文章编号: 1004-0609(2011)06-1359-08

# RSiC-WC 复相陶瓷的性能及烧结机理

李 青,肖汉宁,高朋召,胡继林,郭文明,汤杰雄(湖南大学 材料科学与工程学院,长沙 410082)

**摘 要:** 以不同配比的粗、细 SiC 粉体和 WC 粉体为原料,在2 200 ℃以上烧结得到 RSiC-WC 复相陶瓷。采用 XRD、SEM 和 EDS 对复相陶瓷的物相组成和微观形貌进行分析,并测定其开口气孔率、抗弯强度和电阻率。结 果表明: RSiC-WC 复相陶瓷中以 6H-SiC 和 WC 为主晶相,存在少量 W<sub>2</sub>C 晶相。烧结产物中 SiC 颗粒再结晶程 度良好,WC 在烧结温度下与 SiC 晶粒润湿性好。RSiC-WC 复相陶瓷的最低开口气孔率、最高抗弯强度和最低电 阻率分别为 19.2%、109 MPa 和 15 mΩ·cm。体系中 SiC 晶粒生长遵循蒸发-凝聚的烧结机理,WC 则以 W-C 液相 在 SiC 晶粒界面处聚集,抑制了 SiC 晶粒的长大。高温下形成的 W-C 液相能明显降低复相陶瓷的开口气孔率,使烧结体致密化。因而,添加一定量的 WC 改善复相陶瓷的力学性能,并对其电学性能起到调节作用。 关键词: RSiC-WC 复相陶瓷;再结晶;烧结机理;力学性能;电学性能 中图分类号: O611.6

# Properties and sintering mechanism of RSiC-WC composite ceramics

LI Qing, XIAO Han-ning, GAO Peng-zhao, HU Ji-lin, GUO Wen-ming, TANG Jie-xiong

(College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

**Abstract:** RSiC-WC composite ceramics were prepared using the coarse and fine SiC powders and WC powder as raw materials, which were well mixed in diverse proportion and ultimately sintered above 2 200 °C. The phase composition and microstructure of the RSiC-WC composites ceramics were investigated by XRD, SEM and EDS. The open porosity, flexural strength and electrical resistivity were all measured. The results show that in this ceramics, 6H-SiC and WC are the main crystalline phase, and W<sub>2</sub>C forms in the sintering process. The SiC grains recrystallize well, and the WC grains exist between SiC grains and well wet with SiC grains. The lowest open porosity, the highest flexural strength and the lowest electrical resistivity of the RSiC-WC composite ceramics are 19.2%, 109 MPa and 15 mΩ·cm, respectively. The growth of SiC grains follow the evaporation-agglomeration mechanism, and W-C aggregates among SiC grain boundary in the form of W-C liquid phase, resulting in the inhibition of SiC growth. The W-C liquid phase formed at elevated temperature can evidently decrease the open porosity of the composites and improve the densification. Consequently, a certain addition of WC powder efficiently promotes the mechanical and electrical properties of RSiC-WC composite ceramics.

Key words: RSiC-WC composite ceramics; recrystallization; sintering mechanism; mechanical property; electrical property

碳化硅(SiC)作为一种先进陶瓷材料,具有优良的 高温力学性能、热学性能和化学稳定性<sup>[1-3]</sup>,SiC 及其 SiC 复相陶瓷因其良好的高温力学性能和半导体特性 而备受关注。SiC 在复相陶瓷中可作为基体组元或增

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50972042)

收稿日期: 2010-06-28; 修订日期: 2010-09-28

通信作者: 肖汉宁, 教授, 博士; 电话: 0731-88822269; E-mail: hnxiao@hnu.edu.cn

强相存在,国内外学者对 SiC 复相陶瓷进行了诸多研 究: WANG 等<sup>[4]</sup>和 GUO 等<sup>[5]</sup>通过无压烧结合成 ZrB<sub>2</sub>-SiC 复相陶瓷,并讨论其氧化行为对强度的影响,认 为表面的玻璃化氧化层能显著提高材料的抗弯强度。 LUO 等<sup>[6]</sup>采用放电等离子烧结法(SPS)合成了 SiC-TiC 复相陶瓷,研究表明材料中 SiC 与 TiC 有着良好的化 学相容性,其断裂形式为穿晶和沿晶断裂。MICELE 等<sup>[7]</sup>在 SiC 基体中添加 30%MoSi<sub>2</sub>(体积分数)和少量 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>助剂液相烧结得到 SiC-MoSi<sub>2</sub>,讨论复相陶瓷的 摩擦行为和耐磨性能。LI 等<sup>[8]</sup>烧结(SiC, TiB<sub>2</sub>)/B<sub>4</sub>C 复 相陶瓷,研究了其微观结构下的晶粒细化机理和网络 层积织构,测试洛氏硬度、弯曲强度和断裂韧性分别 达到 HRA88.6、540 MPa 和 5.6 MPa·m<sup>1/2</sup>。大量研究表 明,第二相的添加能改善 SiC 陶瓷的力学性能,促进 烧结体的致密化<sup>[9-13]</sup>。碳化钨(WC)是一类金属间填充 型化合物,具有过渡金属碳化物半金属半陶瓷的特性, 其显著特点是具有较高的弹性模量、热导率和电导 率<sup>[14-15]</sup>,在高温特殊领域有着日益广泛的应用。WC 与 SiC 有着相似的物理化学性质,在高温下同属六方 晶系,热膨胀系数失配低<sup>[16]</sup>。周松青等<sup>[17]</sup>对 SiC-WC 复相陶瓷的前期研究表明, SiC-WC 复相陶瓷具有高 温自润滑特性和优良的高温耐磨性能, PANG 等<sup>[18]</sup>通 过固相反应合成了具有低热膨胀系数的 SiC-WC 多孔 陶瓷,其最低热膨胀系数为 4.11×10<sup>-6</sup> ℃<sup>-1</sup>。再结晶 碳化硅(RSiC)是一种兼具结构和功能特性的碳化硅材 料,其承载能力高,抗热震性能好,具有优异的高温抗 氧化和抗侵蚀能力,最高使用温度可达1700 ℃<sup>[19-20]</sup>。 然而,RSiC 的烧结温度高,烧结体开口气孔率较 大, 弹性模量和抗弯强度相比其他超高性能陶瓷偏 低,限制了其应用范围。国内外对第二相添加到 RSiC 陶瓷中对其烧结和力学及电学性能的研究鲜有报 道。本文作者选择 WC 作为添加第二相,可望通过高 温烧结改善 RSiC-WC 体系的烧结性能,实现对其结 构与功能的有效调控,满足结构-功能一体化材料的 应用需求。

### 1 实验

#### 1.1 材料制备

将商业粗 SiC 粉(约 100 μm,纯度≥99%(质量分数))和细 SiC 粉(约 1 μm,纯度≥98.5%(质量分数))酸 洗后按质量比 65:35 混合,再分别添加 0、1%、5%、 10%(体积分数)的 WC 微粉(1~3 μm,纯度≥99.5%(质 量分数)),SiC 与 WC 粉末在玛瑙研钵中加入适量粘结 剂和去离子水进一步混合均匀,陈腐 12 h 后在钢模中 (12 mm×12 mm×65 mm)模压(150 MPa)成型。成型样 品分别编号 SW0、SW1、SW5、SW10,干燥后置于 Ar 气氛炉中,在 2 200~2 400 ℃下烧结,保温 1 h。

#### 1.2 物相表征与性能测试

采用 X 射线衍射仪(D/max2550PC, Cu K<sub>a</sub>)分析所 得材料的物相组成;采用环境扫描电子显微镜(FEI quanta 200)表征材料断面的微观形貌;采用电子衍射 能谱(EDS, genesis xm-2)对微区进行元素分析。

用 Archimedes 法测定材料的体积密度和开口气 孔率,方法参照 GB 7314—87,采用三点弯曲法测试 材料的抗弯强度,试样尺寸为 12 mm×12 mm×65 mm,跨距 50 mm,加压速率 0.5 mm/min,测试 3~5 个样品取平均值;采用四探针法(数字式四探针测试 仪,SX 1934)测定材料的电阻率,量程为 2、20 和 200 mV,样品表面抛光,每个样品在抛光面不同区域分别 测试 4~6 次。

## 2 结果与分析

#### 2.1 WC 添加量和烧结温度对 RSiC-WC 物相的影响

烧结 RSiC-WC 复相陶瓷的 XRD 谱如图 1 所示。 SW10 的主晶相为 6H-SiC 和 WC。当烧结温度为 2 300 和 2 400 ℃时, SW5、SW1 中出现较弱的 W<sub>2</sub>C 的特 征峰,说明复相陶瓷中存在 W<sub>2</sub>C 次晶相。SW1 经 2 400 ℃烧结后,WC 特征峰几乎完全消失,W<sub>2</sub>C 峰 明显。不同 WC 添加量和不同温度区间烧结得到的复 相陶瓷的物相分析结果如表 1 所列。

RSiC-WC复相陶瓷中SiC(102)的晶面间距在添加WC后增大(见表 1),部分WC填充到SiC的晶格之中。同时发现,不同WC含量和不同烧结温度下SiC的晶面间距发生了增大或减小的变化(见表 2),说明WC与SiC形成了间隙型的有限固溶体。因固溶体的固溶度有限,这使固溶体在一定温度环境、一定固溶程度下变得不稳定,发生偏析和离解。

#### 2.2 WC 添加量和烧结温度对 RSiC-WC 形貌的影响

图 2 所示为 RSiC-WC 复相陶瓷断面的形貌。由 图 2 可看出,随着烧结温度的升高,RSiC 晶粒长大, WC 颗粒逐渐减少。2 200 ℃时,SiC 小颗粒出现明显 的烧结颈,开始与 WC 颗粒熔合在一起(见图 2(a))。 2 300 ℃时,小颗粒 SiC 已基本烧结长大,WC 颗粒 明显减少,以液相形式与 SiC 晶粒润湿,并附着于 SiC



图 1 不同烧结温度下 RSiC-WC 复相陶瓷的 XRD 谱 Fig.1 XRD patterns of RSiC-WC composite ceramics sintered at different temperatures: (a) SW10; (b) SW5; (c) SW1

表1	RS	iC-WC 复相陶瓷物相的 XRD 结果
Table	1	XRD results of RSiC-WC composite ceramics

Volume fraction of	Phase			
WC powder/%	2 200 °C	2 300 °C	2 400 °C	
10	WC	WC	WC	
5	WC	W <sub>2</sub> C, WC	W <sub>2</sub> C, WC	
1	WC	W <sub>2</sub> C, WC	$W_2C$	

表 2 WC 含量的对 SiC(102)晶面间距的影响

**Table 2** Effect of WC content on interplanar spacing of (102)SiC (nm)

Temperature/°C	SW1	SW5	SW10
2 200	0.253 07	0.252 25	0.252 67
2 300	0.252 25	0.251 83	0.252 52
2 400	0.252 80	0.253 21	0.252 65

晶粒表面(见图 2(b))。当烧结温度达到 2 400 ℃时, SiC 晶粒继续烧结长大,WC 形成的液相存在于 SiC 晶粒界面(见图 2(c));大量液相则在 SiC 晶粒空隙聚集 (见图 2(d))。比较图 2(c)和(d)发现,在同一烧结温度 下,随着 WC 含量的增加,复相陶瓷中的空隙有明显 减少,SiC 晶粒长大不明显。

# 2.3 WC 添加量和烧结温度对 RSiC-WC 抗弯强度的 影响

2 400 ℃烧结 RSiC-WC 复相陶瓷的开口气孔率 随着 WC 含量的增加先降低后增高(见图 3),该温度下 SW5 的开口气孔率最低,为 19.2%。SW10 的开口气 孔率较 SW5 的略有升高。SEM 结果表明:添加一定 量的 WC 可在相对较高温度下形成 W-C 液相,液相与 SiC 晶粒润湿性良好,最终聚集在 SiC 晶粒界面,填 充了 SiC 晶粒烧结形成的空隙。而当 WC 含量过高时,W-C 液相将大量聚集,增加其不均匀分布的可能性。 液相大量聚集的区域其空隙较少,液相较少的区域空 隙仍然存在,SiC 晶粒生长虽然受到抑制,但 SiC 晶 粒界面将受到局部液相不均匀性的影响,使得 SiC 晶 粒不规则长大,导致复相陶瓷中的空隙不能有效减少。

RSiC-WC复相陶瓷的抗弯强度测试结果如图4所示。由图4可看出,SW1、SW5和SW10的抗弯强度 在烧结温度下较SW0的均有提高,SW5的抗弯强度 在2400℃时增幅最大并达到最高,为109MPa。SW0 抗弯强度在2400℃时有所降低,这是因为高温下SiC 晶粒在烧结完成后继续长大,导致抗弯强度降低。当 添加WC后,2400℃时,各样品的抗弯强度不再降 低,说明WC有效抑制了SiC晶粒长大;2300℃和 2400℃时,SW5的抗弯强度均高于SW10的抗弯强 度,这是由SW10中大量不均匀分布的液相引起,最 终导致了抗弯强度下降。

# 2.4 WC 添加量和烧结温度对 RSiC-WC 电阻率的 影响

测试烧结 RSiC 的电阻率约为 5~21 Ω·cm(见图 5), RSiC-WC 复相陶瓷的电阻率较未添加 WC 的 RSiC 陶



图 2 不同温度烧结 RSiC-WC 复相陶瓷的断面形貌

**Fig.2** Fracture surface morphologies of RSiC-WC composite ceramics sintered at different temperatures: (a) SW1, 2 200 °C; (b) SW1, 2 300 °C; (c) SW1, 2 400 °C; (d) SW10, 2 400 °C



图 3 2400 ℃烧结 RSiC-WC 复相陶瓷的开口气孔率 Fig.3 Open porosity of RSiC-WC composite ceramics sintered at 2400 ℃

瓷的电阻率有显著降低(见图 6)。由图 6 可看出, SW0、 SW1、SW5、SW10 的电阻率均随烧结温度的升高而 降低,2 200~2 300 ℃时降幅较大。随着 WC 含量的 增加,复相陶瓷的电阻率持续下降,最低为 15 mΩ·cm。 添加 WC 形成的 W-C 液相使体系中空隙减少,电流通 过的相对截面积增加,电流通路路径缩短,因而大幅 降低复相陶瓷的电阻率,而不同含量 WC 的添加也可



- 图 4 RSiC-WC 复相陶瓷的抗弯强度
- Fig.4 Flexural strength of RSiC-WC composite ceramics

对复相陶瓷的电阻率起到调节作用。

#### 2.5 RSiC-WC 复相陶瓷反应及烧结机理

RSiC-WC复相陶瓷中SiC晶粒随温度升高烧结长大。SEM形貌表明:SiC颗粒间在颈部烧结并连接成片,因而认为复相陶瓷中SiC遵循蒸发-凝聚的烧结机理<sup>[19]</sup>。



图 5 烧结 RSiC(SW0)的电阻率

Fig.5 Resistivity of sintered RSiC





WC 晶粒在烧结温度下将逐渐失去表面的 C 原 子,形成 WC<sub>1-x</sub>(见式(1))。WC 和 W<sub>2</sub>C 的熔点均在 2 800 ℃以上,而 WC<sub>1-x</sub>在 1 500 ℃以上生成(见图 7),并以 液相形式存在,2 500 ℃以上仍能稳定存在<sup>[21]</sup>。因而 在烧结温度下,体系中液相的主要成分为 WC<sub>1-x</sub>。XRD 分析结果表明: RSiC-WC 复相陶瓷中存在 W<sub>2</sub>C 相, W<sub>2</sub>C 可由以下反应生成,式(2)的反应热力学 $\Delta G$  与温 度 *T* 的关系如图 8 所示。

$$WC_{1-x}(l) \longrightarrow W_2C + C_{1-2x} \tag{1}$$

$$WC \longrightarrow W_2C + C$$
 (2)

热力学计算表明,1500 K 左右反应的ΔG 开始大 于 0,当 *T*=2500 K 时,Δ*G*=-55.78 kJ/mol,高于此温 度反应将变得更加容易发生。

由表 1 可知,当 WC 添加量为 1%(体积分数)、烧结温度为 2 400 ℃时,复相陶瓷中 WC 特征峰几乎完

全消失,剩下 W<sub>2</sub>C 特征峰。这一结果可能是由于原料 SiC 表面覆盖了 SiO<sub>2</sub> 非晶态氧化层,SiO<sub>2</sub> 与 WC 反应



图 7 W-C 的相图

Fig.7 Phase diagram of W-C



**Fig.8** Relationship between *T* and  $\Delta G$ 

如式(3):

$$WC+SiO_2 \longrightarrow W_2C+SiC+CO$$
 (3)

高温下 WC 不完全失去 C 生成 W<sub>2</sub>C, SiO<sub>2</sub> 不断消 耗 WC 游离出来的 C,使得反应式(3)一直向右进行。 当 WC 添加量较少时(1%,体积分数),WC 可完全和 SiO<sub>2</sub> 反应生成 W<sub>2</sub>C 和 SiC。同时,在W-Si-C 三元体 系里,W<sub>2</sub>C 相对于 WC 是高温稳定相<sup>[22-23]</sup>;W<sub>2</sub>C 与 SiC 在烧结温度下也几乎不会发生固相反应<sup>[24]</sup>,反应 式(3)不可逆,W<sub>2</sub>C 在复相陶瓷中将稳定存在。而当 WC 含量为 10%(体积分数)时,复相陶瓷中没有 W<sub>2</sub>C 相。这可能是由于体系中 WC 相对于 SiC 的含量较高 时,W<sub>2</sub>C 与 SiC 固溶量增大,W<sub>2</sub>C 将进入 SiC 晶格, 使得 SiC 晶面间距增大,并生成不稳定 W-Si 相;当 烧结完成温度下降时,固溶体将发生偏析,W-Si 相在 低共熔点离解。在 XRD 谱中(见图 1), 20=26°左右有 较明显的石墨峰,一方面说明体系在烧结过程中,足 够的游离 C 使少量 WC 和 SiO<sub>2</sub>作用转化为 W<sub>2</sub>C; 另 一方面说明在有游离 C 存在的情况下,W-Si 相偏析的 产物更趋向于形成晶体中有较少 C 空位的 WC, SiC 晶面间距则相应减小。

伴随着 SiC 晶粒蒸发-凝聚的烧结过程, WC 发生 了自身的液相转变以及与 SiC 之间的固相反应。在较 低烧结温度下(2 200~2 300 ℃), WC 颗粒与 SiC 小颗 粒初步润湿,并熔合形成 SiC 与 WC 的界面。此时, 一方面 SiC 小颗粒开始烧结长大,另一方面 WC 颗粒 变得圆润,失去棱角(见图 9(a))。随着温度的升高 (2 300~2 400 ℃),WC 晶粒失去 C 原子生成高 W 含 量的 W-C 液相。液相随着烧结的进行逐渐熔合,聚集, 以黏性流动的形式迁移到体系中能量最低的 SiC 晶粒 烧结颈部,最终表现为 W-C 相大量存在于 SiC 晶粒之 间的界面或填充于 SiC 晶粒之间的空隙(见图 9(b))。

由图 9 可知,复相陶瓷整体上明暗区域分布均匀, 边界明显,有熔合痕迹。对图 9(b)中的微区进行 EDS 能谱分析(见图 10(a)),表明该区存在 C、W 和 Si 3 种



图 9 WC 晶粒与 SiC 晶粒界面和 SiC 晶粒与 W-C 液相固溶析出相的形貌

Fig.9 Morphologies of interface between WC grain and SiC grain(a) and dissociation of SiC grain and liquid W-C phase solid solution(b)





Fig.10 EDS analysis(a) and scanning map of elements distribution of C(b), Si(c) and W(d) in Fig.9(b)

元素。灰色暗区为 SiC 晶粒; 白色亮区则聚集了大量 W,该区域具有明显的液相烧结形貌,这是由 W-C 液 相在烧结过程中形成(见图 10(b)~(d))。白色亮区中包 含 Si 元素,说明 W-C 液相在烧结过程中聚集在 SiC 晶粒界面处,并与 SiC 固相晶粒反应,两者固溶后又 随温度降低变得不稳定,最终离解为 SiC 和 W-C 两个 紧密结合,相互交融的固相。

W-C 液相中的 WC 晶格失去 C 而产生 C 原子空 位,烧结体系中为了平衡空位将产生的间隙阳离子<sup>[25]</sup> 有利于液相的流动迁移以及液相与固相之间的润湿, 促进了界面反应,加快了 SiC 晶粒表面固相扩散的进 程。

从图 2 中可以发现,2 400 ℃时,烧结 SW10 复 相陶瓷与 SW1 相比,SiC 晶粒未见明显增大,W-C 相 致密而连续,与 SiC 晶粒之间结合紧密。说明添加一 定量的 WC 使复相陶瓷中 SiC 的烧结势垒降低,再结 晶更充分,晶粒长大得到抑制。W-C 液相存在于 SiC 晶粒界面,通过烧结应力使 SiC 晶粒发生滑移与重排, 降低了整个烧结体系的表面能,复相陶瓷中空隙被填 充,致密度增加,力学和电学性能提高。

## 3 结论

1) RSiC-WC 复相陶瓷中以 6H-SiC 和 WC 为主要 晶相,存在少量 W<sub>2</sub>C 晶相。体系中 WC 能与 SiC 发 生固溶并使 SiC 晶格增大。

2) RSiC-WC 复相陶瓷的烧结是以 SiC 的蒸发-凝 聚、W-C 液相黏性流动的扩散传质为烧结机理。SiC 与 W-C 相在高温下能形成固溶体,低温下发生偏析而 离解,析出产物聚集在 SiC 晶粒界面,填充了 SiC 晶 粒间的孔隙,抑制了 SiC 晶粒长大。

3) W-C 相在 RSiC-WC 复相陶瓷中起到固溶强化 作用,能改善其力学性能,并显著降低复相陶瓷的电 阻率。其最低开口气孔率、最高抗弯强度和最低体积 电阻率分别为 19.2%、109 MPa 和 15 mΩ·cm。

#### REFERENCES

- HARRIS G L. Properties of silicon carbide[M]. London: INSPEC Institution of Electrical Engineers, 1995: 406–418.
- [2] CHOYKE W J, MATSUNAMI H. Silicon carbide: Recent major advances[M]. Berlin, New York: Springer, 2004: 221–225.
- [3] BÖHME O, SPETZ A L, LUNDSTRÖM I. Nanoparticles as the active element of high-temperature metal-insulator-silicon

carbide gas sensors[J]. Advanced Materials, 2001, 13(8): 597-601.

- [4] WANG Xin-gang, GUO Wei-ming, ZHANG Guo-jun. Pressureless sintering mechanism and microstructure of ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics doped with boron[J]. Scripta Materialia, 2009, 61: 177–180.
- [5] GUO Wei-ming, ZHANG Guo-jun. Oxidation resistance and strength retention of ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2010, 30: 2387–2395.
- [6] LUO Yong-ming, LI Shu-qin, PAN Wei, LI Liu. Fabrication and mechanical evaluation of SiC-TiC nanocomposites by SPS[J]. Materials Letters, 2003, 58: 150–153.
- [7] MICELE L, PALOMBARINI G, GUICCIARDI S, SILVESTRONI L. Tribological behaviour and wear resistance of a SiC-MoSi<sub>2</sub> composite dry sliding against Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>[J]. Wear, 2010, 269: 368–375.
- [8] LI Ai-ju, ZHEN Yu-hua, YIN Qiang, MA Lai-peng, YIN Yan-sheng. Microstructure and properties of (SiC, TiB<sub>2</sub>)/B<sub>4</sub>C composites by reaction hot pressing[J]. Ceramics International, 2006, 32: 849–856.
- [9] HU Chun-feng, YOSHIO S, TANAKA H, TOSHIYUKI N, GUO Shu-qi, GRASSO S. Microstructure and properties of ZrB<sub>2</sub>-SiC composites prepared by spark plasma sintering using TaSi<sub>2</sub> as sintering additive[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2010, 30: 2625–2631.
- [10] GUO Wei-ming, VLEUGELS J, ZHANG Guo-jun, WANG Pei-ling, van der BIEST O. Effects of Re<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Re = La, Nd, Y and Yb) addition in hot-pressed ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2009, 29: 3063–3068.
- [11] BALESTRA R M, RIBEIRO S, TAGUCHI S P, MOTTA F V, BORMIO-NUNES C. Wetting behaviour of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AlN additive on SiC ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2006, 26: 3881–3886.
- [12] RODRÍGUEZ-ROJAS F, ORTIZ A L, BORRERO-LÓPEZ O, GUIBERTEAU F. Effect of the sintering additive content on the non-protective oxidation behaviour of pressureless liquid-phasesintered α-SiC in air[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2010, 30: 1513–1518.
- [13] ZHANG Hui, YAN Yong-jie, HUANG Zheng-ren, LIU Xue-jian, JIANG Dong-liang. Pressureless sintering of ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics: The effect of B<sub>4</sub>C content[J]. Scripta Materialia, 2009, 60: 559–562.
- [14] RASIT K. Tungsten carbide (WC) synthesis from novel precursors[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2000, 20: 1859–1869.
- [15] ADORJAN A, SCHUBERT W D. WC grain growth during the early stages of sintering[J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2006, 24: 365–373.
- [16] 肖汉宁,高朋召.高性能结构陶瓷及其应用[M].北京:化学 工业出版社,2006:179.

XIAO Han-ning, GAO Peng-zhao. High-performance structural ceramics and its application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 179.

- [17] 周松青,肖汉宁,杨巧勤. SiC和 SiC-WC 复相陶瓷高温自润 滑特性及其机理[J]. 硅酸盐学报, 2004, 32(12): 1470-1475.
  ZHOU Song-qing, XIAO Han-ning, YANG Qiao-qin. Self-lubricating property and mechanism of SiC and SiC-WC composite ceramics at high temperature[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2004, 32(12): 1470-1475.
- [18] PANG Ji-feng, LI Jin-ping. Low thermal expansion porous SiC-WC composite ceramics[J]. Ceramics International, 2009, 35: 3517–3520.
- [19] KRIEGESMANN J. Microstructure control during consolidation of fine grained recrystallized silicon carbide[J]. Key Engineering Materials, 2004, 264/268: 2199–2202.
- [20] KRIEGESMANN J, SCHUMACHER M. Silicon carbide fiber reinforced recrystallized silicon carbide[J]. Key Engineering

Materials, 2004, 264/268: 1063-1066.

- [21] HUANG W. Thermodynamic properties of the Nb-W-C-N system[J]. Z Metallkde, 1997, 88: 63–68.
- [22] SON S J, PARK K H. Interfacial reactions and mechanical properties of W-SiC in-situ joints for plasma facing components[J]. Journal of Nuclear Materials, 2004, 329/333: 1549–1552.
- [23] GOESMANN F, SCHMID-FETZER R. Stability of W as electrical contact on 6H-SiC: phase relations and interface reactions in the ternary system W-Si-C[J]. Materials Science and Engineering B, 1995, 34: 224–231.
- [24] BARIN I. Thermochemical Properties of Pure Substances[M]. New York: VCH Publishers, 1989: 1245–1246.
- [25] BUHSMER C P, CRAYTON P H. Carbon self-diffusion in tungsten carbide[J]. Journal of Materials Science, 1971, 6: 981.

(编辑 李艳红)