障,并在基体受到外来压力作用下产生裂纹或发生断裂时,阻挡裂纹的扩张,使其岔开或发生偏转,断裂面的形貌越蜿蜒、

越曲折,所耗费的断裂能越多,断裂韧性值也就越高。但是当投入超过一定量时,可能会出现碳化硅晶界处较多 TiC 颗粒的积聚,降低了阻挠 SiC 晶粒长大的效用,因此,大尺寸晶体的形成使材料的性能出现下调势头。由图 7(a)试样 S4 的 XRD 图谱可以看出,在 SiC 基体中添加 TiC 颗粒进行补强增韧,烧结体的主要物相是 SiC 和 TiC,说明两者基本没有发生明显的反应,而是以独立形态存在于复合材料中。因而,推测在 SiC 陶瓷材料中添投 TiC 的增韧得益于 SiC 基体中 TiC 颗粒的离散效果所激发的裂纹偏转和钉扎效用。

## 2.2 抗氧化行为与机理

将试样 S4 置于空气气氛中, 在设定的条件下利用静态氧化的方式, 通过对试样氧化后的单位面积增重状况的评估, 并经过观测氧化后试样的外表面层及氧化层剥除后的基体层结构(SEM)以及对在不同的氧化温度下所形成的氧化层进行物相分析(XRD), 探讨了试样的氧化过程与机理。表 4 为于不同温度下保温 2 h 静态氧化后试样的单位增重情形。

从表 4 中的实验数据可以目睹, 同一种试样(S4)在氧化保温时间同等(2 h)而氧化温度不同的试验条件下, 都出现了增重的迹象。800 °C 即有氧化印记出现, 单位增重为 8.54 g/m<sup>2</sup>。当氧化温度提升至 1150 °C 时, 加剧了试样的氧化程度, 单位

增重 46.05 g/m<sup>2</sup>。再次将氧化温度提高到 1200 °C 后, 试样的氧化增重程度趋于缓慢, 为 47.79 g/m<sup>2</sup>。

图 5 和图 6 是试样 S4 分别经过 800 °C, 保温 2 h 和 1200 °C, 保温 2 h 氧化后 SEM 照片。由图 5(a)中可观察到, 在 800 °C, 保温 2 h 静态氧化条件下, 试样表面形成了氧化层, 有小颗粒残留, 并散布有少量的裂纹, 可能是由于氧化温度较低, 缺乏充足的反应, 所生成的氧化物没有连成一个整体, 未合拢的部位以裂纹的方式呈现, 而这些裂纹会成为氧气继续进犯基体内部的“高速公路”。图 5(b)为氧化层剥除后基体的结构图片, 上层颗粒处于半氧化状态, 下层可以观测到有相对完好的晶粒存在, 说明氧化处在持续进行的过程。从图 6(a)中可以看出, 试样在 1200 °C 经过 2 h 的

表 4 不同温度下试样的氧化程度

Tab. 4 Oxidation degree of the samples at different temperatures

Experimental conditions	The surface area of the sample/mm <sup>2</sup>	The quality before oxidation/mg	The oxidized quality /mg	weight increment/ mg	The unit weight increment/(g/m <sup>2</sup> )
800 °C	585.25	1571	1576	5	8.54
1150 °C	586.37	1577	1604	27	46.05
1200 °C	585.92	1575	1603	28	47.79

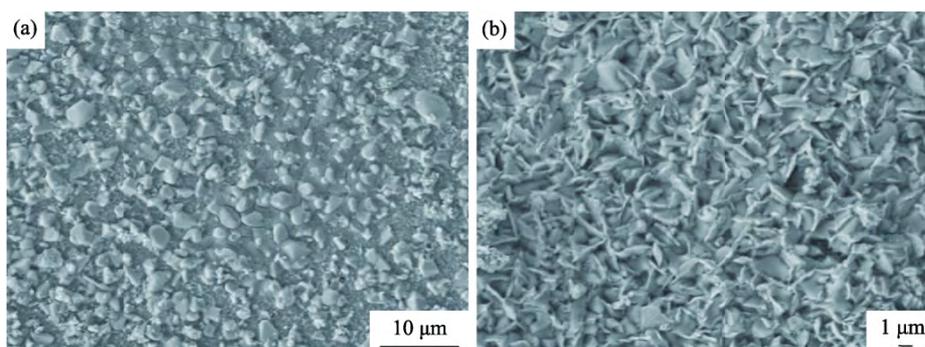


图 5 试样 800 °C, 2 h 的扫描电镜图片: (a) 氧化层表面, (b) 剥除氧化层后的基体

Fig. 5 SEM images of the sample at 800 °C for 2 h: (a) oxide layer surface and (b) matrix after stripping the oxide layer

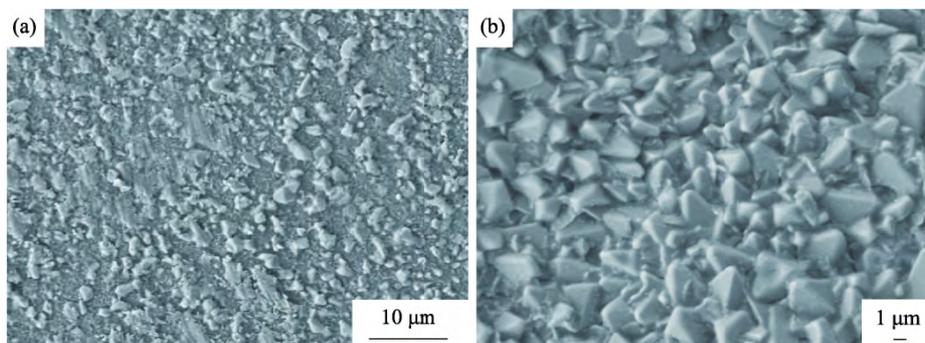


图 6 试样 1200 °C, 2 h 的扫描电镜图片: (a) 氧化层表面, (b) 剥除氧化层后的基体

Fig. 6 SEM images of the sample at 1200 °C for 2 h: (a) oxide layer surface and (b) matrix after stripping the oxide layer

静态氧化后,表面形成一层较为密实的氧化层,表面没有发现肉眼可见的裂纹及气孔等缺陷,说明氧化反应进行得较为充分,产物颗粒紧密黏结。从图 6(b)可得,样品剥除氧化层后的基体结构十分致密,晶粒间的界面结合非常清晰、完整,基本上已没有明显的氧化痕迹,证实了在此氧化条件下,试样表面形成了对基体结构具有保护作用的致密性氧化层。

由图 7 试样 S4 的 XRD 图片可以看出,材料在氧化前主要物相为 SiC 和 TiC。试样经过 800 °C 氧化后,主要物相为 SiC 和 TiO<sub>2</sub>,没有明显的 TiC 峰存在,说明基本已全部氧化为 TiO<sub>2</sub>,此时 SiC 氧化所形成的 SiO<sub>2</sub> 未能检测到,应该是以非晶态存在。当氧化温度提升到 1150 °C 时,主要物相为 TiO<sub>2</sub>、SiC 和 SiO<sub>2</sub>,与 800 °C 氧化结果相比,TiO<sub>2</sub> 的峰值有所增加,意味着此时结晶程度更高,而 SiC 峰值有所减小,预示着 SiC 氧化程度加剧,此时出现了 SiO<sub>2</sub> 峰,应该是在此温度下部分 SiO<sub>2</sub> 晶化的结果。当氧化温度进一步提高到 1200 °C 后,主要物相仍为 TiO<sub>2</sub>、SiO<sub>2</sub> 和微量 SiC,但与图 7(c) 相比,TiO<sub>2</sub> 和 SiO<sub>2</sub> 峰值只有轻微的增加,而 SiC 峰值进一步降低,基本接近于没有。说明在 1200 °C 保温 2 h 时,氧化反应基本趋于完成,所形成的致密性氧化层的物相主要为 TiO<sub>2</sub>、SiO<sub>2</sub> 和极少量的 SiC。

对陶瓷材料而言,其高温氧化过程相当复杂。

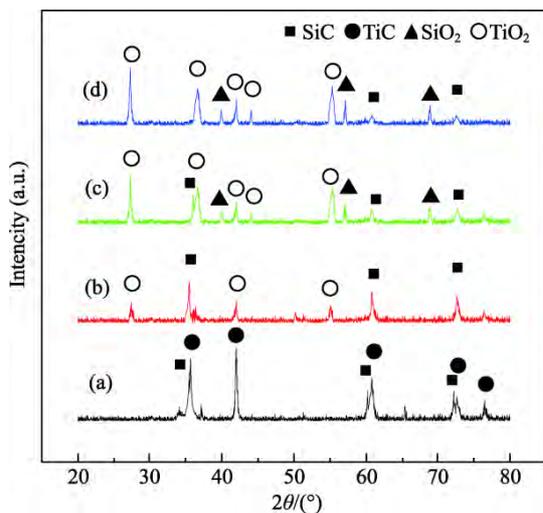


图 7 试样 S4 在不同温度下氧化 2 h 的 XRD 图谱:  
(a) 氧化前; (b) 800 °C; (c) 1150 °C; (d) 1200 °C  
Fig. 7 XRD patterns of the sample S4 oxidized for 2 h at different temperatures: (a) before oxidation, (b) 800 °C, (c) 1150 °C and (d) 1200 °C

首先,气相氧分子碰撞基体材料时形成物理吸附;然后,氧分子分解为氧原子再与基体的自由电子形成了化学吸附;最后,在特定温度下基体元素与氧元素产生一系列的化学反应,生成的氧化产物覆盖在基体表面。由于基体材料组织结构及特性的不同,再加上环境要素乃至氧分压的迥异,所生成的表面氧化层密实程度也不尽相同,根据是否能够隔绝基体继续被氧化,可以分为保护性氧化层和非保护性氧化层两类。本静态氧化试验随着氧化过程的施行,所生成的氧化层也越来越致密,直至表面缺陷消失,生成了对基体产生显明保护作用的密致性氧化层,可以显著削弱甚至隔断氧化进程,此时氧气只能依靠其在所生成的氧化层内的扩散能力缓慢地渗入基体。

### 3 结 论

本研究以 SiC 作为基体材料,添加部分 TiC 为补强相显著提高了材料的力学性能。当 TiC 添加量为 9 wt.% 时,复合材料的力学性能最佳,其断裂韧性为 5.07 MPa·m<sup>1/2</sup>,抗弯强度为 552 MPa,相对密度为 99.3%,接近理论密度。陶瓷复合材料获得的增韧效果得益于 SiC 基体中 TiC 颗粒的离散效果所激发的裂纹偏转和钉扎效用。在空气中经过温度 1200 °C 以及保温 2 h 的静态氧化条件下,试样表面形成了一层对基体具有有效保护作用的致密性氧化层。

#### 参考文献:

- [1] 陈宇红,韩凤兰,吴澜尔. 碳化硅陶瓷的无压烧结技术[J]. 宁夏工程技术, 2002, 1(1): 32-34.  
CHEN Y H, HAN F L, WU L E. Ningxia Engineering Technology, 2002, 1(1): 32-34.
- [2] 王静,张玉军,龚红宇. 无压烧结碳化硅研究进展[J]. 陶瓷, 2008, (4): 17-20.  
WANG J, ZHANG Y J, GONG H Y. Ceramic, 2008(4): 17-20.
- [3] 周玉. 陶瓷材料学[M]. 北京: 科学出版社, 2004.
- [4] PROCHAZKA S. Sintering of silicon carbide [A]. Burke J J. Proceedings of the conference on ceramics of high applications [C]. Hyannis: MA, 1975: 239.
- [5] 龚亦农,徐洁,丘泰. 常压烧结 SiC 陶瓷的研究[J]. 江苏陶瓷, 2001, 34(1): 12-15.  
GONG Y N, XU J, QIU T. Jiangsu Ceramics, 2001, 34(1): 12-15.
- [6] 胡继林,刘鑫,丁常泽,等. 真空原位合成 SiC-TiC 复

- 合粉末及其氧化性能研究[J]. 中国陶瓷, 2012, 48(6): 27-29.
- HU J L, LIU X, DING C Z, et al. China Ceramics, 2012, 48(6): 27-29.
- [7] 赵兴中, 张国威, 欧阳锦林. TiC-Ni 系高温自润滑金属陶瓷的研究[J]. 摩擦学学报, 1992, 12(4): 309-316.
- ZHAO X Z, ZHANGG W, OUYANG J L. TRIBOLOGY, 1992, 12(4): 309-316.
- [8] 李辰冉, 谢志鹏, 赵林. 碳化硅陶瓷材料烧结技术的研究与应用进展[J]. 陶瓷学报, 2020, 41(2): 137-149.
- LI C R, XIE Z P, ZHAO L. Journal of Ceramics, 2020, 41(2): 137-149.
- [9] 王晓刚, 崔佳, 刘银波, 等. 碳化硅陶瓷热压烧结性能的研究[J]. 中国陶瓷, 2014, 50(4): 11-14.
- WANG X G, CUI J, LIU Y B, et al. China Ceramics, 2014, 50(4): 11-14.
- [10] 李瑜煜, 张仁元. 热电材料热压烧结技术研究[J]. 材料导报, 2007, 21(7): 126-129.
- LI Y Y, ZHANG R Y. Materials Review, 2007, 21(7): 126-129.
- [11] 欧阳灿. 碳化硅材料在有色冶金领域的应用研究[J]. 有色冶金节能, 2019, 35(3): 9-11.
- OUYANG C. Energy Saving of Nonferrous Metallurgy, 2019, 35(3): 9-11.
- [12] 吕振, 朱德贵, 钱慧, 等. 热等静压原位合成 SiC-TiC 复相陶瓷的微观组织与性能研究[J]. 粉末冶金技术, 2017, 35(3): 163-170.
- LV Z, ZHU D G, QIAN H, et al. Powder Metallurgy Technology, 2017, 35(3): 163-170.
- [13] 胡继林, 刘鑫, 胡传跃, 等. TiC 制备技术及其增强 SiC 基复合材料的研究进展[J]. 中国陶瓷, 2013, 49(12): 1-5.
- HU J L, LIU X, HU C Y, et al. China Ceramics, 2013, 49(12): 1-5.
- [14] ENDO H, UEKI M, KUBO H. Microstructure and mechanical properties of hot-pressed SiC-TiC composites [J]. Journal of Materials Science, 1991, 26: 3769-3774.
- [15] 穆柏春. 陶瓷材料的强韧化[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2002.

(编辑 王三海)