

# 层状 $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$ 陶瓷在 $1300^\circ\text{C}$ 下的抗氧化性及其残余强度的研究

刘晓燕, 魏春城, 牛金叶, 杨赞中, 于长新

(山东理工大学 材料科学与工程学院, 淄博 255049)

**摘 要:** 采用流延-层叠-热压的方法制备了不同石墨界面层的层状  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  超高温陶瓷, 研究其在  $1300^\circ\text{C}$  下氧化 0.5~10 h 的氧化行为以及氧化时间对室温残余强度的影响, 观察了增重量随氧化时间的变化, 并对其物相和形貌进行了分析。结果表明, 石墨界面层中添加 40vol%  $\text{ZrB}_2$  和 10vol% SiC 制备的层状  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  超高温陶瓷, 室温弯曲强度为 670 MPa, 断裂韧性为  $13.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , 氧化 10 h 后弯曲强度仍达 429 MPa, 断裂韧性仍达  $10.25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , 优异的残余强度是由于表面形成了致密的  $\text{SiO}_2$  玻璃层而阻止了材料内部被氧化。

**关 键 词:**  $\text{ZrB}_2$ ; 层状陶瓷; 氧化; 残余强度

中图分类号: TG33 文献标识码: A

## Oxidation Resistance and Residual Strength of Laminated $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$ Ceramics at $1300^\circ\text{C}$

LIU Xiao-Yan, WEI Chun-Cheng, NIU Jin-Ye, YANG Zan-Zhong, YU Chang-Xin

(School of Materials Science and Engineering, Shandong University of Technology, Zibo 255049, China)

**Abstract:** The laminated  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  ultra high temperature ceramic with different graphite interface layers were successfully prepared by tap-casting-stacking-hot press. The oxidation behavior at  $1300^\circ\text{C}$  for 0.5-10 h and the influence of oxidation time on residual strength at room temperature were studied. In addition, the gain weight along with the change of oxidation time was observed, and phase and morphology were analyzed. The results show that the laminated  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  ultra high temperature ceramic prepared by adding 40vol%  $\text{ZrB}_2$  and 10vol% SiC in the graphite interface layer obtains the best mechanical properties with room temperature flexural strength of 670 MPa and the fracture toughness of  $13.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . After 10 h oxidation, the flexural strength is still up to 429 MPa, and the fracture toughness is still up to  $10.25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . The excellent residual strength is attributed to the formation of a dense glass layer of  $\text{SiO}_2$  on the surface which prevents the internal material from being oxidized.

**Key words:**  $\text{ZrB}_2$ ; Laminated ceramics; oxidation; residual strength

$\text{ZrB}_2$  基超高温陶瓷是一种超高温陶瓷材料, 具有熔点高、硬度高以及良好的抗氧化烧蚀性能, 被广泛应用于飞行器翼前缘、鼻锥等热端关键部位<sup>[1-4]</sup>。

而  $\text{ZrB}_2$  非氧化物陶瓷的强度受氧化过程的影响较大, 为了更好地应用于航空航天领域, 研究材料的抗氧化性以及氧化后的力学性能非常必要<sup>[5-7]</sup>。

收稿日期: 2016-11-25; 收到修改稿日期: 2017-02-05

基金项目: 山东省自然科学基金(ZR2014JL032), 山东省科技发展计划项目(2014GZX201008, 2011SJGZ10)  
Natural Science Foundation of Shandong Province, China(ZR2014JL032); Science and Technology Development Plan of Shandong Province, China(2014GZX201008, 2011SJGZ10)

作者简介: 刘晓燕(1990-), 女, 硕士研究生. E-mail: liuxy108110@163.com

通讯作者: 魏春城, 副教授. E-mail: chun\_cheng@sdu.edu.cn

Hwang 等<sup>[8]</sup>研究了 SiC 颗粒大小对 ZrB<sub>2</sub> 基复合材料的影响,发现加入 SiC 能够提升 ZrB<sub>2</sub> 的致密度,且随着 SiC 颗粒尺寸的减小, ZrB<sub>2</sub> 的致密度不断提高,从而使抗氧化性能得到提高。Guo 等<sup>[9]</sup>实验发现, ZrB<sub>2</sub>-SiC 陶瓷在 1500℃氧化 0.5 h 后的室温弯曲强度较未氧化前有大幅度的提高。Sciti 等<sup>[10]</sup>制备并研究了 ZrB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub> 陶瓷的抗氧化性,发现在高温下 MoSi<sub>2</sub> 可以发生氧化,并在表面形成 SiO<sub>2</sub> 保护层,该材料在 1200℃氧化后的弯曲强度为 370MPa。

近年来,通过模仿生物结构而制备的层状陶瓷成为研究的焦点,层状陶瓷是根据贝壳珍珠层的结构设计<sup>[11-12]</sup>。研究表明层状结构能够使裂纹在材料断裂过程中发生偏转,从而延长裂纹长度,断裂功增加,并由原来的脆性断裂变为二次或多次断裂,从而提高断裂韧性<sup>[13]</sup>。Li 等<sup>[14]</sup>制备了层状和块状 ZrB<sub>2</sub>-SiC 复合材料,并分别在 1400℃和 1500℃下进行氧化实验,结果表明,层状复合材料具有更好的抗氧化性能,并与普通复合材料的氧化机理不同。虽然对层状复合材料的氧化行为有过研究,但是对其氧化后的室温力学行为还鲜有报道。

本工作通过流延-层叠-热压的方法制备了层状 ZrB<sub>2</sub>-SiC-G 超高温陶瓷,并研究了其在 1300℃下空气中氧化 0.5~10h 的氧化行为以及氧化时间对室温弯曲强度和断裂韧性的影响,观察其氧化后的微观形貌,并对其物相组成进行分析。

1 实验方法

实验采用的主要原料: ZrB<sub>2</sub> 粉体(粒度 5 μm, 纯度 98.5%, 丹东市化工研究所有限责任公司), SiC 粉体(粒度 0.5 μm, 纯度 99%, 山东潍坊新方磨料磨具有限公司), 石墨(青岛天盛石墨有限公司)。

仿生层状 ZrB<sub>2</sub>-SiC-G 陶瓷采用流延法制备流延基片,其基本工艺如下:将 80vol% ZrB<sub>2</sub> 和 20vol% SiC 球磨混合,将一定量的聚乙烯醇缩丁醛和乙二醇作为粘结剂和增塑剂溶于无水乙醇中,然后将球磨得到的粉料加入其中,经搅拌使其充分混合,再经真空除气得到均匀、稳定的流延浆料,并在自制的流延装置上流延成型 ZrB<sub>2</sub> 基体层流延片。石墨流延片的制备步骤同上。为了提高石墨界面层的抗氧化性以及和基体层的结合性,本实验在石墨界面层中添加不同比例的耐高温 ZrB<sub>2</sub> 和 SiC 颗粒。流延片经干燥,剪裁,交替层叠放入石墨模具中,模具上涂一层 BN 作为脱模剂。经 650℃真空脱脂后放入热压炉中进行烧结,烧结条件为: 30 MPa 压力下,

升温至 1900℃,并保温 1 h。各试样的配比见表 1。

烧结材料经切割、磨削、抛光后制成尺寸为 2 mm×4 mm×22 mm 的断裂韧性试样和 3 mm×4 mm×36 mm 的三点弯曲试样。将试样放置在氧化铝底座上,使二者的接触面积尽量达到最小,然后一同放入箱式电阻炉中,试样在 1300℃、静止空气中进行氧化,加热速率为 4℃/min,氧化时间分别为 0.5、2 和 10 h。氧化前后分别测量尺寸和重量,测试天平的精确为 0.1 mg,增重数值取平均值。氧化试样分别进行断裂韧性和三点弯曲强度测试,测试过程中,加压方向均为垂直于层面方向。测试完成后用能谱仪(EDS)、扫描电子显微镜(SEM)和 X 射线衍射仪(XRD)对试样的显微结构和物相进行观察分析。

2 结果与讨论

2.1 层状 ZrB<sub>2</sub>-SiC-G 陶瓷的显微形貌分析

层状 LZS-1、LZS-2 和 LZS-3 陶瓷的基体层原料、配比和厚度相同,实验选取层状 LZS-3 陶瓷进行分析。图 1 为层状 LZS-3 陶瓷的表面、断面 SEM 照片和层状 LZS-1 陶瓷的断面 SEM 照片,图中灰色颗粒为 ZrB<sub>2</sub>,直径约为 4 μm;黑色颗粒为 SiC,直径约为 1 μm。由图 1(c)和图 1(e)可以看出层与层之间的厚度比较均匀,基体层的厚度约为 300 μm,界面层的厚度约为 30 μm。层状 LZS-3 陶瓷(图 1(c))与层状 LZS-1 陶瓷(图 1(e))相比,基体层与界面层之间的界线并不是特别明显,这是因为层状 LZS-3 陶瓷界面层中的 ZrB<sub>2</sub> 和 SiC 颗粒较多,与基体层的配比较为接近,使层间结合力较强导致层界限并不明显。由图 1(d)和图 1(f)可见,层状陶瓷基体层中 ZrB<sub>2</sub> 颗粒的断裂方式主要是穿晶断裂和少量的沿晶断裂。

2.2 层状 ZrB<sub>2</sub>-SiC-G 陶瓷的物相分析

层状 ZrB<sub>2</sub>-SiC-G 陶瓷是非氧化物陶瓷,在升温氧化过程中会发生一系列反应,如反应(1-5)所示<sup>[15]</sup>:

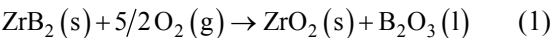


表 1 层状 ZrB<sub>2</sub>-SiC-G 陶瓷各层的组成配比  
Table1 Composition ratio of each layer in laminated ZrB<sub>2</sub>-SiC-G ceramics

Sample	Matrix layer	Interface layer
LZS-1	ZrB <sub>2</sub> -20vol%SiC	Graphite-20vol%ZrB <sub>2</sub> -10vol% SiC
LZS-2	ZrB <sub>2</sub> -20vol%SiC	Graphite-30vol%ZrB <sub>2</sub> -10vol% SiC
LZS-3	ZrB <sub>2</sub> -20vol%SiC	Graphite-40vol%ZrB <sub>2</sub> -10vol% SiC

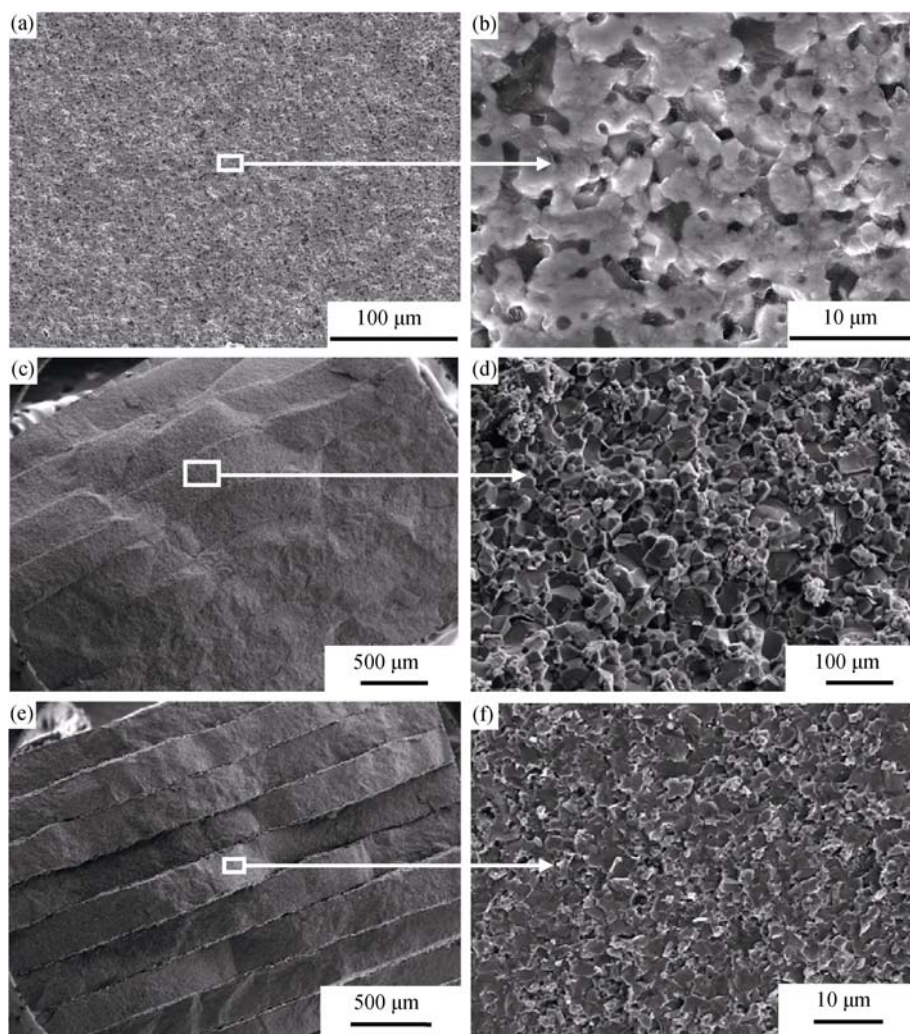


图1 层状陶瓷的 SEM 照片

Fig. 1 SEM images of laminated ceramics

(a, b) Surface of laminated LZS-3 ceramic; (c, d) Fracture surface of laminated LZS-3 ceramic; (e, f) Fracture surface of laminated LZS-1 ceramic

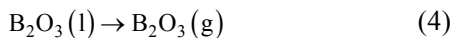
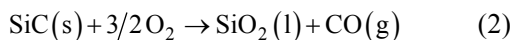


图2是经 $1300^\circ\text{C}$ 氧化0.5和10 h后层状 LZS-3 陶瓷的 XRD 图谱。从图2(a)中可以看出, 氧化0.5 h后陶瓷的表面物相主要为  $\text{ZrO}_2$ 、 $\text{ZrB}_2$ 、 $\text{ZrSiO}_4$  和  $\text{SiC}$ ; 而氧化10 h后的表面物相主要为  $\text{ZrO}_2$ 、 $\text{ZrB}_2$  和  $\text{ZrSiO}_4$ , 除此之外, 图2(b)中还存在  $\text{SiC}$  特征峰, 这主要是由于氧化生成的硅酸盐玻璃相, 在 $1300^\circ\text{C}$ 下挥发性较低, 使表面  $\text{SiC}$  颗粒被包覆, 抑制了材料的进一步氧化。氧化的初始阶段,  $\text{ZrB}_2$  氧化生成  $\text{ZrO}_2$  和  $\text{B}_2\text{O}_3$ ,  $\text{B}_2\text{O}_3$  熔点为  $450^\circ\text{C}$ , 具有较高的蒸汽压, 易于挥发,  $\text{ZrO}_2$  颗粒残留在试样表面, 并在表面形成大量的孔洞, 使氧气进一步向内部扩散。同时, 在此温度下  $\text{SiC}$  氧化生成  $\text{SiO}_2$  玻璃相和  $\text{CO}$  气体, 通过 XRD 图谱不能检测出  $\text{SiO}_2$  玻璃相的存在,

并且少量  $\text{SiO}_2$  玻璃相与  $\text{ZrO}_2$  发生反应生成少量的  $\text{ZrSiO}_4$ (公式(5))。随着氧化时间的增长, 表面  $\text{SiC}$  颗粒完全氧化, 生成足够的  $\text{SiO}_2$  玻璃相, 使表面缺陷得以愈合, 并在材料表面形成致密的保护层, 从而阻止了氧气向内部扩散。

### 2.3 层状 $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$ 陶瓷的氧化增重分析

图3是层状  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  陶瓷的氧化增重曲线, 从图中可以看出, 随着氧化时间的延长, 氧化增重量逐渐增加, LZS-1、LZS-2 和 LZS-3 陶瓷氧化10 h的增重量分别达到  $2.91$ 、 $2.32$  和  $2.04 \text{ mg/cm}^2$ , 这说明层状 LZS-3 陶瓷的抗氧化性能比层状 LZS-1 陶瓷优异。结合氧化增重曲线, 应用广义速率方程对氧化动力学进行分析<sup>[16]</sup>。公式如下:

$$w^2 = kt \quad (6)$$

式中,  $w$  为氧化增重量,  $k$  为氧化速率常数,  $t$  为氧化时间。根据氧化增重量, 计算氧化10 h的速率常数(见表2)。从表2中速率常数  $k$  值可以看出, 层状 LZS-3 陶瓷

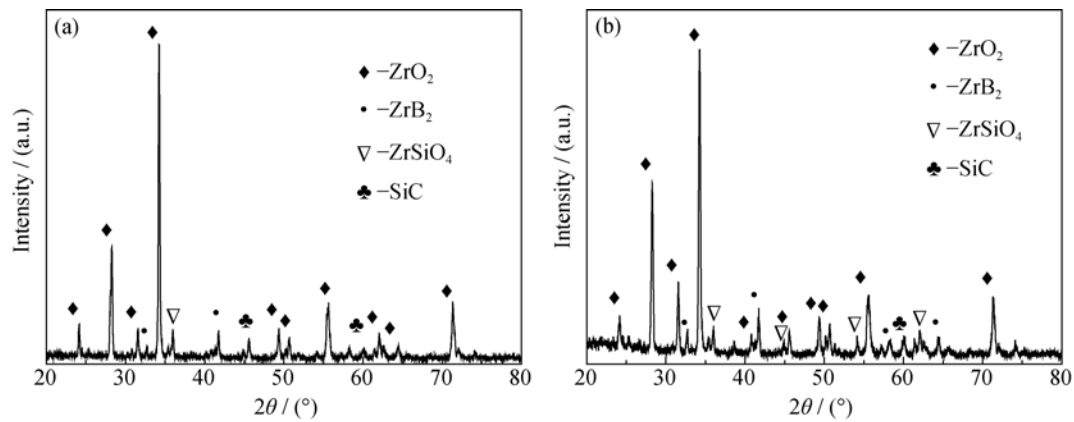


图 2 层状  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  陶瓷  $1300^\circ\text{C}$  氧化(a) 0.5 h 和(b)10 h 的 XRD 图谱  
Fig. 2 XRD patterns of laminated  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  ceramic after oxidation for (a) 0.5 h and (b) 10 h

的氧化速率较层状 LZS-1 陶瓷降低了 50.59%。说明层状 LZS-3 陶瓷具有较高的抗氧化性,这与氧化增重实验分析结果相一致。这也说明在一定范围内,界面层中添加耐高温颗粒比例越多层状  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  陶瓷的抗氧化性能越好。

图 4 是在  $1300^\circ\text{C}$  下氧化 0.5 h 和 10 h 后层状 LZS-3 陶瓷的表面 SEM 照片。由图 4(a)可以看出,在  $1300^\circ\text{C}$  下氧化 0.5 h,试样表面并没有形成致密的氧化层保护膜,而是由少量的  $\text{SiO}_2$  玻璃相和  $\text{ZrO}_2$  颗粒组成,且表面有大量的裂纹(图 4(b))。这是因为在  $800^\circ\text{C}$  时  $\text{ZrB}_2$  首先发生氧化生成  $\text{ZrO}_2$  和  $\text{B}_2\text{O}_3$ ,而  $\text{B}_2\text{O}_3$  具有较大的蒸汽压,容易挥发,会在表面残留疏松的  $\text{ZrO}_2$  颗粒(见图 4(b)),在  $1300^\circ\text{C}$  下氧化 0.5 h,  $\text{SiC}$  氧化生成的  $\text{SiO}_2$  玻璃相并不能将表面的缺陷完全修补,但在一定程度上阻碍了  $\text{O}_2$  的扩散。由图 4(c)可以看出,氧化 10 h 后材料表面形成了致密的玻璃保护膜,由 EDS 能谱分析为  $\text{SiO}_2$ ,致密的玻璃相  $\text{SiO}_2$  保护膜进一步阻止了  $\text{O}_2$  向内部扩散,这是第二阶段氧化速率变慢的主要原因。

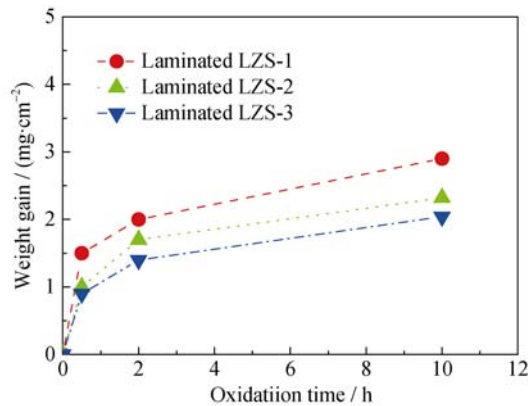


图 3 层状  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  陶瓷在  $1300^\circ\text{C}$  下的氧化增重曲线图  
Fig. 3 Plots of weight gain of the laminated  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  ceramic at  $1300^\circ\text{C}$

表 2 层状  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  陶瓷氧化 10 h 的  $k$  值

Table 2  $k$  values of the laminated  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  ceramic after oxidation for 10 h

Sample	LZS-1	LZS-2	LZS-3
$k / [(\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2})^2 \cdot \text{h}^{-1}]$	0.85	0.54	0.42

图 5 是在  $1300^\circ\text{C}$  下氧化后层状 LZS-3 陶瓷的断面 SEM 照片,从图中可以看出,氧化后层状结构明显,断面呈阶梯状。由图 5(b)和图 5(d)可以看出,试样内部  $\text{ZrB}_2$  颗粒依然以穿晶断裂为主,还有少量沿晶断裂,这说明试样内部没有被氧化,这是氧化 10 h 后,陶瓷仍然保持较高弯曲强度和断裂韧性的重要原因。

2.4 层状  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  陶瓷氧化后的力学性能

图 6 是在  $1300^\circ\text{C}$  下氧化不同时间后层状  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  陶瓷的室温弯曲强度和断裂韧性,由图中可以看出,层状 LZS-1、LZS-2 和 LZS-3 陶瓷在室温下的弯曲强度为 587、610、670 MPa,断裂韧性为 12.1、13.2、13.7  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ;而在氧化 0.5 h 后的弯曲强度下降为 419、478、507 MPa,断裂韧性下降为 11、11.5、12  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ,残余强度大幅降低是因于材料表面  $\text{ZrB}_2$  颗粒氧化生成  $\text{ZrO}_2$  颗粒和  $\text{B}_2\text{O}_3$  玻璃相,  $\text{B}_2\text{O}_3$  大量挥发形成孔洞,同时新生成的  $\text{ZrO}_2$  颗粒较  $\text{ZrB}_2$  颗粒体积变大,在表面形成了大量的裂纹。随着氧化时间的增长,弯曲强度和断裂韧性的下降趋于缓慢,氧化 2 h 后基本保持不变,以至于氧化 10 h 后的弯曲强度仍达 319、391、429 MPa,断裂韧性仍达 9.44、9.8、10.25  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。这是因于  $\text{SiC}$  氧化生成  $\text{SiO}_2$  玻璃相使表面缺陷愈合,并在表面形成了致密的保护膜,阻止了  $\text{O}_2$  向内部扩散。



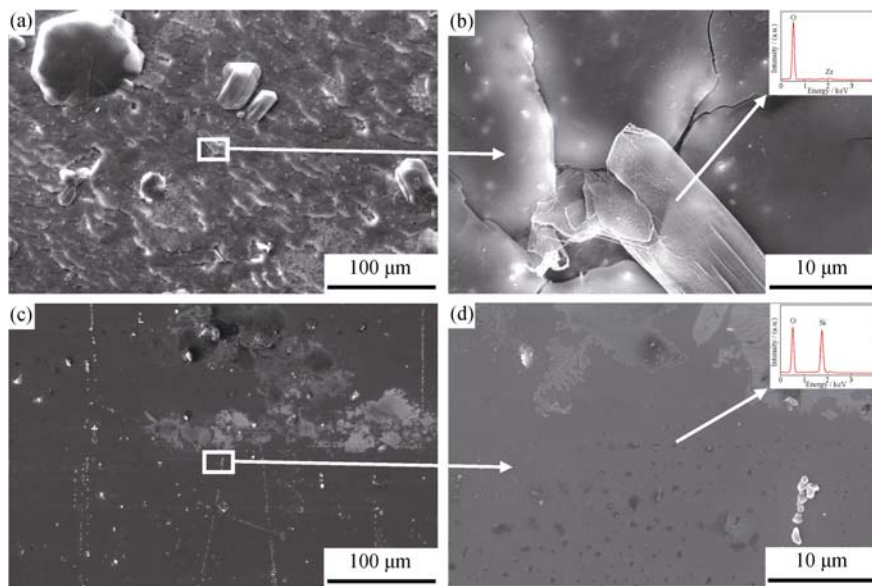


图 4 层状 LZS-3 陶瓷在  $1300^\circ\text{C}$  下氧化(a, b) 0.5 h 和(c, d)10 h 的表面 SEM 照片

Fig. 4 SEM images of the surface of laminated LZS-3 ceramic after oxidation at  $1300^\circ\text{C}$  for (a, b) 0.5 h and (c, d) 10 h

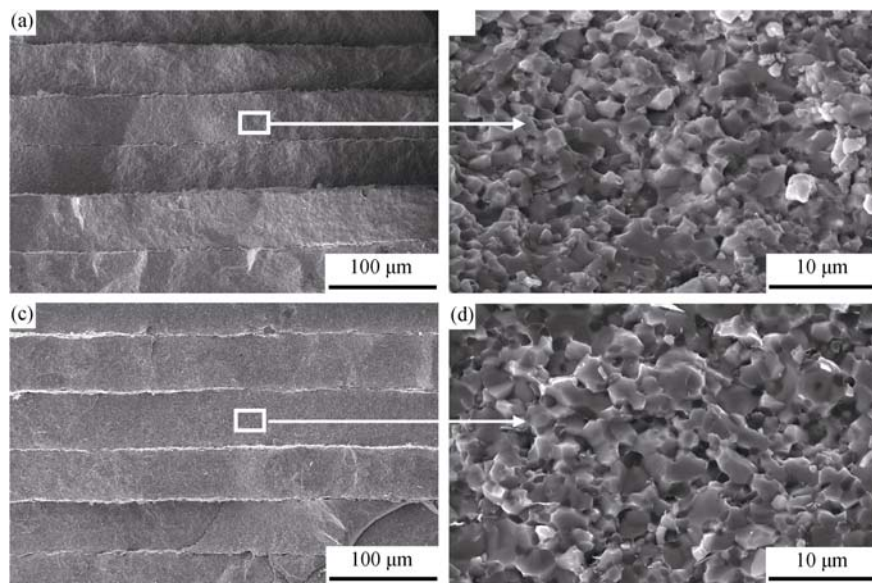


图 5 层状 LZS-3 陶瓷在  $1300^\circ\text{C}$  下氧化(a, b) 0.5 h 和(c, d)10 h 的断面 SEM 照片

Fig. 5 SEM images of fracture surface laminated LZS-3 ceramic after oxidation at  $1300^\circ\text{C}$  for (a, b) 0.5 h and (c, d) 10 h

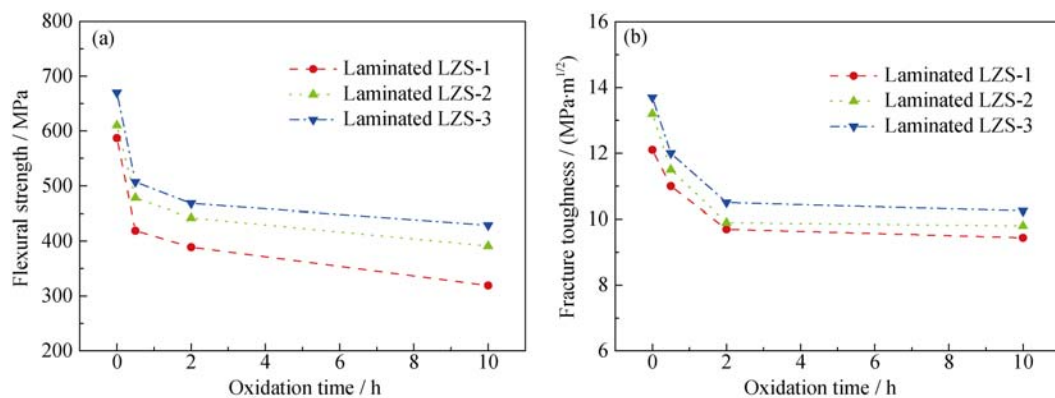


图 6 层状  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  陶瓷  $1300^\circ\text{C}$  下氧化不同时间后的弯曲强度(a)和断裂韧性(b)

Fig. 6 Flexural strength (a) and fracture toughness (b) of laminated  $\text{ZrB}_2\text{-SiC-G}$  ceramic after oxidation at  $1300^\circ\text{C}$  for different time

### 3 结论

1) 通过流延-层叠的方法在 1900℃、30 MPa 的条件下成功制备了层状 ZrB<sub>2</sub>-SiC-G 超高温陶瓷, 该材料的弯曲强度为 587、610、670 MPa, 断裂韧性为 12.1、13.2、13.7 MPa·m<sup>1/2</sup>。

2) 通过计算氧化速率常数, 层状 LZS-3 陶瓷的氧化速率常数比层状 LZS-1 陶瓷降低了 50.59%, 这是由于层状 LZS-3 陶瓷界面层中添加了更多的耐高温颗粒, 从而显示出较高的抗氧化性。

3) 层状 ZrB<sub>2</sub>-SiC-G 超高温陶瓷界面层不同, 氧化后的残余强度不同, 层状 LZS-3 陶瓷氧化后具有较高的残余强度, 在 1300℃ 下氧化 10 h 后由于表面形成了致密的玻璃相保护膜, 使弯曲强度仍达 429 MPa、断裂韧性仍达 10.25 MPa·m<sup>1/2</sup>。

### 参考文献:

- [1] ZAMHARIR M J, ASL M S, VAFA N P, *et al.* Significance of hot pressing parameters and reinforcement size on densification behavior of ZrB<sub>2</sub>-25vol% SiC UHTCs. *Ceramics International*, 2015, **41**(5): 6439–6447.
- [2] ZHANG GUO-JUN, ZOU JI, NI DE-WEI, *et al.* Boride ceramics: densification, microstructure tailoring and properties improvement. *Journal of Inorganic Materials*, 2012, **27**(3): 225–233.
- [3] YAN YONG-JIE, ZHANG HUI, HUANG ZHENG-REN, *et al.* Oxidation behaviors of the pressureless sintered ZrB<sub>2</sub>-SiC composites. *Journal of Inorganic Materials*, 2009, **24**(3): 631–635.
- [4] ASL M S, KAKROUDI M G. Characterization of hot-pressed graphene reinforced ZrB<sub>2</sub>-SiC composite. *Materials Science & Engineering A*, 2015, **625**: 385–392.
- [5] GUO S, MIZUGUCHI T, IKEGAMI M, *et al.* Oxidation behavior of ZrB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub>-SiC composites in air at 1500℃. *Ceramics International*, 2011, **37**(2): 585–591.
- [6] HE J, WANG Y, LUO L, *et al.* Oxidation behaviour of ZrB<sub>2</sub>-SiC (Al/Y) ceramics at 1700℃. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, **36**(15): 3769–3774.
- [7] ZIELONKA W. Effect of oxidation at 1100℃ on the strength of ZrB<sub>2</sub>-SiC-graphite ceramics. *Journal of Alloys & Compounds*, 2011, **509**(24): 6871–6875.
- [8] HWANG S S, VASILIEV A L, PADTURE N P. Improved processing and oxidation-resistance of ZrB<sub>2</sub> ultra-high temperature ceramics containing SiC nanodispersoids. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, **464**(1): 216–224.
- [9] GUO W M, ZHANG G J. Oxidation resistance and strength retention of ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 2010, **30**(11): 2387–2395.
- [10] SCITI D, BRACH M, BELLOSI A. Long-term oxidation behavior and mechanical strength degradation of a pressurelessly sintered ZrB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub> ceramic. *Scripta Materialia*, 2005, **53**(11): 1297–1302.
- [11] LI N, ZHOU S, JIN X, *et al.* Effect of surface oxidation on the flexural strength of ZrB<sub>2</sub>-SiC composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, **620**: 142–148.
- [12] ZHOU P, FAN Y, WANG P, *et al.* The indentation thermal shock behavior of laminated ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics with strong interfaces. *Ceramics International*, 2016, **42**(15): 17489–17496.
- [13] WEI C, ZHANG X, HU P, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laminated ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics with ZrO<sub>2</sub> interface layers. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2012, **30**(1): 173–176.
- [14] LI Y, LI Q, WANG Z, *et al.* Oxidation behavior of laminated ZrB<sub>2</sub>-SiC composites and monolithic ZrB<sub>2</sub>-SiC composites. *Ceramics International*, 2016, **42**(1): 2063–2069.
- [15] PADOVANO E, BADINI C, CWLASCO E, *et al.* Oxidation behavior of ZrB<sub>2</sub>/SiC laminates: Effect of composition on microstructure and mechanical strength. *Journal of the European Ceramic Society*, 2015, **35**(6): 1699–1714.
- [16] GUO W M, ZHANG G J. Oxidation resistance and strength retention of ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 2010, **30**(11): 2387–2390.